

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ УКРАИНЫ
АКАДЕМИЯ ИНЖЕНЕРНЫХ НАУК УКРАИНЫ
НАЦИОНАЛЬНАЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКАЯ АКАДЕМИЯ УКРАИНЫ

ТЕОРИЯ И ПРАКТИКА МЕТАЛЛУРГИИ

1-2

2017

ОБЩЕГОСУДАРСТВЕННЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ

Издается с марта 1997 года
Выходит 6 раз в год

Учредители: Отделение материаловедения и металлургии
Академии инженерных наук Украины
Национальная металлургическая академия Украины

Издатели: Отделение материаловедения и металлургии
Академии инженерных наук Украины
Национальная металлургическая академия Украины

Днепр
2017

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
НАЦІОНАЛЬНА МЕТАЛУРГІЙНА АКАДЕМІЯ УКРАЇНИ
АКАДЕМІЯ ІНЖЕНЕРНИХ НАУК УКРАЇНИ

Загальнодержавний науково-технічний журнал ISSN 1028-2335 <i>Випуск 1-2 (108-109) 2017р</i>	Засновники: Центр (відділення) матеріалознавства і металургії Академії інженерних наук України Національна металургійна академія України		
Свідоцтво о реєстрації: серія KB № 21962-11862ПР від 23 березня 2016 року Постановою президії Вищої атестаційної комісії України від <u>16.05.2016 р.</u> журнал включено до переліку наукових фахових видань України в галузі технічних наук за номером <u>1156</u> Рекомендовано вченою радою Національної металургійної академії України №<u>4</u> від <u>04.05.2017</u> Формат 60x84¹/₈. Ум.друк.арк. 25,0 Адреса редакції та видавця: Національна металургійна академія України, пр.Гагаріна, 4, м.Дніпро, 49005 т.(0562) 47-44-61; 0662911534 Тираж 100 прим.	<table><tr><td><i>Головний редактор, голова редакційної ради, Зам. головного редактора Відповідальний секретар,</i></td><td><i>чл.-кор. НАНУ О.Г. Величко д.т.н., проф. Л.В. Камкіна к.т.н., доцент Ю.О. Діннік</i></td></tr></table> д.ф-м.н., проф Ахундов В.М. д.т.н., проф. Бойченко Б.М. акад. НАНУ Гасик М.І. д.т.н., проф. Гладких В.А. д.т.н., проф. Грищенко С.Г. д.т.н., проф. Губинский М.В. д.т.н., проф. Иващенко В.П. д.т.н., проф. Камкіна Л.В. д.т.н. проф. Кадильникова Т.М. д.т.н. проф. Куваєв В.М. д.т.н., проф. Луньов В.В. д.т.н., проф. Мазур В.І. д.т.н., проф. Мамузич І. д.т.н., проф. Пінчук С.Й. д.т.н., проф. Проїдак Ю.С. д.т.н., проф. Тараканов А.К. д.т.н., проф. Хричіков В.Є. д.т.н., проф. Чернятевич А.Г. д.т.н., проф. Шатоха В.І. д.т.н., проф. Шломчак Г.Г. Комп'ютерне верстання О.Г.Безшукурєнко	<i>Головний редактор, голова редакційної ради, Зам. головного редактора Відповідальний секретар,</i>	<i>чл.-кор. НАНУ О.Г. Величко д.т.н., проф. Л.В. Камкіна к.т.н., доцент Ю.О. Діннік</i>
<i>Головний редактор, голова редакційної ради, Зам. головного редактора Відповідальний секретар,</i>	<i>чл.-кор. НАНУ О.Г. Величко д.т.н., проф. Л.В. Камкіна к.т.н., доцент Ю.О. Діннік</i>		

Передрук лише за дозвілом редакції
При використанні матеріалів посилання на журнал обов'язкове
**Видавництво не несе відповідальності за зміст матеріалу,
наданого автором до друку**
Матеріали публікуються на мові оригіналу
За якість перекладу статей на англійську мову редакція відповідальності не несе
**Редакційна рада залишає за собою право змінювати текст статей,
не впливаючи на загальний зміст наданого матеріалу**

УДК 669.147

Мяновская Я.В., Пройдак Ю.С.*

Оценка степени завершенности тепло- и массообменных процессов при движении фаз в процессах формирования марганцевых сплавов

Изложены результаты исследования взаимодействия капель шлака с газовым потоком в сталеплавильной печи. Показано, что теплообмен между каплями металла и шлака, омываемым их газовым потоком и каплями металла, осаждающимися в шлаке, практически полностью завершается.

Викладено результати дослідження взаємодії капель шлаку з газовим потоком в сталеплавильній печі. Показано, що теплообмін між каплями металу та шлаку, омиваемим їх газовим потоком та каплями металу, що осаждаються у шлаку, практично повністю завершується.

The results of the investigation of the interaction of drops of slag with a gas stream in a steel-smelting furnace are presented. It is shown that the heat exchange between the drops of metal and slag, washing with their gas flow and metal droplets, deposited in the slag, is almost completely completed.

Введение. Марганцевые руды и агломераты являются основными источниками марганца для сталеплавильной промышленности. Марганцевые сплавы широко используются в производстве стали. Среди них ведущее место занимают высокоуглеродистый ферромарганец и силикомарганец. В 2013 году мировое производство марганцевых сплавов составило 13,1 млн. тонн [1], из которых около 70% приходится на долю силикомарганца и 30% ферромарганца. Марганцевые сплавы в основном производятся в дуговых печах (SAF) с погруженной дугой путем карботермического восстановления оксидного марганцевого сырья. Теплота, необходимая для расплавления материалов поставляется электрической энергией через электроды. При производстве силикомарганца используют шлак марганцевый малофосфористый в качестве источника марганца и кварц как главный источник кремния. Флюсы, доломит и известняк, вводятся для корректировки свойств конечного шлака. В качестве источника углерода используется кокс, как наиболее распространенный углеродсодержащий материал. Температура производства ферромарганца и силикомарганца составляет соответственно 1400-1500°C и 1600-1650°C. Процесс и реакции описаны подробно в научной литературе [2,3].

Разработка новых технологий и оптимальный выбор сырьевой смеси требует более четкого понимания поведения материалов при высокотемпературной обработке и требует описания особенностей плавления, механизма процесса и кинетики реакций. Описание процесса плавления, реакций восстановления марганца и кремния из исходного сырья и формирования конечного состава сплава, является одним из

шагов для такого понимания. Обычно от 500 до 1000 кг шлака ферромарганца, содержащего 35-45% мас. оксида марганца и 15-30 мас. % кремнезема [3] образуется в процессе производства 1000кг высокоуглеродистого ферромарганца. Этот шлак используется в качестве источника марганца в производстве ферросиликомарганца. Использование шлака ферромарганца в производстве ферросиликомарганца увеличивает потребление энергии примерно на 500 кВт·ч/т шлака [3].

При выплавке ферросиликомарганца, введение доломита или карбоната увеличивает объем шлака, но при этом улучшается жидкоподвижность шлака [2,3] и улучшаются условия восстановления оксида марганца из шлака. Типичное содержание кремнезема в шлаке силикомарганца 35-45% мас. Этот шлак имеет температуру ликвидус 1573K-1653K (1300°C-1380°C), в зависимости от состава шлака. Повышение температуры или содержания кремнезема в шлаке и уменьшение отношения $(CaO+MgO)/Al_2O_3$, увеличивают коэффициент распределения кремния системы металл-шлак [4]. Стандартный сплав силикомарганца содержит от 65-70% мас. марганца, 15-20% мас. кремния и 1,5-2,5% мас. углерода. Содержание углерода в сплаве зависит от концентрации кремния: чем больше кремния в сплаве, тем ниже растворимость в нем углерода, поскольку химическая связь Mn-Si выше, чем Mn-C [5]. Он может быть получен из различных шихтовых смесей: марганцевой руды, марганцевого агломерата, шлака ферромарганца, кварцита и флюсов (доломита или карбоната кальция). Металлическая часть может быть представлена корольками металла, который запутался в шлаке или в виде отходов кремниевых сплавов.

*Мяновская Яна Валериевна, доцент НМетАУ, к.т.н.,

Пройдак Юрий Сергеевич, проректор НМетАУ, д.т.н., профессор.

Рецензент Иващенко Валерий Петрович, проректор НМетАУ, д.т.н., профессор.

Информацию о расположении фаз в реакционных зонах в печи дают выломки из промышленных печей. Внутренняя часть силикомарганцевой печи, описанной на основе анализа выломов 16 МВт печи [4, 6], включала в себя зону предварительного нагрева, первичную зону восстановления и зону коксового слоя. Различные шихтовые материалы при попадании в зону повышенных температур претерпевают различные фазовые превращения и взаимодействуют с углеродом, что влияет на расход кокса и электрической энергии, количества шлака и его состав, а также производительность печи. Процесс образования силикомарганца состоит из нескольких стадий. Вначале развиваются процессы восстановления высших оксидов марганца MnO_2 , Mn_2O_3 , Mn_3O_4 с участием CO , а затем MnO по реакции прямого восстановления до карбида марганца. Оксиды железа восстанавливают до металлического железа. Как отмечено [7,8], стадия формирования жидкого шлака и восстановления оксидов марганца завершается в верхней части коксового слоя, температура которого будет находиться в диапазоне от 1823K до 1873K [9].

Как установлено ранее [8], углеродотермическое восстановление оксидов марганца из руды идет обычно в присутствии железа, в результате чего возникает жидкая металлическая фаза $Mn-Fe-C$, что существенно влияет на термодинамику и кинетику процесса. Однако, процесс восстановления манганозита может сопровождаться образованием легкоплавкой эвтектики $MnO-SiO_2$ при контакте MnO с SiO_2 руды или кремнеземом шихты. В этом случае возникают локальные объемы жидкого шлака, которые при своем стекании в ванну печи могут взаимодействовать с твердыми шихтовыми материалами. Наиболее вероятными местами возникновения локальных объемов металлической фазы являются места непосредственного контакта MnO с углеродом кокса, а также поверхность контакта шлаковой фазы с углеродистым восстановителем. Возникновение объемов шлаковой фазы возможно за счет образования легкоплавкой эвтектики непосредственно из марганцевой руда как на поверхности самой руды, содержащей кремнезем, так и при образовании легкоплавкой эвтектики в местах контакта марганцевой руда и SiO_2 кремнезема. При своем движении вниз локальные объемы металла, а также и шлак, могут сливаться в более крупные объемы, которые растекаются в виде пленок по кускам твердых шихтовых материалов и при своем движении вниз взаимодействуют с ними, т.е. возможно взаимодействие пленок металла и шлака как с кусками кокса, так и с кусками других шихтовых материалов. Стекающие пленки шлака и металла в конце своего движения образуют капли металла и шлака, которые при своем

отрыве от твердых кусковых шихтовых материалов попадают в слой шлака. Капли шлака ассимилируются жидким шлаком, увеличивая его массу, а капли металла при своем движении через слой шлака взаимодействуют с ним. Отрыв каплей металла может происходить как на границе твердое-газ, так и на границе твердое-шлак. В ванне печи в результате этих процессов формируются объемы металла и шлака, на поверхности раздела которых также может происходить массообмен между ними.

Гидродинамика жидких капель металла при движении в слое шлака.

Интенсивность массообмена между каплями металла и шлаком, в котором она осаждается, связана с режимом движения капли и кинетическими характеристиками взаимодействующих сред. Режим движения капли определяется величиной числа $Re = w \cdot d / \nu$, которое зависит от характерного размера капли (d_k), скорости ее движения (w) и вязкости шлака (ν), в котором она осаждается. В связи с этим возникает необходимость определения отрывного диаметра капель металла. Расчет отрывного диаметра капель производился по выражению, приведенному в [10]

$$d_k = 1,75 \sqrt[3]{c(\theta_k)} \sqrt{\frac{\sigma}{g(\rho_i - \rho_{\text{ш}})}}, \quad (1)$$

где $c(\theta_k)$ - функция, зависящая от величины краевого угла; σ - поверхностное натяжение на границе метал-шлак; ρ_m и $\rho_{\text{ш}}$ - плотности металла и шлака соответственно. Неопределенность формы кусков твердых шихтовых материалов не позволяет однозначно рассчитать отрывной диаметр капель металла.

В связи с этим определяли возможные минимальный и максимальный отрывной диаметр капель. Как видно из уравнения (1) капли минимального размера образуются на границе газ-твердое, а максимального размера - на границе металл-шлак. В расчете приняты по данным [10] значения функции $c(\theta_k)$ в пределах 0,5-0,9. Приняты следующие пределы значений поверхностного натяжения (температура 1500°C): для металла - 0,7-0,8 Н/м, для шлака 0,3 - 0,35 Н/м, кинематическая вязкость $2 \cdot 10^{-4}$ - $5,7 \cdot 10^{-4}$ м²/с. Плотность металла - 6000 кг/м³, плотность шлака 2700-2900 кг/м³. Для дальнейших расчетов отрывные диаметры капель, рассчитанные по выражению (1), составляют: для металла 4,5-9 мм, для шлака 4,5-7 мм. Согласно [11], режим перемещения капель металла через шлак может быть определен по предельным значениям числа Архимеда $Ar = (g l^3 / \nu^2) ((\rho_T - \rho_{\text{ж}}) / \rho_T)$. Для $Ar < 36$ - ламинарный режим движения, для $36 < Ar < 83000$ - переходный, $Ar > 83000$ - турбулентный режим. Для принятых в данной работе значений отрывного диаметра капель и вязкости определены минимальное значение числа $Ar = 2,94$, что указывает на ламинарный режим

движения капель, и максимальное значение числа $Ag=190,7$, что соответствует переходному режиму движения. Скорость осаждения капель металла при ламинарном режиме движения рассчитывается по уравнению Стокса :

$$W = \frac{2}{9} r_k^2 g \frac{\rho_i - \rho_{\text{шл}}}{\eta} \quad (2)$$

для переходного режима [11] рекомендуется уравнение

$$W = \frac{0,78 d_k^{1,14} (\rho_i - \rho_{\text{шл}})^{0,715}}{\rho_i^{0,285} \eta^{0,43}} \quad (3)$$

Скорость осаждения, рассчитанная по уравнениям (2) и (3), для ламинарного режима движения составляет 0,06 м/с, для переходного 0,08 м/с, соответственно для найденных скоростей осаждения капель числа Re составляют 0,45 и 3,5. Первое значение числа Re по [11] соответствует ламинарному режиму движения ($Re < 2$), второе - переходному ($2 < Re < 500$). При средней толщине слоя шлака около 200 мм время осаждения капли металла через слой шлака составляет 2,5 - 4 с.

Представляет также интерес гидродинамическое взаимодействие висящей капли шлака с газовым потоком, состоящим из СО. При средней удельной производительности ферросплавной печи 80-85 кг/час с 1 м² площади пода, выходе газов 0,8-0,9 м³/кг и порозности твердой шихты 0,3-0,5 и температуре газа 1500°C средняя скорость газового потока составляет 0,35-0,5 м/с. Принято для СО $\nu=1,8 \cdot 10^{-4}$ м²/с. Для среднего диаметра капли 4,5мм величина числа Re составляет 18-22.

Для оценки интегрального массообмена между шлаком и осаждающимися в нем каплями металла необходимы сведения о частоте образования капель металла. При вышеуказанной часовой производительности ферросплавной печи секундный съем металла на 1 м² площади пода составляет 0,023-0,025 кг/(м²с) или $3,8 \cdot 10^{-6}$ - $4 \cdot 10^{-6}$ м³/(м²с). При кратности шлака 0,9-1,1 объем шлака составляет $8 \cdot 10^{-6}$ - $8,5 \cdot 10^{-6}$ м³/(м²с). Для капель металла радиусом 0,002-0,0045 м объемы капель $3,3 \cdot 10^{-8}$ - $4 \cdot 10^{-7}$ м³. При этом частота образования капель металла будет находиться в пределах 10-120 ед./(м²с). Для капель шлака радиусом 0,002-0,0035 м объемы капель составляют $3,4 \cdot 10^{-8}$ - $1,8 \cdot 10^{-7}$ м³. Частота образования капель шлака 50-250 ед./(м²с).

Тепло и массообмен капель металла со шлаком и газами.

При осаждении капель металла в слое шлака протекают процессы тепло- и массообмена между каплями и шлаком. В связи с тем, что размер капель невелик, конвективными потоками в их объеме можно пренебречь. При этом процессы нестационарного тепло- и массообмена могут быть описаны уравнениями молекулярной

теплопроводности [12] и молекулярной диффузии для шара

$$\frac{\partial T}{\partial \tau} = a \left(\frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \frac{2}{r} \frac{\partial T}{\partial r} \right) \quad (4)$$

где T - температура, К; τ - время; a - коэффициент теплопроводности; r - координата;

$$\frac{\partial C}{\partial \tau} = D \left(\frac{\partial^2 C}{\partial r^2} + \frac{2}{r} \frac{\partial C}{\partial r} \right) \quad (5)$$

где C - концентрация диффундирующего вещества; D - коэффициент диффузии.

Поскольку капля металла перемещается в шлаке, приняты граничные условия 3 рода для процессов теплообмена:

$$\left. \frac{\partial T}{\partial r} \right|_{r=0} = 0 \quad (\text{условие симметрии}),$$

$$\lambda_{\text{мет}} \left. \frac{\partial T}{\partial r} \right|_{r=R} = \alpha (T_{\text{шл}} - T_{r=R})$$

при начальных условиях $T|_{\tau=0} = T_0$, где $\lambda_{\text{мет}}$ - теплопроводность металла; R - радиус капли; α - коэффициент теплоотдачи; $T_{\text{шл}}$ - температура шлака; T_0 - начальная температура капли.

Для процессов массообмена:

$$\left. \frac{\partial C}{\partial r} \right|_{r=0} = 0 \quad (\text{условие симметрии}),$$

$$D \left. \frac{\partial C}{\partial r} \right|_{r=R} = \beta (C_{\text{шл}} - \tilde{C}_{r=R})$$

при начальных условиях $C|_{\tau=0} = C_0$, где β - коэффициент массоотдачи, $C_{\text{шл}}$ - концентрация диффундирующего вещества в шлаке.

Известно, что процессы передачи теплоты и вещества подобны друг другу [13]. Передаче теплоты молекулярной теплопроводностью соответствует молекулярная диффузия, передаче теплоты конвекцией - конвективная диффузия. Все теоретические и экспериментальные результаты, полученные при исследовании процессов теплообмена, могут быть непосредственно применены к процессам диффузии и наоборот. Ввиду полной аналогии между процессами переноса теплоты и вещества [13] все формулы, связывающие критерии подобия, которые описывают реальные закономерности, можно считать общими для обоих процессов.

Для процесса внешней теплоотдачи используют критерий Нуссельта, физические свойства среды, в которой происходит передача теплоты или вещества, характеризуются значением критерия Прандтля для теплоотдачи или Шмидта - для диффузии. Критерий Нуссельта для процесса диффузии называют критерием Шервуда. Характер движения газа или жидкости определяется значением критерия Рейнольдса. Критерии Нуссельта и Шервуда являются определенной функцией от критериев

Рейнольдса и Прандтля (или Шмидта): $Nu=f(Re,Pr)$, $Sh=f(Re,Sc)$. Вид зависимости находят из анализа экспериментальных данных по теплоотдаче или диффузии.

Критериальное уравнение для вычисления коэффициента теплоотдачи между шаровой каплей и шлаком принято наиболее часто используемое в литературе уравнение (6), приведенное в [14] по различным данным имеет вид:

$$Nu=2,0 + 0,60 Re^{1/2} Pr^{1/3}, \quad (6)$$

Соответственно внешний массообмен может быть рассчитан по уравнению

$$Sh = 2,0 + 0,60 Re^{1/2} Sc^{1/3} \quad (7)$$

Для оценки возможных результатов тепло- и массообменных процессов между каплей металла и шлаком достаточно иметь сведения о средних температурах и концентрациях элементов в капле, которые имеют вид: $\Theta_T = f(Fo, Bi)$; $\Theta_c = f(Fo_d, Bi_d)$, соответственно безразмерные средние температуры и концентрации, характеризующие степень завершенности тепло-массообменных процессов.

Для рассматриваемой задачи функции имеют вид: $\bar{\theta} = 1 - \sum_{n=1}^{\infty} B_n \exp(-\mu_n^2 Fo)$,

где μ_n - корни характеристического уравнения, приводятся в литературе [15].

Для капель металла диаметром 4,5-9мм, которые реально могут образоваться в процессе плавки и осаждающихся в шлаке, установлено смешанное лимитирование внешним и внутренним теплообменом. Независимо от начальной температуры капель металла за время осаждения их в шлаке они приобретают температуру шлака.

Между висящей каплей шлака и газовым потоком, омывающим каплю реализуется смешанный режим лимитирования процесса теплообмена, достигается практически полное завершение процесса теплообмена между каплей шлака и омывающим ее газовым потоком. Прогрев висящих капель металла, омываемых газовым потоком также будет практически завершен.

Массообмен для капли металла, осаждающейся в шлаке, лимитируется внешней диффузией. Процессы массообмена между каплями металла, осаждающимися в шлаке, практически не развиваются главным образом в связи с высоким диффузионным сопротивлением шлака.

Представляет интерес выяснить влияние размера капель металла, проходящих через слой шлака на полноту завершения массообменных процессов. Были проведены расчеты для капель металла размером от 0,1мм до 10мм. При этом для капель металла диаметром до 1мм $Bi_d < 0,1$, что свидетельствует о чисто внешнем лимитировании процесса массообмена. Результаты расчета массообмена для капель металла, проходящих через слой шлака толщиной 0,2м, показывают, что для капель металла диаметром до 0,5мм процесс массообмена практически завершается, а для капель диаметром больше 2,5 мм практически не начинается.

Для расчета массообмена капли шлака, омываемой газовым потоком приняты значения коэффициента диффузии CO в газовом потоке, состоящем из CO $4,6 \cdot 10^{-6} \text{ м}^2/\text{с}$. Учитывая возможное взаимодействие газового потока CO с MnO шлака, принимаем величину коэффициента диффузии Mn^{2+} в шлаке $1,1 \cdot 10^{-10} \text{ м}^2/\text{с}$. Расчетом получены величины $Sc=10-12$, значение Bi_d составляет около 50000, что свидетельствует о полном лимитировании процесса диффузией в шлаке. Величина $Fo_d=0,0002-0,0004$. Расчетная величина Θ_c близка к 0, что также свидетельствует о практическом отсутствии взаимодействия капель шлака с газовым потоком.

Вывод. Следовательно, теплообмен между каплями металла и шлака, омывающим их газовым потоком и каплями металла, осаждающимися в шлаке, практически полностью завершается. В то же время массообмен между каплями шлака и омывающим их газовым потоком и каплями металла диаметром больше 2,5 мм, осаждающимися в шлаке, практически не протекает.

Библиографический список

1. International Manganese Institute, www.//manganese.org/documents/AnnualReview2013
2. S Olsen, M Tangstad, T Lindstad: Production of Manganese Ferroalloys, Tapir Academic Press, Trondheim 2007, ISBN: 978-82-519-2191-6
3. 2а. Гасик М.И. Магганец. М.: Металлургия. 1992. 608 с.
4. S.E. Olsen, M. Tangstad: *Proceedings 10th Int. Ferroalloy Congress*, Cape Town, South Africa, 2004, pp. 231–238.
5. M. Tangstad, S.E. Olsen. Manganese and silicon activities in liquid carbon saturated Mn-Si-C alloys: *Steel.Res*, 2002, vol. 73, pp. 77-82.

6. Жердев И.Т., Московцев Д.П., Ивонин В.М., Поляков И.И., Яськов Е.С. Метод отбора проб – метод изучения строения ванн действующих силикомарганцевых печей. // В сб. Металлургия и коксохимия. К., Техника. 1966. Вып.3. С.130-133.

75. Eli Ringdalen, Merete Tangstad, Oleg Ostrovski. Metallurgical and Materials Transactions. Ore Melting and Reduction in Silicomanganese Production. December 2010, Volume 41, Issue 6, pp 1220-1229.

8. Стомба Я.В. Качественная физико-химическая модель формирования расплава Mn-Fe-C/ Я.В.Стомба, Л.В.Камкина // Материалы четвертой международной научно-практической конференции «Научные исследования - теория и эксперимент '2008». Полтава. ИнтерГрафика. 2008. Т.8. С.64-69.

9. Камкина Л.В. Расчет температурных полей в объеме печи и их взаимосвязь с процессами плавления и восстановления при выплавке силикомарганца // В тр. Международной научно-практической конференции «Теория и практика электротермии ферросплавов». Никополь. ОАО НЗФ. 1996. С.68-71

10. Тепловые процессы при электрошлаковом переплаве. Под ред. Б.И. Медовара. К. Наукова думка. 1978. 304 с.

11. Касаткин А.Г. Основные процессы и алгоритмы химической технологии. М. Химия. 1973. 752 с.

12. Лыков А.В. Тепломассообмен. Справочник. М. Энергия. 1972. 560 с.

13. Франк-Каменецкий Д.А. Диффузия и теплопередача в химической кинетике. М. Наука. 1987. 502 с.

14. Берд Р., Стьюарт В., Лайтфут Е. Явления переноса. М. Химия. 1982. 696 с.

15. Лыков А.В. Теория теплопроводности. М. Высшая школа. 1967. 599 с.

УДК 669.147

Камкина Л. В., Бабенко А. В., Мянговская Я. В., Турищев В. В., Токарев С. И.*

Опыт использования поверхностно активных веществ для повышения комкуемости мелкодисперсных материалов

Исследован процесс окомкования мелкодисперсных материалов связанный с выбором связующих с учетом свойств комкуемого материала.

Досліджено процес окомкування дрібнодисперсних матеріалів, що пов'язано з вибором зв'язуючих з обліком властивостей комкуемого матеріалу.

The process of pelletization of finely dispersed materials was studied, which was associated with the choice of binders, taking into account the properties of the material to be crushed.

Введение. Подготовка исходных материалов для металлургической промышленности связана с их обогащением, что приводит к появлению значительного количества мелкодисперсных концентратов. Это вызывает необходимость их предварительной подготовки путем окомкования. Анализ физико-химических свойств марганцевого концентрата фракции 0-1мм, показывает, что характерная для них зернисто-песчаная структура не обеспечивает хорошую комкуемость (слипание) шихты и прочностные показатели окомкованного материала.

Постановка задачи исследования. Обычно хорошие показатели окомкования обеспечивает правильный выбор связующего. Сегодня в качестве связующих применяется достаточно широкий спектр минеральных (неорганических) и органических материалов. Они используются как индивидуально, так и в различных комбинациях (комбинированные вяжущие). К этим материалам предъявляются определенные требования, в первую очередь высокие адгезионные свойства, минимальное количество примесей и балластных веществ, небольшая стоимость.

К органическим вяжущим относятся каменноугольные и нефтесодержащие: смолы, масла, асфальтены, карбены, карбоиды, нефтяные битумы, меласса, отходы гидролизной и целлюлозной промышленности, лигносульфонат технический (ЛСТ), продукты сланцевой переработки: гуматы, смолы, сланцевые битумы, фусы полукоксования и т.п.

Исследования по поиску различных связующих в комбинации с поверхностно-активными добавками продолжают оставаться актуальными, так как введение в шихту, подготовленную для окомкования, поверхностно-активных добавок позволяет улучшить качество получаемого окомкованного материала.

О некоторых особенностях окомкования мелкозернистых материалов

Для мелкодисперсных материалов с

кристаллической структурой, которые невозможно окомковать методом прямого прессования, применяют метод влажной грануляции, который включает в себя два этапа: формирование и структурирование гранулы. При структурировании в самой грануле окончательно формируются связи между ее частицами (кристаллами), и возникает гетерофазная структура, обеспечивающая необходимые потребительские свойства гранулированного продукта.

В целом процесс гранулирования представляет собой последовательность постоянных элементарных процессов присоединения и отрыва частиц гранулированного вещества. При этом, чем больше силы междучастичных сцеплений и меньше силы разрушения, тем выше вероятность элементарных процессов присоединения и образования гранулы.

Другим важнейшим фактором, определяющим качество процесса грануляции, есть силы междучастичных сцеплений. Связи между частицами при формировании и структурировании гранул можно разделить на три основных класса: твердофазные связи; жидкофазные связи; механические связи. Твердофазные связи возникают за счет: диффузии молекул или атомов в точках контакта между частицами; кристаллизации растворенных веществ при сушке; химической реакции.

При грануляции увлажненной массы и последующей сушки гранул выкристаллизовываются твердофазные связи в местах контакта твердых частиц. При химическом взаимодействии компонентов увлажнителя с веществом образуются связи нового вещества или комплексного соединения. Жидкофазные связи возникают за счет поверхностного натяжения пленки жидкости, вязких свойств увлажнителя, молекулярного притяжения в адсорбированных тонких слоях. В качестве

*Камкина Людмила Владимировна, декан НМетАУ, д.т.н., профессор,
Бабенко Александр Викторович, доцент НМетАУ, к.т.н.,
Мянговская Яна Валериевна, доцент НМетАУ, к.т.н.,
Турищев Виктор Владимирович, доцент НМетАУ, к.т.н.,
Токарев Семен Иванович, аспирант НМетАУ.
Рецензент, Иващенко Валерий Петрович, проректор НМетАУ, д.т.н., профессор.

увлажнителя, что образует жидкофазные связи, чаще всего используют воду. К увлажнителям для улучшения его смачивающих свойств и увеличения поверхностного натяжения нередко добавляют поверхностно-активные вещества (ПАВ). С ростом смачиваемости эффективность образования гранул растет [1].

Изложение материала исследований. Из органических отходов производства наиболее широко используются патока, сульфитно-спиртовая барда и технические лигносульфонаты (ЛСТ), 2,5% раствор карбоксиметилцеллюлозы (КМЦ). Недостатком ССБ является то, что она обладает высокой гигроскопичностью и поэтому не обеспечивают водостойкость рудных брикетов при хороших адгезионных свойствах, а также содержат значительные количества серы. В связи с этим на брикетировочных и агломерационных фабриках назрела необходимость использования в качестве связующего более эффективных пластификаторов - специальных добавок, которые не только имеют высокую клеящую способность, но и повышают смачиваемость [2] и адгезию частиц брикетируемого материала. Эффективность использования добавок поверхностно-активных веществ (ПАВ) в воду, подаваемую для увлажнения аглошихты в процессе ее подготовки, обусловлена влиянием ПАВ на снижение поверхностного натяжения воды [3 - 5].

Для эффективного использования ПАВ при увлажнении, вводимое вещество должно обладать высокой адсорбционной и адгезионной способностью при минимальной концентрации ПАВ. Практический интерес представляет использование в качестве поверхностно-активных веществ, природных высокомолекулярных соединений, содержащих активные функциональные группы (-ОН, -COOH, -COOR, -СОМІ2). Одним из таких соединений являются гуминовые кислоты, которые в своем составе удачно сочетают наличие всех выше рассмотренных функциональных групп, имеющихся в синтетических аналогах.

Известно, что основной добавкой к шихте для получения окатышей является бентонит [6]. В последнее время получают распространение связующие, содержащие, кроме бентонита, полимерные материалы [7 - 9]. К преимуществам таких композиций относятся возможность снижения их расхода, что позволяет увеличить общее содержание ведущего компонента в окатышах, а также участие полимера в модифицировании поровой структуры окатыша, в результате чего, наряду с увеличением общей пористости, возрастает доля микропор.

Нами в качестве комплексного связующего для производства окатышей использована смесь бентонита с АРБОЦЕЛЕМ [10]. АРБОЦЕЛЬ представляет собой целлюлозные присадки от порошкообразных до волокнистых для

строительно-химических продуктов. Присадки АРБОЦЕЛЬ получают из технической целлюлозы, производство которой осуществляется из растительного сырья. Свойства целлюлозных волокон АРБОЦЕЛЬ характеризуется их средней длиной от 10мкм до 200мкм. Плотность готового продукта -1,1-1,3г/см³. Равновесная влажность целлюлозных волокон 10-12%. Влажность поставляемой целлюлозы, как правило, находится в пределах 4-8%. В этой форме АРБОЦЕЛЬ имеет незначительную гигроскопичность. Благодаря водородным мостиковым связям между целлюлозой и водой, структура воды меняется таким образом, что при минусовых температурах вода приобретает более компактный вид, чем в жидкой форме. Целлюлозные волокна АРБОЦЕЛЬ создают трехмерную основу со значительным эффектом образования сетчатых молекул. Образование сетчатых молекул способствует тому, что жидкости связываются в этой структуре. Чем больше средняя длина волокна, тем сильнее эффект загущения.

Повышение качества обработки материалов происходит благодаря структурной вязкости АРБОЦЕЛИ. Как только усилие сдвига будет оказывать воздействие на систему (например, путем перемешивания), то часть жидкости, которая находится в основании волокна, передается на матрицу (концентрат). Система разжижается (снижение вязкости). В состоянии покоя вода молниеносно вновь поступает в основание волокна, т.е. возникает первоначальное состояние вязкости. Таким образом, АРБОЦЕЛЬ является армирующей добавкой, которая позволяет сохранять структуру гранулы в широком диапазоне изменения влажности и температуры.

Компоненты шихты (концентрат, известняк и связующие добавки) в заданном количестве перемешивали в смесителе, для лучшего распределения влаги увлажненную и усредненную шихту перетирали через сито с ячейкой 2мм. Перед окомкованием шихту выдерживали около 30 мин, из подготовленной для окомкования шихты изготавливали микроокатыши размером 1,5- 2,0мм, на которые через определенные промежутки времени добавляли шихту для получения сырых окатышей.

Сырые окатыши получали в футерованном резиной лабораторном чашевом окомкователе. Диаметр чаши равен 0,8м, высота борта - 0,1м. Угол наклона чаши и скорость ее вращения были постоянными во всех опытах и соответственно равны 47° и 17 об/мин. Влажность шихты и сырых окатышей во всех опытах были практически одинаковы. Полученные сырые окатыши каждого опыта были подвергнуты анализу с целью определения показателей характеризующих их качество (содержание влаги, прочность на

сжатие, сброс), а также последующему термоупрочнению.

Процесс получения сырых окатышей с применением органического связующего целлюлозы АРБОЦЕЛЬ (0,75-1,0%) протекал без отклонений от заданного режима. Выход годного класса (8-18мм) составил 93-94%, прочность на удар 3,6-8 раз, сопротивление давления 1,2-1,8кг/ок.

Вывод. Процесс окомкования мелкодисперсных материалов представляет собой сложный процесс, связанный с выбором

связующих с учетом свойств комкуемого материала. Сегодня в качестве связующих применяется достаточно широкий спектр минеральных (неорганических) и органических материалов. Они используются как индивидуально, так и в различных комбинациях (комбинированные вяжущие). К этим материалам предъявляются определенные требования, в первую очередь высокие адгезионные свойства, минимальное количество примесей и балластных веществ, небольшая стоимость.

Библиографический список

1. Бобрицька Л. О. Значення пластичної міцності в технології вологої грануляції / Л. О. Бобрицька // Зб. наук. праць співробітників НМАПО ім. П.Л.Шупика. – 2012. – Т. 21(3). – С. 531–536.
2. М.А. Равич Б.М., Окладников В.П. Связующие вещества в процессах окусковывания горных пород. – М.: Недра, 1977. – 183 с.
3. Шварц А. Поверхностноактивные вещества. Их химия и технические применения / А. Шварц, Дж. Перри. – М.: Издательство ИЛ, 1953. – 550 с.
4. Хогмберг К. Поверхностно-активные вещества и полимеры в водных растворах: пер. с англ. – М.: БИНОМ. Лаборатория знаний, 2007. – 528 с.
5. Bulatovic S.M. Use of organic polymers in the flotation of polymetallic ores: a review. Miner Eng 1999;12(4):341-54.
6. Витюгин В.М. К вопросу оценки качества бентонитов для окомкования железорудных концентратов / В. М. Витюгин, Т. Н. Сомова // Бентониты – М.:Наука,1980. – С.165-169.
7. Композиции бентонита и полимера – новый вид связующего для железорудных окатышей /В.А. Горбачев, В.П. Бруев, Л.П. Вахрушев, Л.И. Воеводин и др. //Сталь – 2003. №9 – С.3-4.
8. Влияние состава и расхода комплексного связующего на металлургические свойства окатышей ОАО «Михайловский ГОК» / Д. Ю. Усольцев, А. В. Шаврин, Н. Н. Копоть [и др.] // Сталь – 2003. – №9 – с.35-37.
9. Теоретические основы механизма формирования качества сырых окатышей с полимерными добавками в составе комплексного связующего / Е. В. Беленко, Л. П. Вахрушев, Л. И. Воеводин [и др.] // Сталь – 2005. – №2 – С.15-17.
10. Arbocel® Powdered Cellulose - A Unique Functional Filler for Capsules and Tablets : каталог / J. Rettenmaier & Söhne. – Rosenberg : Business Unit Pharma. [Электронный ресурс]. – Режим доступа : <http://www.jrspharma.com>.

УДК 669.168:539.26:669.743

Шуваев С.П., Гасик М.И., Жаданос А.В., Сальников А.С., Бортников Ю.Н.***Рентгеноспектральный микроанализ химсостава структурных фаз марганцевого концентрата высокоинтенсивной магнитной сепарации шлама отработанного шламонакопителя**

Викладено результати РСМА мінерального складу марганцевого оксидного концентрату, що одержується високоінтенсивною магнітною мокрою сепарацією шламу відпрацьованого шламонакопичувача в умовах ПАТ «ОГЗК». Наведено хімічний склад представницьких проб зразків шламу, отримуваних товарних марганцевих концентратів, а також дані про зміст елементів, що зондовані електронним променем мікроучастків шліфів, за сумарним спектром і спектрами точкового зондування виявлених мінеральних утворень.

Изложены результаты РСМА минерального состава марганцевого оксидного концентрата, получаемого высокоинтенсивной магнитной мокрой сепарацией шлама отработанного шламонакопителя в условиях ПАО «ОГОК». Приведены химсоставы представительных проб образцов шлама, получаемых товарных марганцевых концентратов, а также данные о содержании элементов зондированных электронным лучом микроучастков шлифов по суммарному спектру и спектрам точечного зондирования выявленных минеральных образований.

The results of the RSMA of manganese oxide concentrate mineral composition obtained by high-intensity magnetic wet separation of the sludge from waste sludge collector in the conditions of PJSC «OGOK» have been described. The chemical compositions of representative sludge samples produced salable manganese concentrates, as well as data of the elements' content from electron beam probing of micro scales of thin sections by the total spectrum and the spectra of point sensing of the revealed mineral formations have been presented.

Вступление. При обогащении марганцевой руды (добываемой в 7 действующих карьерах) на обогатительных фабриках ПАО «ОГОК» до ~ 50% от задаваемой на обогащение руды переходит в шлам с содержанием марганца 11–12 % [1]. В ретроспективе в первые годы работы фабрик содержание марганца в шламах было повышено и достигало 13–19% Mn. В шламонакопителях «Кривые Луки» и Чкаловской обогатительной фабрики ПАО «ОГОК» заскладировано ~ 130 млн. т. шлама со средним содержанием марганца 11,19 %. Начиная с 2011г. на Богдановской обогатительной агломерационной фабрике ПАО «ОГОК» впервые промышленно освоена технология высокоинтенсивной магнитной мокрой сепарации шлама из отработанного шламонакопителя, богатого по содержанию марганца [2, 3]. Получаемые по разработанной технологии марганцевые концентраты – зернистый (класс крупности 10–1мм) (сорт УМС +1) и тонкозернистый (класс крупности 1 – 0 мм) (сорт УМС –1) с содержанием марганца 34–35 % и 27% SiO₂ являются товарной продукцией. Концентрат обоих классов крупности используется в составе аглошихты при получении марганцевого агломерата сорта АМ-2 и реализуется как товарная продукция. Технологические затруднения использования

концентрата сорта 2 (УМС –1) связаны с большим содержанием мелких классов крупности. Так, количество фракции – 0,5 + 0,1 составляет ~ 51–53 %, а фракции – 0,16 + 0,071 - ~ 32–34%.

Целью настоящего исследования является изучение при помощи электронной микроскопии и рентгеновского микроанализа (РСМА) химического состава и физико-химической природы рудных минералов марганца и пустой породы марганцевого концентрата, получаемого методом высокоградиентной мокрой магнитной сепарации. Результаты экспериментальных исследований могут быть использованы при совершенствовании магнитной сепарации процесса агломерации марганцевых концентратов, а также при пополнении банка данных о структуре и качестве марганцевых концентратов, производимых на ПАО «ОГОК».

Результаты. Представительную пробу зернистого окисного марганцевого концентрата УМС+1 помещали в обойму из коррозионностойкой стали и заливали промежутки между обоймой и пробой концентрата сплавом Вуда, а затем полировались. Для выявления особенностей распределения базовых (Mn, Si, Fe) и примесных (P, S) элементов между марганцевыми рудными минералами и минеральными образованиями пустой породы рентгеноспектральный микроанализ производили в режиме цветного

*Шуваев Сергей Павлович, председатель правления ПАО «ОГОК»;

Гасик Михаил Иванович, Академик НАН Украины, зав. каф. НМетАУ, д.т.н., профессор,

Жаданос Александр Владимирович, доцент НМетАУ, к.т.н.;

Сальников Анатолий Семенович, начальник ЦЗЛ ПАО «Электрометаллургический завод «Днепропетцсталь» им. А.Н. Кузмина;

Бортников Юрий Николаевич, главный специалист по рентгенофизическому анализу и электронной микроскопии «Электрометаллургический завод «Днепропетцсталь» им. А.Н. Кузмина.

Рецензент, Иващенко Валерий Петрович, проректор НМетАУ, д.т.н., профессор

картирования на волновом (энергодисперсионном) электронном микроскопе «SUPRA» с ускоряющим напряжением 20 кВ.

Mn	SiO ₂	CaO	MgO
46,71	30,57	2,65	1,65

На рисунке представлена микроструктура полированного участка 400х300мкм шлифа марганцевого концентрата в цветном изображении с обозначением спектров – мест микрозондирования минеральных фаз электронным лучом.

Концентрат УМС+1 имел следующий валовый химсостав (% по массе):

Al ₂ O ₃	Fe	P	ППП
2,33	2,57	0,23	13,27

В табл. 1 приведены химсоставы зондированных минеральных фаз, а также максимальное и минимальное содержание элемента в зондированных материальных «точках». В верхней строке табл. 1 приведен химсостав исследуемого поля участка шлифа (суммарный спектр).

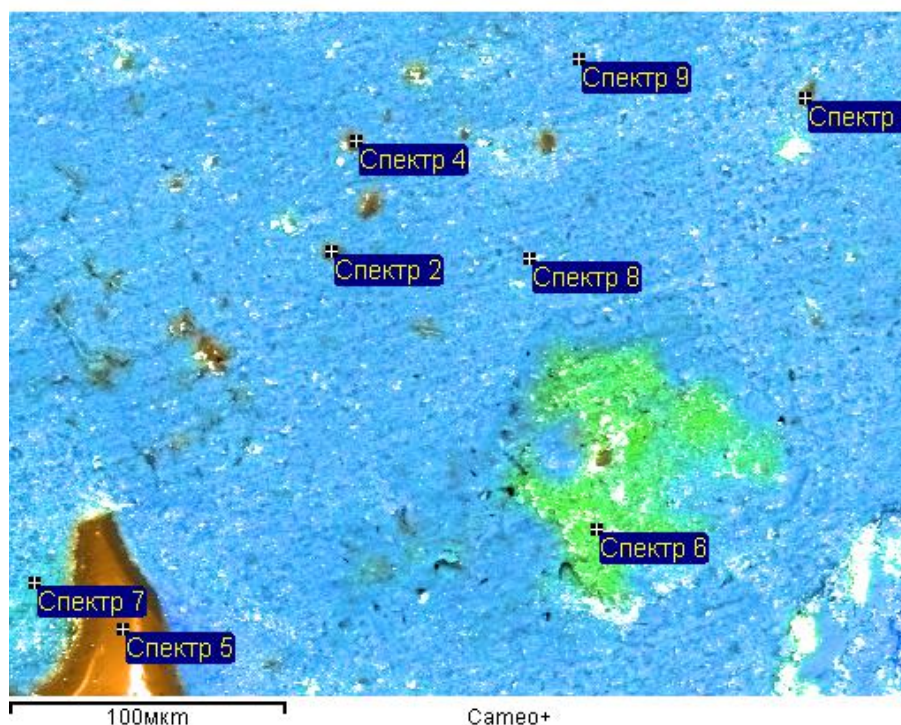


Рисунок - Микроструктура участка (поля) шлифа марганцевого концентрата 2 сорта УМС+1, полученная в режиме цветного изображения с указанием точек (спектров) микрозондирования

Минеральная тонкодисперсная фаза с синевато-зеленоватым оттенком расположена по всему полю шлифа. По содержанию марганца 59,12 % (спектр 9), 58,42 % (спектр 7) и 49,58 % (спектр 8) с известной долей достоверности может быть идентифицирована как одна из наиболее часто встречающаяся полиморфная модификация пиролюзита β -MnO₂ (химсостав химического соединения диоксида марганца 63, 2 % Mn и 36,8 % O), хотя с учетом неучтенной химически связанной H₂O она может быть частично отнесена и к псиломелану. Наличие в составе этой оксидной марганцевой фазы K₂O позволяет предположить, что с учетом полного химического состава минеральной фазы (спектры 7, 8 и 9) (содержание калия: 2,41 %, 1,08 % и 1,63 %) соответственно она может быть отнесена к одному из группы марганцевых минералов –

криptomелану общей формулы K₂(Mn⁴⁺, Mn²⁺)₈O₁₆ [4] (криptomелан имеет стально-сероватый, голубоватый, серый цвет плотностью 4,3 г/см³).

Кварц представлен тонкозернистыми минеральными образованиями по всему полю исследуемого шлифа в виде белых дисперсных включений. По валовому химсоставу исследуемая проба марганцевого концентрата содержит 24,5% SiO₂. В микрообъемах зондированных «точек» шлифа содержание кремния составляет 40,60 % (спектр 4) и 40,67 % (спектр 5) при массовом отношении % Si / % O равном 0,72 и 0,69 соответственно, что несколько меньше отношения % Si / % O в химсоединении SiO₂ - 0,82. Включение кварца (спектр 5) окаймлено порой с зашлифованной материалом концентрата.

Таблица 1 - Результаты РСМА химического состава участка шлифа по данным суммарного спектра микрозондированных минеральных фаз и спектров 2 ... 9 концентрата 2-го сорта УМС+1, полученного высокоинтенсивной мокрой магнитной сепарацией шлама отработанного шламонакопителя

№ спектра	Содержание элемента, % по массе																
	O	F	Na	Mg	Al	Si	P	S	K	Ca	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Sr	Ba
Суммарный спектр	31,10	-	0,69	1,23	0,68	3,67	0,68	0,21	1,65	2,49	-	0,20	55,64	-	0,14	0,85	0,77
2	41,29	-	-	1,04	13,29	21,00	-	-	6,07	0,29	-	-	13,99	3,03	-	-	-
3	52,98	-	6,52	0,18	7,41	23,86	-	-	0,27	0,45	-	-	8,04	0,29	-	-	-
4	56,13	-	-	-	0,07	40,60	-	-	0,16	-	-	-	3,04	-	-	-	-
5	58,93	-	-	-	-	40,67	-	-	-	-	-	-	0,40	-	-	-	-
6	29,17	8,44	-	0,20	0,63	2,7	16,58	-	0,38	36,70	-	-	4,60	0,60	-	-	-
7	25,57	1,87	5,96	0,78	-	-	-	0,85	2,41	1,79	0,41	-	58,42	1,94	-	-	-
8	22,41	3,58	0,56	1,2	0,29	5,7	13,14	0,22	1,08	1,09	0,23	-	49,58	0,92	-	-	-
9	30,00	1,47	0,69	1,44	0,55	1,12	0,65	0,23	1,63	1,37	0,23	-	59,12	1,50	-	-	-
Макс.	58,93	8,44	6,52	1,44	13,29	40,67	16,58	0,85	6,07	36,70	0,41	0,20	59,12	3,03	0,14	0,85	0,77
Мин.	22,41	1,47	1,41	0,18	0,07	1,12	0,65	0,21	0,16	0,29	0,23	0,20	0,40	0,29	0,14	0,85	0,77

В этой связи интересно отметить, что В. Эйтель [5] со ссылкой на работы J. Lukesh [6, 7] приводит данные о составе природного тредимита (по названию одной из модификаций кремнезема в ряду α -кварц $\xleftrightarrow{870^\circ\text{C}}$ α -тредимит $\xleftrightarrow{1470^\circ\text{C}}$ α -кристобалит $\xleftrightarrow{1720^\circ\text{C}}$ расплав) и отмечает, что природный тредимит не отвечает чистому SiO_2 . Поэтому гораздо точнее состав его выражается минеральным комплексом $\text{NaCaAl}_3\text{Si}_{15}\text{O}_{36}$.

Из просмотренных в электронном микроскопе "SUPRA" тридцати участков (полей) шлифа включения кварца подобного вида и размера не встречались. Вероятно, это обломок кварца в окружении других минералов, не свойственных исследуемому образцу марганцевого концентрата.

Представляет технологический интерес анализ химсостава фазы спектра 2 (рис).

O	F	Mg	Al	Si
29,17	8,44	0,2	0,63	2,7

Обращено внимание на то, что сумма трех элементов F, P и Ca составляет 61,72 %. Поэтому можно заключить, что минеральная фаза относится к одному из фторсодержащих фосфатных минералов кальция. По данным Г. Штрюбеля и З.Х. Циммера [4], других литературных источников известны фосфатные минералы из группы апатита, например карбонатфторапатит $\text{Ca}_5[(\text{F}, \text{OH})(\text{PO}_4)_3]$ и др. В исследованиях природы фосфора в марганцевых рудах, впервые выполненных С.И. Хитриком и М.И. Гасиком [8] с применением РСМА, подтверждено наличие в окисной и карбонатной рудах индивидуальных фосфатов кальция, а также обосновано, что фосфор, химически

Исключая участие в химическом составе марганца (он мог бы быть привнесен на исследуемую плоскость шлифа при полировании последнего), можно с определенной достоверностью предположить, что минеральная фаза спектра 2 сформирована с участием оксидов K_2O , SiO_2 , Al_2O_3 . Пересчет содержания элементов K, Si и Al на оксиды дает результаты химсостава минерального образования тройной системы $\text{K}_2\text{O} - \text{SiO}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3$ состава (% по массе): 9,44 % K_2O , 32,42 % Al_2O_3 и 58,14 % SiO_2 , близкого по химсоставу к щелочной каолиновой глине.

Из числа других выявленных в марганцевом концентрате минералов представляет интерес анализ минерального образования, обозначенного на рис. 1. спектром 6 и имеющего следующий химсостав (% по массе):

P	K	Ca	Mn	Fe
16,58	0,38	36,70	4,60	0,60

связанный с марганцевыми минералами, представлен ортофосфатной группой PO_4^{3-} .

При обогащении шламов методом высокоградиентной мокрой магнитной сепарации, наряду с повышением в концентрате содержания марганца, увеличивается и количество фосфора. При нормированном по ТУ содержании в концентрате 38 % Mn (не меньше) количество фосфора равно ~ 0,18 %, так что удельное содержание фосфора (% P) / (% Mn) составляет $47,3 \cdot 10^{-4}$.

В работе [9] исследованы составы и некоторые физические свойства индивидуализированных фосфатов (мономинеральных фаз) из шламов промывки

(обогащения) оксидных марганцевых руд. Фосфатные зерна выделялись обогащением шлама на одновалковом магнитном сепараторе напряжением магнитного поля 1100 эрстед.

Минеральные составы магнитных и немагнитных фракций и содержащихся в них марганца и фосфора приведены в табл. 2.

Из приведенных в табл. 2 данных следует, что при магнитной сепарации проб шлама марганец концентрируется в магнитной фракции. Важно отметить, что наряду с марганцем повышается и содержание фосфора, так что удельное содержание фосфора в магнитной фракции в трех классах рассева составляет $72,7 \cdot 10^{-4}$, $56,1 \cdot 10^{-4}$ и $52,6 \cdot 10^{-4}$ соответственно.

Разделение магнитных и немагнитных минералов достаточно четко происходило до класса рассева $-0,07$ мм. В классе $-0,07$ мм окисные марганцевые минералы распределялись почти поровну между магнитной и немагнитной фракциями.

В магнитных фракциях концентрируется примерно равное количество фосфора ($0,168$ – $0,192\%$). Индивидуализированных зерен фосфатов в магнитных фракциях не выявлено [9], в немагнитных фракциях практически весь фосфор связан с свободными фосфатами сложного состава, в том числе и содержащих фтор, что согласуется с данными РСМА (табл. 1) о наличии фтора ($8,44\%$) при содержании кальция $36,7\%$.

Таблица 2 - Количественные соотношения минералов в магнитной и немагнитной фракциях, полученных магнитной сепарацией шлама [6]

Класс крупности, мм	Фракции	Выход	Минералы					Содержание, %	
			Окисные	карбонатные	кварц.	сростки окисные и карбон	фосфаты	Mn	P
+0,16	магнитная	5,9	60,6	30,0	7,0	3,0	нет	26,4	0,192
	немагнитная	11,7	ед. зер.	2,0	68,0	3,0	ед. зер.	1,3	0,002
-0,16+0,1	магнитная	3,9	67,0	26,0	3,0	4,0	нет	29,4	0,162
	немагнитная	9,4	2,0	8,0	79,0	11,0	1,0	1,0	0,098
-0,1+0,07	магнитная	3,8	75,0	24,0	ед. зер.	1,0	нет	31,9	0,168
	немагнитная	8,4	3,0	7,0	90,0	нет	ед. зер.	0,7	0,096
-0,04	общая	53,9	60,0	20,0	20,0	нет	нет	25,4	0,216

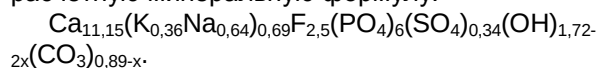
В исследованиях института «Механообрчермет» в 60–70 годах была разработана методика оценки различных фосфатов кальция по растворимости их в $0,5$ Н растворе HNO_3 [9]. Установлено, что растворимая форма фосфата кальция представлена более крупновкрапленными и рассеянными фосфатами кальция, которые концентрируются в сопутствующей породе, шламах промытой руды, в легких и промежуточных фракциях, преимущественно псилломелановой марганцевой руды и в меньшей степени – в тяжелых фракциях руды. Вторая нерастворимая форма фосфора концентрируется в наиболее плотных кристаллических минералах марганцевой руды.

К группе растворимых в $0,5$ Н HNO_3 относятся крупновкрапленные фосфатные минералы: курнаит $\text{Ca}_{10}\text{P}_4\text{S}_{12}\text{O}_{22,5}\text{F}_{2x}(\text{OH})_2$; франколит $\text{Ca}_{10}\text{P}_{5,2}\text{C}_{0,8}\text{O}_{23,2}\text{F}_{1,8}(\text{OH})$; фторapatит $\text{Ca}_{10}\text{P}_6\text{O}_{24}\text{F}$. Плотность этих минералов составляет $2,89$ – $3,42$ г/см³. Как самостоятельная фосфорсодержащая минеральная фаза в рудах может быть манганфторapatит, также растворимая в $0,5$ Н HNO_3 . Практически нерастворимы в $0,5$ Н HNO_3 фосфаты, которые концентрируются в наиболее

плотных разновидностях марганцевых минералов (плотность $3,8$ г/см³ и более).

Наличие в франколите (курските) атомов углерода обуславливает необходимость проведения анализа природы карбонат-аниона CO_3^{2-} в сложной структуре некоторых фосфатных минералов с образованием доминирующей разновидности минерала – фторкарбонгидроксиapatита, образующегося по механизму изоморфного неизоалентного замещения PO_4^{3-} карбоната анионом CO_3^{2-} .

Выполненные в работе [10] исследования и расчеты кристаллохимической структуры позволили обосновать, что по существу рудный минерал франколит имеет следующую расчетную минеральную формулу:



При расчетах авторы [10] исходили из данных фундаментальных кристаллоструктурных разработок академика РАН Н.В.Белова, в которых впервые в многолетней дискуссии отечественных и американских кристаллографов о природе замещения PO_4^{3-} анионом CO_3^{2-} было обосновано, а затем и общепринято, что фосфат-анион в фторкарбонгидроксиapatите может

замещаться неизовалентным карбонат-анионом CO_3^{2-} .

Выводы. С применением электронного микроскопа «SUPRA» с приставкой для РСМА выполнен микроанализ тонкой структуры рудных марганцевых минералов и сопутствующих им минералов пустой породы марганцевого концентрата, получаемого методом высокоинтенсивной магнитной мокрой сепарации шлама отработанного шламонакопителя.

Изложены особенности химического и гранулометрического составов марганцевых концентратов 2-сорта УМС+1 и УМС–1, получаемых высокоинтенсивной магнитной сепарацией шлама отработанного шламонакопителя.

Обобщены и проанализированы результаты РСМА марганцевого концентрата 2-сорта УМС+1;

установлено, что марганец в концентрате представлен ассоциацией оксидных (гидрооксидных) минералов в виде пиролюзита, псиломелана минеральной формулы $(\text{R}^{2+}, \text{Mn}^{2+})(\text{O}, \text{OH}) \text{Mn}_8^{4+}\text{O}_{16}$ (где R – Ca^{2+} , Ba^{2+} и др.), что согласуется с данными о разновидностях марганцевых минералов – пиролюзита, псиломелана, криптомелана, манганита и др.

В рамках дискуссионных задач о природе фосфора в марганцевых оксидных и карбонатных рудах проанализированы результаты РСМА индивидуализированных фосфорсодержащих минералов (курскита, франколита) и механизм изоморфного неизовалентного замещения фосфат-аниона PO_4^{3-} карбонат-анионом CO_3^{2-} в одной из разновидностей фосфорсодержащих минералов – фторкарбонгидроксиллапатите.

Библиографический список

1. Фомин Я.И. Обогащение марганцевых руд. – Ленинград: 1963, – 243 с.
2. Разработка и промышленное освоение технологии производства марганцевого агломерата с применением в аглошихте концентрата обогащения шлама из отработанного шламохранилища ПАО «ОГОК» / С.П. Шуваев, В.И. Бондарец, Л.Л. Куцевол, М.И. Гасик // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2016. – № 2. – С. 59 – 67.
3. Опытнo-промышленное крупнотоннажное производство марганцевого агломерата АМ-2 с вовлечением в шихту концентрата магнитного обогащения шламов отработанных шламохранилищ / С.П. Шуваев, В.И. Бондарец, Л.Л. Куцевол, М.И. Гасик // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2016. – № 3. – С. 42 – 47.
4. Штрюбель Г., Циммер З.Х. Минералогический словарь. Пер. с немецкого. – М.: Недра, 1987. – 494 с.
5. Эйтель В. Физическая химия силикатов. Пер. с английского. – М.: Издательство иностранной литературы, 1962. – 1063 с.
6. Lukash J. Science. Smithsonian Institution. Washington, D.C., 1942 – p. 20-21.
7. Lukash J., Zeitschrift. Metallkunde, 90.1942 –S. 185-192.
8. Гасик М.И. Фосфор в Никопольских марганцевых рудах и его поведение при выплавке марганцевых ферросплавов / М.И. Гасик, С.И. Хитрик // Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 1972. – № 8. – С. 69 – 75.
9. Тасиц П.Б. Выделение фосфатов из шламов промывки окисных марганцевых руд Никопольского месторождения / П.Б. Тасиц, Г.М. Струева, М.Н. Киселева // Труды института «Механобрчермет». «Обогащение и окискование руд черных металлов». Выпуск 11. – М.: Недра. – 1970. – С. 148 – 152.
10. Поляков О.И. Исследование кристаллоструктурных превращений фосфорита Малокамышеватского месторождения методами термогравиметрического и рентгеноструктурного анализов / О.И. Поляков, А.Ю. Пройдак, М.И. Гасик // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2009. – № 3. – С. 78 – 83.

УДК 621.746.62:620.192.22

МАКУРОВ С.Л.*

Тепловая работа прибыли и усадочные дефекты крупных стальных слитков

Экспериментальными исследованиями показана возможность снижения на 5 - 6 % относительной массы прибыльной части крупных листовых слитков за счет дополнительного утепления футеровки прибыльной надставки экзотермическими материалами.

Експериментальними дослідженнями показана можливість зниження на 5 -6% відносної маси надливної частини великих листових злитків за рахунок додаткового утеплення футерування надливної надставки екзотермічними матеріалами.

Experimental studies have shown the possibility of reducing by 5 - 6% relative mass of profitable part of the large sheet ingots through additional insulation lining lucrative extension exothermic materials.

Актуальной проблемой металлургии Украины является рациональное использование энергетических и материальных ресурсов при условии повышения требований к качеству металлопродукции и защите окружающей среды.

Несмотря на широкое развитие в мировой практике процессов непрерывной разливки стали ряд изделий машиностроения предполагает производство крупных стальных слитков для поковок и прокатки толстых листов.

В процессе затвердевания и охлаждения слитка протекают процессы усадки металла, сущность которой состоит в объемных изменениях, происходящих при фазовых превращениях и охлаждении.

Эти процессы проявляются в слитке характерными изменениями, в результате которых уменьшаются его общие размеры и в ряде случаев образуются усадочные пустоты (усадочные раковины, усадочные деформации (линейная усадка, коробление), трещины, остаточные внутренние напряжения).

Для компенсации усадки металла и локализации усадочной раковины служит прибыльная часть слитка, уменьшение которой позволяет снизить количество отходов от слитка в виде головной обрезки.

Объем усадочной раковины в головной части слитка спокойной стали зависит главным образом от состава металла и температуры разливки. В то же время геометрическая форма и протяженность по высоте усадочной раковины определяются конфигурацией прибыли, конструкцией прибыльной надставки, условиями теплоотвода через футеровку надставки, утеплением зеркала металла и другими факторами.

На практике на прибыльную часть слитка, которая служит для восполнения усадки стали при затвердевании, расходуется 18-20 % металла от массы слитка, а с увеличением его конусности

эта величина еще более возрастает.

По данным работы [1] для компенсации усадки из прибыли в тело слитка требуется передать около 3 % жидкого металла. Остальные 15 – 17 % металла, остающиеся в прибыли к моменту затвердевания слитка, обеспечивают поддержание этого количества стали в жидком состоянии до момента затвердевания его тела под прибылью. Отсюда ясно, какое значение имеет разработка эффективного утепления для уменьшения прибыли.

Применяемые на практике способы улучшения тепловой работы прибыли можно разделить на две принципиально отличных группы [2]: термостатические методы, основанные на более рациональном использовании собственной теплоты жидкого металла прибыльной части слитка;

экзотермические методы, предусматривающие тем или иным способом подвод теплоты извне к прибыли затвердевающего слитка.

На практике также применяются комбинированные методы, сочетающие в различной степени элементы первых двух.

Для цилиндрических прибылей с диаметром d и высотой h (при $d=h$) боковая поверхность охлаждения равна $S_6=\pi d^2$, а площадь охлаждения верха слитка $S_в=\pi d^2/4$.

Так как поверхность охлаждения с боковых сторон в 4 раза больше, чем площадь охлаждения через верх прибыли, то необходимо значительно ограничить тепловой поток через её боковую поверхность.

Изучением теплового баланса прибыли в работе [2] установили, что наибольшая часть тепла (при закрытом зеркале металла) расходуется на нагрев футеровки и корпуса надставки и теряется с её поверхности в окружающую среду. Затраты теплоты по этим статьям в сумме составляют 75-85 % всех тепловых потерь.

Это обстоятельство позволяет предположить,

* Макуров Сергей Леонидович, зав. каф. ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», д.т.н., профессор.

Рецензент Иващенко Валерий Петрович, проректор НМетАУ, д.т.н., профессор.

что применение изоляционных прослоек, уменьшающих потери в окружающую среду или малотеплоёмкой и низкопроводной футеровки, снижающей затраты теплоты на разогрев кладки, или того и другого вместе, приведёт к улучшению тепловой работы прибыли и возможности уменьшить на нее расход металла.

Открытое зеркало металла в прибыльной надставке вызывает весьма значительные потери теплоты, главным образом, путём лучеиспускания с её поверхности. В результате специально поставленных опытов в работе [3] было установлено, что через свободное зеркало металла в надставке теряется от 15 до 25% теплоты металла прибыли. Засыпка зеркала металла теплоизолирующими смесями позволяет резко сократить эти потери и довести их до значений 8 %, если изолирующий слой засыпки достаточно велик. В качестве изолирующих материалов обычно используются малотеплопроводные порошкообразные материалы, насыпаемые слоем 30-50мм. Чаще всего зеркало металла засыпают вермикулитом, перлитографитовой смесью или более дешёвыми смесями: золы ТЭЦ и углеродосодержащих материалов [4].

Применение теплоизолирующих смесей позволяет уменьшить расход металла на прибыль примерно на 3 % в сравнении с вариантом без покрытия зеркала металла. Объём прибыли в этом случае можно довести до 20 % от массы слитка, а для менее ответственных изделий даже до 16-18 %.

Широкое распространение при отливке слитков спокойной стали получило утепление боковой поверхности прибыльной части одноразовыми теплоизоляционными вкладышами [3,5 и др.]. Однако, такие вкладыши осыпаются при раздвигании слитков и создают высокую запыленность в стрипперном отделении. При расходе вкладышей 5 кг/т стали накапливается значительное количество отходов, которые необходимо убирать и утилизировать.

Таким образом, применение рассмотренных термостатических методов не позволяет уменьшить объём прибыльной части слитка более, чем на 3-4%, т.е. не даёт возможности достичь ее теоретического объёма при наилучшей в настоящее время теплоизоляции металла.

Согласно данным работы [6] для обеспечения наиболее благоприятных условий формирования слитка необходима доставка теплоты к прибыли извне. Идеальным вариантом является создание прибыльной надставки, не выделяющей теплоту в слиток, но предотвращающей выделение из него теплоты. Это связано с тем, что крайне важно не вводить дополнительную теплоту в тело слитка. Она переносится конвективными потоками в нижнюю часть слитка, где вследствие этого происходит задержка его затвердевания и усиление сегрегации примесей в металле.

Экзотермические методы улучшения работы прибыли реализуются путем электродугового, газового или электрошлакового обогрева, а также применением специальных экзотермических материалов [7]. Последний способ не требует специального оборудования и может быть реализован в любых условиях.

Цель настоящей работы – уменьшение головной обрезки крупных стальных слитков за счет уменьшения объёма прибыльной части при ее обогреве экзотермическими материалами.

Рассмотрим процесс формирования усадочной раковины в прибыли слитка (рис.1). Формирование усадочной раковины в прибыли зависит от соотношения тепловых потоков в боковом и вертикальном направлениях. В случае, когда тепловой поток в боковом направлении значительно больше, чем в вертикальном, то общая результирующая теплового потока приближается к горизонтальному направлению, что предопределяет и глубокую усадочную раковину в прибыли, а следовательно, и невысокий выход годного (рис. 1, а).

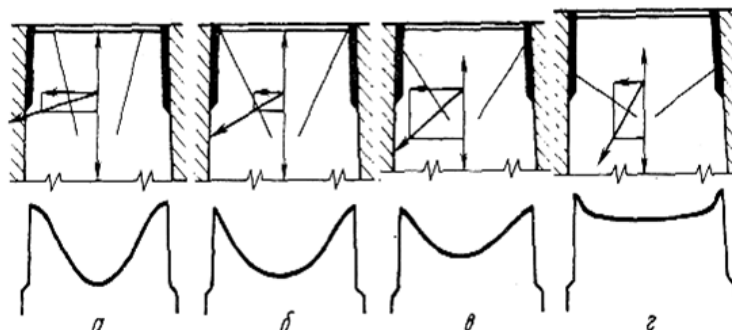


Рисунок 1 – Формирование усадочной раковины в прибыли слитка

Если действие боковой изоляции улучшено, как показано на рис.1, б и тепловой поток через боковую сторону утепленной прибыльной надставки ограничен, то угол результирующей вектора теплового потока отклоняется больше от

горизонтального направления по сравнению с предыдущим случаем и угол фронта затвердевания уменьшается относительно вертикальной линии в любое время в период затвердевания.

Следовательно, получается более ровное очертание прибыли и выход годного увеличивается.

На рис.1, в показано влияние уменьшения теплового потока от верха прибыльной части слитка за счет усовершенствования верхнего покрытия. Уменьшение теплового потока к верхней части слитка, достигнутое в данном случае, оказывает такое же действие на увеличение угла фронта затвердевания от вертикальной линии, как и при улучшении теплоизоляции боковой поверхности прибыли.

Если тепловой поток ограничен в боковом и вертикальном направлении, то результирующая тепловая линия приближается к вертикальной линии. Тем самым создается более плавное очертание контура усадочной раковины, которая получается неглубокой, что и формирует высокий выход годного такого слитка (рис.1, в).

Для получения достаточно широкой и мелкой усадочной раковины требуется, чтобы скорость затвердевания металла в прибыли была значительно меньше, чем скорость затвердевания тела слитка. Продолжительность сохранения металла в прибыли в жидком состоянии зависит от интенсивности отвода тепла, который осуществляется через футеровку и каркас прибыльной надставки, а при использовании экзотермических методов дополнительно от количества теплоты подводимой к прибыли.

С целью изучения возможности уменьшения прибыльной части листовых слитков массой 30 т провели отливку двух слитков с различными вариантами утепления прибыли. Для этого на две изложницы ЛП-30 установили прибыльные надставки ЛП-22, которые позволили сформировать прибыльную часть опытных слитков с относительной массой прибыли 13,2%. В качестве сравнительного использовали слиток ЛП-27 с относительной массой прибыли – 18%. Все три слитка из Ст. 3сп. были отлиты одновременно сифонным способом на четырехместном поддоне. Продолжительность заполнения тела слитка составила 14 мин, прибыльной надставки – 4 мин. Налив прибылей опытных и сравнительного слитка по высоте был одинаковым и составлял 750мм.

Сравнительный слиток отливали по стандартной технологии с утеплением зеркала металла перлитографитовой смесью (расход 2 кг/т стали), помещаемой в бумажных пакетах на дно изложницы до начала разливки.

Один из опытных слитков отливали под перлитографитовой смесью с расходом 2,2 кг/т, прибыльную надставку дополнительно утепляли экзотермическими плитами.

Второй опытный слиток отливали с пониженным расходом перлитографитовой смеси (1,2 кг/т). После отливки дополнительно утепляли поверхность металла экзотермической смесью «Ферракс». Ее изготавливают на базе вермикулярного графита который при нагревании значи-

тельно увеличивается в объеме, обеспечивая тем самым низкую теплопроводность. Состав смеси следующий, %: глинозем – 45,5; алюминиевый порошок – 25,5; вермикулярный графит – 8,5; древесная мука – 13; перлит – 4; селитра – 3; криолит – 0,5.

Смесь «Ферракс» подавали в полиэтиленовых пакетах дополнительно на слой теплоизолирующей смеси после окончания разливки в количестве 0,5 кг/т. Смесь равномерно распределилась по поверхности металла, затем возникло тлеющее горение и вспучивание огарка. Таким образом формировался слой огнеупорного материала, обеспечивающий хорошее утепление металла до конца его затвердевания в прибыли.

Дополнительное утепление боковой поверхности прибыльной надставки опытного слитка производили экзотермическими плитами толщиной 40 мм следующего химического состава, % : алюминиевый порошок 25; шамот – 20; глина огнеупорная – 28; селитра – 12; древесные опилки – 12; связующие – остальное.

Экзотермические плиты укладывали на шамотную футеровку надставки и укрепляли с помощью скоб и клиньев. Уменьшение объема прибыли по наливу за счет объема плит составило 1,2 %.

Горение экзотермических плит, если судить по дегоранию выделяющихся газов, продолжалось 18-20 мин.

При анализе тепловой работы прибыли необходимо учитывать потери тепла через зеркало металла, покрытое слоем теплоизолирующего порошка. В работе [3] эти потери оценивали по средней температуре поверхности засыпки, на которую укладывали термпары. В работе [8] вместо термпар использовали термометр сопротивления оригинальной конструкции, в котором датчиком служила алюмелевая проволока, свернутая в спираль и защищенная керамическими бусами. В обоих случаях тепловой поток от засыпки определяли расчетным путем.

Вместе с тем, такой метод не обеспечивает надлежащей точности из-за постоянного изменения состояния поверхности засыпки, связанного с ее спеканием и подплавлением. Образующаяся корка шлака ломается при усадке металла в прибыли, в ней образуются открытые места, где возникают интенсивные тепловые потери излучением.

Учитывая последнее обстоятельство, в настоящей работе производили непосредственное измерение тепловых потоков от утепленного зеркала металла с помощью усовершенствованного тепломера калориметрического типа, конструкция которого описана в работе [9].

На рис.2 приведены измеренные значения удельного теплового потока от верха прибыли опытных и сравнительного слитков в процессе их затвердевания. Измерения проводили в течение большей части времени затвердевания слитков,

которое по данным вертикального зондирования составляет порядка 5 часов.

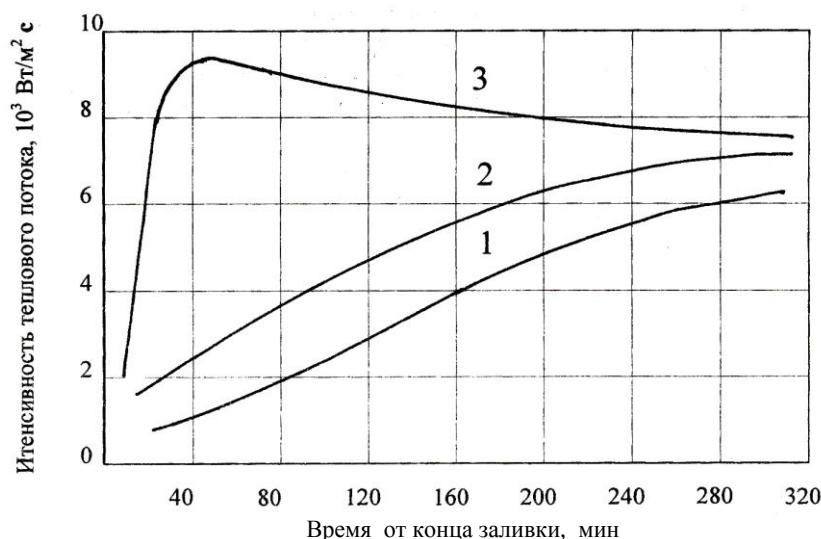


Рисунок 2 – Изменение удельного теплового потока от утепленного зеркала металла крупных листовых слитков: 1- сравнительный слиток ЛП-27; 2- слиток ЛП-30 с утеплением боковой поверхности прибыли экзотермическими плитами; 3 – слиток ЛП-30 с утеплением зеркала металла в прибыли смесью «Ферракс»

Измерения тепловых потоков показали (см. рис.2), что перлито-графитовая смесь при достаточном ее расходе обеспечивает хорошее утепление зеркала металла в прибыли. При использовании боковых экзотермических плит тепловой поток от засыпки несколько выше, чем в случае стандартной прибыльной надставки, что связано с более высокой температурой металла в прибыли, вызывающей перегрев и подплавление утепляющей засыпки. Максимум на кривой 3 связан, очевидно, с протеканием экзотермических реакций в засыпке. После их завершения образуется слой утепляющего материала, и тепловые потери от верха прибыли мало отличаются от таковых при использовании теплоизолирующих смесей. Это связано с тем, что после окончания

разливки под теплоизолирующей смесью экзосмесь подается на слой остаточного теплоизолирующего порошка, что существенно снижает эффективность ее применения – большая часть тепла с поверхности засыпки теряется в окружающую среду.

После остывания опытных и сравнительных слитков от них отделили прибыльные части с прихватом 100мм по высоте тела слитка. Затем перпендикулярно широкой грани слитка были вырезаны темплеты для изучения макроструктуры металла.

Схемы усадочных раковин в прибылях показаны на рис. 3. Прибыль сравнительного слитка (см. рис. 3, а) имеет классическое строение.

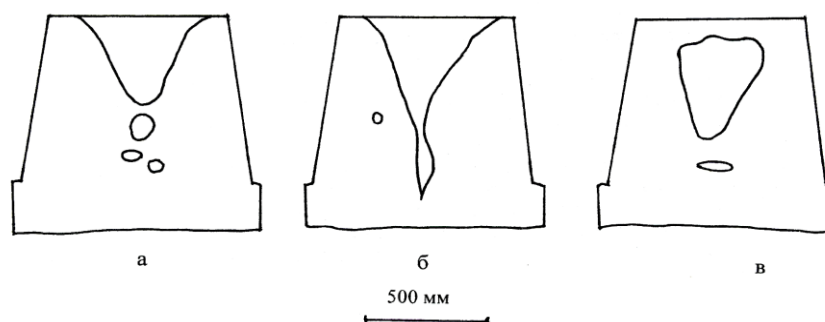


Рисунок 3 – Формирование усадочных раковин в сравнительном (а) и опытных (б, в) слитках

В опытном слитке, утепленном смесью «Ферракс» (см. рис. 3, б), усадочная раковина проникает в тело слитка. В случае использования боковых экзотермических плит с утеплением зеркала металла в прибыли перлито-графитовой смесью (см. рис. 3, в) усадочная раковина локализована в прибыли, несмотря на снижение относительной

доли прибыли по сравнению с серийным слитком на 6 %.

Кроме того, в прибыльной части рассматриваемого слитка (см. рис. 3, в) имеется запас здорового металла порядка 80-100мм от уровня заплечиков, что позволяет получить дополнительную экономию металла за счет уменьшения уровня

налива металла в прибыли. Однако, это возможно только в случае улучшения качества стали т.к. ликвация серы в подприбыльной части крупных листовых слитков по данным работы [10] составляет 55-60 %.

Дополнительное уменьшение прибыльной части может быть достигнуто применением экзотермических засыпок зеркала металла, однако этот вопрос должен решаться из экономических соображений.

В настоящее время фирма FOSECO Steel (Германия) выпускает экзотермические смеси и одноразовые экзотермические утеплители прибылей из материала BORFAX, который поставляется в виде ленты из отдельных секций. В зависимости от массы слитка толщина секций может быть 30, 40 и 60 мм. Экзотермические вставки могут применяться совместно с теплоизоляционными вкладышами, что позволяет отказаться от шамотной футеровки надставок. За счет применения, новых экзотермических материалов воз-

можно производить высококачественные слитки с относительным объемом прибыли 10-12 %.

Выводы.

1. Значительное сокращение объема металла в прибыли крупных стальных слитков возможно только за счет применения экзотермических методов, наиболее удобным из которых является использование экзотермических смесей и плит.

2. В случае сифонной разливки стали под теплоизолирующими смесями применение дополнительных экзотермических засыпок зеркала металла малоэффективно.

3. Применение экзотермических плит для дополнительного утепления боковой поверхности надставки позволяет уменьшить относительный объем прибыли в листовых слитках массой 30 т на 5-6 %.

Библиографический список

1. Скобло С.Я. Слитки для крупных поковок / С.Я. Скобло, Е.А. Казачков. – М.: Металлургия, 1973. – 248 с.
2. Исследование тепловой работы изложниц для кузнечных слитков / Е.А. Казачков, С.Я. Скобло, Ю.И. Кирюшкин и др. // Производство и обработка стали: Сб. науч. тр. / ЖДМИ. – М.: Металлургиздат, 1960. – С. 68–109.
3. Анализ тепловой работы прибыльной части слитков спокойной стали при различных способах утепления / Л.И. Крупман, А.С. Петик, Б.П. Синяговский и др. // Разливка стали в слитки и их качество: Сб. науч. тр. МЧМ СССР. – М.: Металлургия, 1973. – Вып. 2. – С. 20–26.
4. Шабловский В.А. Смеси для сифонной разливки стали в слитки / В.А. Шабловский, Ю.В. Климов, Н.Ф. Анищенко // Труды 3-й международной научно-техн. конф. – Донецк: ДонНТУ, 2007. – С. 322–326.
5. Шнееров Я.А. Разработка и внедрение технологии разливки спокойной стали с применением теплоизоляционных вкладышей / Я.А. Шнееров, В.Ф. Поляков // Разливка стали и качество слитка: Сб. науч. тр. – К., 1971. – С. 3–11.
6. Flemings M.C. Principles of Control of Soundness and Homogeneity of Large Ingots / M.C. Flemings // Scandinavian Journal of Metallurgy. – 1976. – № 5. – P. 1–15.
7. Мостовой А.Б. Новые технологические процессы получения качественных кузнечных слитков / А.Б. Мостовой, Л.Ф. Выгоднер, Л.А. Каменский. – М.: Металлургия, 1983. – 112 с.
8. Метод определения потерь тепла прибылью слитка через поверхность засыпки / А.М. Скребцов, С.Я. Скобло, Ю.И. Кирюшкин и др. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1973. – №8. – С. 46–49.
9. Теплоизолирующая смесь для сифонной разливки стали / В.А. Федоров, С.Л. Макуров, Г.Г. Житник и др. // Металлург. – 1977. – №12. – С. 20–22.
10. Казачков Е. А. Механизм формирования химической неоднородности крупных стальных слитков и оптимизация их параметров // Е. А. Казачков, С.Л. Макуров // Процессы литья. – 1996. – №1. – С. 35–44.

УДК 669.017.163:15`26-194.55/57

Венец Ю.С. *

Проверка расчета растворимости азота в высокохромистых сталях

Функционально выявлено формирование твердого раствора азота в металле как на микроструктурном (аустенит, феррит), так и на макроструктурном уровне (равноосные и дендритные зерна). Для оценки количества макроструктур выявлено их связь с долями микроструктур в температурном интервале кристаллизации.

Функціонально виявлено формування твердого розчину азоту в металі, як на мікроструктурному (аустеніт, феррит), так і на макроструктурному рівні (рівноосні та дендритні зерна).

Revealed the formation of solid solution of nitrogen in the metal on microstructure(austenite, ferrite) and macrostructural level(equiaxed and dendritic grains). To estimate quantities of macrostructures found a link with parts of the microstructures in the temperature interval of crystallization.

Постановка проблемы. Растворимость азота в стали структурно-чувствительна и предполагает его содержание в твердых фазах: нитридах или растворенном в металлических структурах. Выделение же газов в поры металла для сталей относят к негативным явлениям микронного размера[1] и более, что ставиться целью ограничивать. Такой вид дефекта как «распухание» - основной недостаток аустенитных сталей для атомной техники[2]. Ранее предлагался расчет растворимости азота в аустенитных сталях[3]. Однако следует заметить, что при температурах от интервала аустенитизирующего отжига до кристаллизации в структуре металла, к примеру стали типа X18H10, может быть феррит в количестве до 25% согласно расчетов[4]. Такое незначительное количество не позволяло точно уточнять коэффициенты растворимости азота в ферритной части структуры аустенитных сталей, так как итоговое значение расчетов коррелировало слабо. Кроме того, у фактически насыщенных азотом при 1200 – 1350 °С образцов стали расчет растворимости азота в изотропной аустенитной структуре не предполагал возможности формирования при кристаллизации анизотропии как макроструктуры дендритов, так и микроструктуры.

Цель исследования. Проверить все структурные факторы термодинамической модели растворимости азота в стали позволяет обратный порядок рассуждений о сравнении расчетов растворимости азота с фактическим его содержанием в высокохромистых сталях. Последние отличаются наличием анизотропных структур не только одного феррита, но и мартенсита или псевдомартенсита [5], как известно, образованных бездиффузионно мгновенной трансформацией из аустенита.

Изложение основного материала. В дуальных микроструктурах сталей продольная ориентированность аустенита и феррита предполагает их анизотропность, что функционально подтверждается изменением выражения для расчета количества феррита. Так приводимые ранее выражения (1)-(2) для расчета остаточного высокотемпературного феррита в литых аустенитных сталях[4] в дуальных сталях отличается введением коэффициентов при заряде матрицы с легирующими и стали целиком(2'). Проверка была проведена на деформированной стали UNS S31803(03X25H5AM3) в виде патрубков с толщиной стенки 3,5 мм.(таблица 2 и рис.1). При двойной термообработке количества феррита рассчитывалось как среднее арифметическое между значениями при двух температурах отжига. Расчет параметра электронной конфигурации j-го элемента a_j в зависимости от температуры испытания $t(^{\circ}\text{C})$ проводился по выражению:

$$a_j(t) = \frac{A_j}{(t + 273)} + B_j \quad (1)$$

где A_j , B_j – энтальпийный и энтропийные коэффициенты для j-элемента стали (таблица 1).

Таблица 1 - Энергетические параметры (1).

Эл-т	A	B	Примечание
Fe	-1909	2,528	
Si	-912	1,871	
Mn	-2378	2,6659	<1245°С
	-3258	2,149	>1245°С
Ni	-342	2,2787	
Cr	-935	1,9052	

Доля феррита F рассчитывается по

* Венец Юрий Сергеевич, аспирант НМетАУ.

Рецензент Иващенко Валерий Петрович, проректор НМетАУ, д.т.н., профессор.

выражению:

$$F = \frac{14 \cdot a_{Fe} - 12 \cdot \sum_i [i] \cdot a_i}{3a_{Fe}},$$

для изотропных структур

(2)

$$F = \frac{14 \cdot a_{Fe} - 12 \cdot \frac{2}{\sqrt{3}} \cdot \frac{2+3}{5} \cdot \sum_i [i] \cdot a_i}{3a_{Fe}} \cdot \frac{2}{\sqrt{3}} \cdot \frac{4+1}{5}, \quad \text{для}$$

анизотропных структур (2')

где $[i]$ - концентрация i-го элемента в атомных долях;

$\frac{\sqrt{3}}{2}$ - это соотношение отрезков в структуре

объемноцентрированного куба (ОЦК) между атомами по направлениям $[1;0;0]$ и $[1;1;1]$;

a_i - для азота и углерода равен 48, для Mo^* в первом приближении принято равным 8, для остальных по (1).

В Mo -содержащих сталях заряд всех элементов кроме Cr уменьшался на величину, пропорциональную доле Cr в матрице стали. В 6 группе Периодической системы элементов это, по-видимому, обусловлено влиянием 5-ого периода Mo и 4-ого периода Cr при 4-ом периоде остальных d-элементов стали.

Таблица 2 - Содержание легирующих в деформированной стали UNS S31803(03X25H5AM3), % мас.

[Cr]	[Ni]	[Mn]	[Si]	[Mo]	[C]	[N]
22,5	5,36	1,68	0,53	3,13	0,018	0,17



Рисунок 1- Точность расчета количества феррита деформированной стали UNS S31803(табл.2), отожженной при 1050С, 1150С, 1200С, 1150С+1050С, 1200С+1050С. Время отжига 7мин при каждой температуре.

Растворимость азота в хромистых структурах представлена согласно равновероятного влияния размерного и электронного факторов принципа Юм-Розери [6] в количественном представлении

в виде зависимости только от наиболее влияющего легирующего – хрома:

$$[N]_{FAZ}^j = V_{PORE,(j)T}^{0,6} \cdot E_j^{FAZ} \cdot 100 \cdot \frac{14}{A} \cdot E_N^{FAZ} \cdot x_j \cdot \frac{[j]^2 \cdot A^2}{A_j^2}, \quad (3)$$

где j – массовая концентрация j -легирующего; 100 – коэффициент перевода долей в проценты;

14, 55,85; A_j и A – атомная масса азота, железа, j -легирующего и стали, г;

E_N^{FAZ}, E_j^{FAZ} – число электронов для элементов в различных фазах(для азота в металлических фазах - 1, для Cr в феррите - $E_{Cr}^F = [2 \cdot A_{max,Cr} - A_{Cr}(T)]$ и для Cr в аустените и мартенсите или псевдомартенсите - $E_{Cr}^{A,M} = [a_{max,Cr} - a_{Cr}(T)]$ соответственно),

a_{max}^j – количество электронов на d-орбитали хрома, равное 4;

x_j – структурный коэффициент растворимости азота от влияния Cr , $\frac{1}{\sqrt{2}} \cdot \frac{\sqrt{3}}{2}$; где коэффициент

$\frac{1}{\sqrt{2}}$ - это соотношение отрезков в структуре

гранецентрированного куба (ГЦК) между атомами по направлениям $[1;1;0]$ и $[1;0;0]$, а $\frac{\sqrt{3}}{2}$ - в

структуре объемноцентрированного куба (ОЦК) по направлениям $[1;0;0]$ и $[1;1;1]$.

При этом параметр электронной конфигурации $a(t)$ элемента понимается как число классических электронов(а остальных — базовых)[3] и описан термодинамическим уравнением (1).

Объем же пор, в которые внедряется азот, равен:

$$V_{PORE,t}^{0,6} = \frac{\Delta Vel \cdot c_t^{0,6}}{\Delta Vel \cdot c_t^{r(P)}} - 1 \quad (4)$$

где

$$\Delta Vel \cdot c_t^{r(P)} = \left(\frac{R_t^r}{R_{0,5^\circ K}^r} \right)^3 \quad (5)$$

$$R_t^r = \frac{[a_{max}^j - a(T)]}{a_{max}^j} \cdot r(P) + \frac{a(T)}{a_{max}^j}, \quad (6)$$

$$r(P) = \frac{0,6}{\cos\left(\frac{109,5-90}{2}\right) \sqrt{2 \cdot P}}, \quad (7).$$

P – давление, атм; 0,6 – размер проекции электронной подорбитали e_g в плоскости $(1;1;0)$ в плоскостном направлении $[11]$ в долях от размера атома.

Растворимость азота в аустените или феррите в высокохромистой стали $N_{фаз}$ представлена следующим образом:

$$[N]_{FAZ} = [N]_{FAZ}^{Fe} + [N]_{FAZ}^{Cr} + \dots, \quad (8)$$

Итоговая растворимость в стали средневзвешена по количеству структур в ней: макроструктур (дендритных и равноосных) и микроструктур (ферритных и аустенитных) (рис.2). Последние в хромистых сталях могут претерпевать бездиффузионные мгновенные превращения в мартенсит или псевдомартенсит [5] при сохранении достигнутой концентрации азота.

Изотропность макроструктуры формируется микроструктурой при температуре кристаллизации, принятой по [7] для сталей таблицы 2 равной 1510°C. Также обнаружено, что:

$$\text{При } [Cr] < 1/4: \quad D = F + A/2 \quad (9)$$

$$\text{При } [Cr] > 1/4: \quad D = A, \quad (10)$$

где D, F и A – количество дендритной макроструктуры, ферритной и аустенитной микроструктур при кристаллизации соответственно.

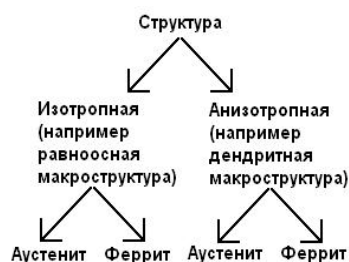


Рисунок 2 - Схема формирования макро- и микроструктур стали.

4-я электронами d-орбитали в отличие от 6-и у железа [6].

Возможность скачкообразных изменений как растворимости азота в феррите и аустените, так и их количеств при температурах плавления атомов Mn(1245°C), Si(1414°C) и Ni(1455°C) подтверждается литературными данными при исследовании in situ зарождения и роста высокотемпературной δ-фазы в нержавеющей стали AISI 304(03X18N10) в процессе ее нагревания выше 1300°C с зафиксированным скачкообразным увеличением количеств феррита при температуре 1410°C [8], близкой к точке плавления кремния в 1414°C.

Однако, как происходящие ниже температур кристаллизации от 1510°C в анализируемых высокохромистых сталях эти превращения при температурах плавления чистых легирующих не предполагают влияние на формирование макроструктуры при кристаллизации.

Микроструктура же продолжает изменяться в зависимости от температуры кроме сталей с хромом и кремнием более 1/3 атомной(мольной) доле, где формирование макро-и микроструктуры начинается и заканчивается при кристаллизации и структура, гипотетически, стабильна при температурах исследований.

Итоговая проверка расчетов проведена на экспериментальных данных работы (табл.3) [9,10], где растворимость описывалась вагнеровским разложением функции в степенные ряды Маклорена и в частном случае в ряд Тейлора.

Точность расчетов можно оценить на графике сходимости (рис.3), где предлагаемые данные образуют корреляционную прямую, во-первых, ближе к диагонали (идеальное совпадение),

Влияние хрома, по-видимому, обусловлено

Таблица 3 – Экспериментальные [9,10] и расчетные данные растворимости азота в высокохромистых сталях.

№	Содержание элементов, %мас.					1250°C		1300°C		1350°C	
						$[N]_{[эксп]}^{1200}$	$[N]_{расч.}^{1200}$	$[N]_{[эксп]}^{1300}$	$[N]_{расч.}^{1200}$	$[N]_{[эксп]}^{1350}$	$[N]_{расч.}^{1200}$
	C*	Cr	Mn	Ni	Si	% мас.					
1	0,007	16,8	0,8	0,63	0,23	0,112	0,114	0,106	0,107	0,103	0,100
2	0,007	22,6	1,0	0,6	0,49	0,179	0,175	0,164	0,166	0,160	0,154
3	0,007	24,1	0,82	0,52	0,25	0,197	0,204	0,189	0,188	0,179	0,179
4	0,007	31,6	0,88	0,65	0,53	0,369	0,384	0,35	0,352	0,334	0,322

* – среднее значение.

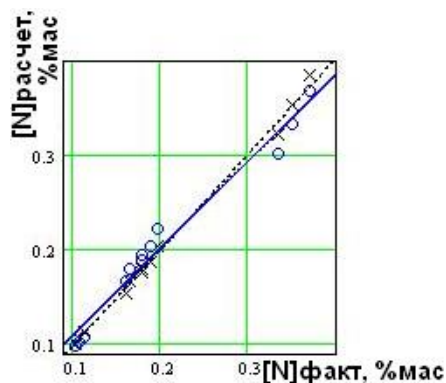


Рисунок 3 - Точность расчета растворимости азота в зависимости от фактических значений.

«-----» - $[N]_{\text{расч. по (6)}} = 0,0178 + 0,9215[N]_{\text{факт}}$,
 $R = 0,988$ (11)

«- - -» - $[N]_{\text{расч. по (8)}} = 0,0032 + 1,0162[N]_{\text{факт}}$,
 $R = 0,998$ (12)

что отражено коэффициентами прямых на порядок близкими к 0 и 1. Во-вторых, точки вблизи линии располагаются с большей кучностью около нее, что отражено величиной близости корреляционного коэффициента к единице.

Вывод. Рассмотренная ранее термодинамическая модель растворимости азота в аустените [3] с учетом предложенных здесь структурных коэффициентов на микро-и макроуровнях позволяет рассчитывать уровень легирования стали. Это особенно актуально в интервале кристаллизации, где могут существовать многофазные области металла.

Библиографический список

1. Влияние релаксационной прочности зерен и межзеренных границ в котельных сталях на работоспособность поверхностей нагрева / А.А. Макеев, Л.Л. Любимова, А.С. Заворин, Р.Н. и др. // Вестник науки Сибири. – 2013. – №4(10) – С.27-34. – URL : <http://sjs.tpu.ru/journal/article/view/808/566>
2. Проблемы радиационной стойкости конструкционных материалов ядерной энергетики / В.Н. Воеводин, И.М. Неклюдов // Вісник Харківського національного університету. – том 746. – серія фізична "Ядра, частинки, поля". – вип. 4/32/. – 2006. – С.3–21. – URL : [http://www-nuclear.univer.kharkov.ua/lib/746_4\(32\)_06_p03-22.pdf](http://www-nuclear.univer.kharkov.ua/lib/746_4(32)_06_p03-22.pdf)
3. Dependence of the nitrogen solubility in austenite and ferrite on alloying at the elemental level / Yu. Venets // High Nitrogen Steels' 2009. – proc. of conf. – M.: MISIS. – 2009. – P. 57 – 63.
4. Термодинамика выделений разупрочняющего феррита из литых аустенитных коррозионностойких сталей / Венец Ю.С. // I московские чтения по проблемам прочности. Тез.докл. М.: 2009. – С.45.
5. Свойства сталей типа X13, легированных азотом / Г.М. Григоренко, Ю.М. Помарин, В.В. Лакомский и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. – 2010. – №4. – С.26-29. – URL : <http://patonpublishinghouse.com/sem/pdf/2010/pdfarticles/04/7.pdf>
6. Металлическая связь и структура металлов / В.К. Григорович – М. : Наука. – 1988. – 296 с.
7. Теорія металургійних процесів: під-к / В.Б. Охотський, О.Л. Костелов, В.К. Симонов [та ін.] : під ред. В.І. Бабтизмаського і В.Б. Охотського – К. : ИЗМН, 1997. – 512 с. – С. 409.
8. In situ исследование зарождения и роста высокотемпературной δ -фазы в нержавеющей стали AISI 304 в процессе нагревания. Liang Gaofei, Wang Chengquan, Fang Yuan. Jinshu xuebao=Acta metallurgica sin. – 2006. – 42. - №8. – С.805-809.
9. Исследование физико-химических закономерностей и оптимизация твердофазных процессов обезуглероживания и деазотации нержавеющей сталей в вакууме : дис. ... к.т.н. : 05.16.02. / М.И. Тарасьев – Днепропетровск. : ДМетИ, 1982. – 182 с.
10. Исследование процессов взаимодействия азота с металлическими системами и разработка новых методов производства азотированных ферросплавов и высокохромистых коррозионностойких сталей Автореферат дис. ... д.т.н. : 05.16.02. / А.В. Рабинович: Днепропетровск. : ДМетИ, 1975. - 43 с.

УДК 622.85:622.33

Доморацкий В.А.*

Угольные шламы – сырье для водоугольного топлива

В статье проведен сравнительный анализ технологий подготовки водоугольного топлива из угля и угольных шламов для обеспечения получения экологически чистой энергии и тепла. Установлено, что предлагаемый подход обеспечит практически полное исключение выбросов вредных веществ.

У статті проведено порівняльний аналіз технологій підготовки водовугільного палива з вугілля та вугільних шламів для забезпечення отримання екологічно чистої енергії і тепла. Встановлено, що запропонований підхід забезпечить практично повне виключення викидів шкідливих речовин.

The article provides the comparative analysis of the technology of coal-water slurry fuel preparation from coal and coal slurry to produce environmentally friendly power and heat. It was found that the proposed approach would provide a virtually complete elimination of any emissions.

Введение. Климатоохранные действия в Украине должны привести к ускорению ее экономического роста. [1,2]. В настоящее время возобновляемые источники энергии в мире обеспечивают 1–1,8% получаемой энергии и большинство проектов по возобновляемым и нетрадиционным источникам энергии в Украине рассчитано на далекую перспективу. Поэтому в практическом плане необходимо сосредоточиться на полномасштабном возвращении в энергетику угля, т.к. в мире израсходовано примерно 87% запаса нефти; 73% запаса газа; 2% угля [3]. Переход на основе старых технологий использования угля невозможен по ряду причин – технологических, экологических, экономических и т.п. [4,5].

Угольные ТЭС имеют КПД 34-38% и высокий процент вредных выбросов [6]. Угольные ТЭС США и Германии вырабатывают половину электроэнергии, а в Австралии, Индии и Китае – это около 80% или даже больше. В Великобритании уголь составляет основу электроэнергетики, но там рядом с угольными ТЭС птицы выводят птенцов. Их шахты отличаются высоким уровнем оснащения (3200-3500 т/чел. в год) [7]. Производительность труда в Украине почти в 5 раз ниже, чем в развитых странах. Так, в США производительность труда в угледобыче в последние годы была выше, чем в Украине в 8-10 раз. Странам ЕС выгоднее использовать пусть и «грязный», но дешёвый уголь, а не «чистый», но дорогой российский газ [8]. Сегодня в КНР, Японии, Италии, США, Швеции, России особое внимание уделяется водоугольному топливу как реальной альтернативе жидким топливам из нефти [9]. КНР использует 3 млрд.т угля, добывает 1 млрд.т и планирует сжигать в 2020 г. 100 млн.т ВУТ [10].

Поэтому в практическом же плане, если ориентироваться на ближайшее будущее,

Украине нужно определить роль и место угольного топлива [11]. Для этого гигантские массы шламов углей стоит рассматривать как самостоятельное комплексное техногенное месторождение, не требующее дополнительных расходов на добычу [12]. ВУТ из шлама в 4 раза дешевле мазута и не превышает 15% цены угля на месте его добычи, сводя стоимость исходного сырья до транспортных расходов. Удельные затраты на приготовление ВУТ из шлама – 2,66 \$ при удельных затратах на приготовления традиционной ВУТ – до 25 \$.

Себестоимость 1 Гкал, при сжигании ВУТ, ниже чем у любого вида топлива [13]. Уголь при сгорании дает черный дым из-за несгоревших сажи и пыли, ВУТ сгорает полностью, выделяя белый дым (водяной пар) и не загрязняя окружающую среду твердыми частицами. Угарного газа, частиц сажи, NOX, SO₂ при сгорании нет, (включены в Киотский протокол) в продуктах сгорания в 10 раз меньше предельно допустимых норм [14]. ВУТ обеспечивает потери теплоты с отходящими газами за счет более низких температур газов в топке и меньшего избытка воздуха [15]. Полнота сгорания этого топлива – 98-99% [16]. Обладание повышенной, в сравнении с углем, реакционной способностью и меньшей температурой воспламенения (~3000С) [17], обуславливает степень выгорания горючей массы при сжигании ВУТ - 99%. в то время как уголь сжигается только на 50 % [18].

Насчет критики этого процесса по парниковым газам - наглая ложь: для всех углеводородов уровень выделения двуокиси углерода на единицу произведенной энергии практически одинаковый - что для природного газа, что для бензина, что для угля. Недостаток угля как топлива заключается в огромном количестве выделяемой в атмосферу сажи и немалых объемах шлака, остающегося после сгорания.

*Доморацкий Всеволод Артурович, доцент, НМетАУ, к.т.н.

Рецензент Хрычиков Валерий Евгеньевич, зав.каф.НМетАУ, д.т.н., профессор.

Природный газ и чистый метан - это не одно и то же. Соотношение получаемой воды и двуокиси углерода при сжигании конкретного углеводорода зависит от соотношения в нем водорода и углерода. Так вот - это соотношение для разных углеводородных топлив не слишком отличается. И если заглянем в справочник, то для природного газа находим значение 36 МДж/кг, а для каменного угля диапазон: 19-34 МДж/кг в зависимости от содержания воды. Для горючей части угля без шлака эти величины нужно увеличить на 10-20%. В итоге, для всё получается одинаково - в том числе и количество образующегося углекислого газа. В [19], на стр. 77 в таблице 58 читаем: антрацит (без потерь на испарение воды) 32-34 МДж/кг, природный газ 36 МДж/кг. Разговоры о пыли у энергетиков связано прежде всего с отсутствием комплексного подхода в подготовке ВУТ, использованием товарного угля в качестве исходного сырья ВУТ и применение только одного из приемов его «облагораживания», что сохраняет все проблемы, связанные с традиционным сжиганием угля.

Средних размеров углеобогащательная фабрика или шахта ежедневно выдают 300-600 т шлама, который хранится в многочисленных шламоотстойниках или тех самых «хвостах». Добыча 1 млн. т угля сопровождается сбросом в открытые водоемы 3,22 млн.м³ загрязненных сточных вод, выдачей и размещением на дневной поверхности 1,48 млн.м³ вскрышных пород, нарушением 10,2 га земельных угодий, выбросом в атмосферу 2,93 тыс.т вредных веществ [20]. Выбросы оксидов серы и азота на пылеугольных ТЭС превышают нормы во много раз. Остро стоит проблема секвестрации CO₂ на ТЭС. Около 80% добываемого в Украине угля имеет серность более 1,5%, а в некоторых случаях достигает 10%, поэтому решение проблемы его десульфурации требует тщательного изучения, создания новых высокоэффективных технологий, позволяющих получить низкосернистое топливо. В углях Украины содержится 4 типа серы: пиритная, органическая, сульфатная и элементарная. Включения серного колчедана имеют вид примесей, доступных выделению механическим способом. Элементарная сера распределяется в виде тонкодисперсных соединений [21].

Исходный грансостав угольных шламов обычно не превосходит 1-2 мм, что идеально подходит для приготовления ВУТ. Используя нулевую стоимость угольного шлама, удаление серы из угольных шламов при использовании ВУТ может осуществляться на протяжении всего его жизненного цикла [21].

После замачивания сухого шлама дезинтеграция матриц шлама происходит по непрочным границам раздела органических зерен

за счет растяжения нагрузками прямых и отраженных волн электроразряда:

I стадия - образование трещин по границам раздела зерен и развитие их до критического состояния;

II стадия - освобождение зерен и их округление за счет изломов менее прочных вступов;

III стадия - округление зерен до размеров менее 50 мкм и образование осадка из разрушенных по границам и изломам зерен.

Электроразряд [21] обеспечивает дезинтеграцию и десульфурацию угля, получение устойчивой водно-угольной суспензии с энергос затратами в 5 раз меньшими, чем при механических способах дробления и измельчения. Гидроударный мокрый помол (ГУУМП) основан на использовании хрупкости угля, которая при растяжении или изгибе в 6-12 раз меньше прочности на сжатие при истирании. Шаровые и вибромельницы, реализуют помол истиранием за счет сжатия, сопровождающийся большим расходом энергии и высоким абразивным износом мелющих тел. Технология ГУУМП используя свободный удар для измельчения материала, использует более чем в 5 раз меньше энергии на 1 т продукта. Мощность ГУУМП составляет около 50 кВт против 230 кВт у вибромельниц [20]. Измельчение до уровня 10мкм и ниже проводится в процессе гидродинамической обработки, где в потоке энергоносителя происходит столкновение встречных потоков, движущихся со скоростями 250 - 350 м / сек, которое приводит к интенсивной деструкции и разрушению частиц угля с их деминерализацией. Происходит эмульгирование водной фазы и введение пластифицирующих добавок, флотационное центрифугование. Наиболее эффективное извлечение серы наблюдается у шламов флотационной крупности т.е. менее 1 мм в водной взвеси (60 % угля : 30 % воды). Угольный пирит имеет плотность 5000 кг/м³, чистый уголь - 1300-1350 кг/м³ и порода от 1800 до 2200 кг/м³. В центробежных аппаратах - центрифугах и гидроциклонах этой разностью успешно пользуются [20]. Магнитная сепарация в поле 3-5 Тл обеспечивает извлечение неорганической серы (пирит, марказит, пирротин и пр.) до 90 %, снижение зольности в обогащенном продукте на 50% и увеличение теплоты сгорания до 25 %.

Обработка в кавитаторах [20] перед подачей в топку делает водоугольную смесь более однородной, пластичной. При кавитации в воде образуются перекись водорода и атомарный кислород, а значит, топливо становится химически более активным. Воспламенение распыленных капель начинается не с воспламенения летучих паров, а с гетерогенной реакции на их поверхности, в том числе с водой и водяным паром. Активация поверхностных

частиц капель с частицами близкими к 1μ приводит к снижению температуры воспламенения водноугольной суспензии по сравнению с воспламенением угольной пыли до 300-325°C. Процесс горения характерен высокой полнотой выгорания топлива (99,7%), малыми избытками воздуха (3-7%). Электронно-лучевая очистка (ЭЛО) выбросных газов от оксидов серы, азота и пыли за счёт реакции, которые в обычных условиях не реализуются, а переводятся в твердые частицы смешанных сульфатов и нитратов аммония, которые улавливаются и могут быть использованы в качестве удобрений в сельском хозяйстве. Технология ЭЛО в настоящее время активно внедряется в теплоэнергетику Китая, Польши, Японии. Технология позволяет одновременно снизить SOx на 99%, NOx на 95%, Степень пыли - 99 %. Побочным продуктом ЭЛО является высокорентабельные удобрения со стоимостью продажи до 120 долл. США за тонну. проектирования нетрадиционных локальных углегазоэлектрических комплексов, реализующих принципы ко- и тригенерации повысить КПД до 90 % и использовать широкую сортовую гамму угля.

Преимущества.

1. Экологически безопасно для окружающей среды на всех стадиях производства, транспортирования и использования. Снижение выбросов при сжигании ВУТ, обусловлено химическими реакциями с участием воды, как несущей среды суспензий – взаимодействие перегретого пара с углеродом топлива и термическая диссоциация воды.

2. Подобно жидкому топливу и при переводе установок на сжигание ВУТ не требует существенных изменений в конструкции котлов (агрегатов); возможно сжигание в топках для слоевого сжигания твердого топлива, в камерных топках для пылеугольного и жидкого топлива, при сжигании в кипящем слое; дает возможность легко механизировать и автоматизировать процессы приема, подачи и сжигания топлива; технология вихревого сжигания при температуре 950-1050°C гарантирует эффективность использования топлива свыше 97% (при слоевом сжигании угля данная величина не превышает 60%) [33]. При сжигании происходит увеличения удельной поверхности частиц угля за счет измельчения. При сгорании ВУТ происходит деление первичной струи в результате взрывного испарения, обусловленного быстрым нагреванием и вскипанием диспергированных капель ВУТ. Это испарение в свою очередь преодолевает силы сжатия на поверхности капли, разбивая её на огромное количество меньших по размеру капель ВУТ. Будет наблюдаться поверхностное вскипание исходной капли, сопровождающееся эффектом разбрызгивания. Из объема капли вследствие множественных микровзрывов в

приповерхностном слое будут вырываться мелкие сферические фрагменты – топливный туман [20]. Эффект влияния вторичного распыления за счет увеличения удельной поверхности обеспечивает укороченный факел и меньшую продолжительность фазы сгорания

3. Водноугольное топливо не является пожароопасным и взрывоопасным, не требует повышенных мер по взрывоопасности.

4. Стоимость 1 т условного топлива снижается на 15-30%, сокращаются эксплуатационные затраты при хранении, транспортировке и сжигании, обеспечивается снижение в 3 раза капитальных затрат при переводе ТЭЦ и ГРЭС из сжигания природного газа и мазута на водноугольное топливо, окупаемость затрат при внедрении ВУТ составляет 1-2,5 года. Главные его достоинства – дешевизна и экологичность. Стоимость ВУТ, готового для прямого использования, в пересчете на 1 т у.т. ниже стоимости мазута в 2-4 раза и не превышает 10-12% от цены исходного угля на месте его добычи.

Недостатки.

1. Суспензия содержит не менее 40% воды, на испарение которой нужно затратить энергию. А еще больших затрат требует процесс получения самой суспензии. Чтобы смолоть 1 т сухого угля, пригодного для использования ТЭЦ, необходимо затратить 15-20 кВт/ч.

2. При измельчении жидких смесей износ оборудования и затраты на его амортизацию выше, чем при сухом помоле. Использование ВУТ вместо прямого сжигания угля, газа, мазута требует крупных первоначальных капиталовложений, особенно на первом этапе его промышленного использования.

Экологичность. Степень сгорания этого топлива – 98-99,7%. Топливо сгорает без выбросов с продуктами сгорания монооксида углерода, вторичных углеводородов, сажи и канцерогенных веществ. Уровень вредных выбросов оксидов азота с продуктами сгорания не превышает 50-60% от допустимого уровня.

Экономическая эффективность. Потенциальными потребителями ВУТ являются коммунальные предприятия и промышленные предприятия. Как показано выше все операции по удалению вредных компонентов из ВУТ даже в обобщающих источниках рассматривают только физико-химическую природу [19].

Представляется целесообразным включение в цепь операций, преобразующих угольный шлак механизмы реакции, связанные с окислительным выщелачиванием пирита, протекающих самопроизвольно и являются экзотермическими. Снижение серосодержания углей при помощи микроорганизмов включает процесс перевода нерастворимых в воде серосодержащих минералов, в растворимые, которые затем выносятся при флотации. В процессах самонагрева пород роль бактерий

заключается в следующем: расчленение поверхности пирита и увеличение его реакционной способности поверхности; окисление серы и двухвалентного железа (в условиях невозможного их чисто химического окисления); предотвращение отложения веществ новообразования на поверхности минерала; непосредственное участие в экзотермических реакциях. Тионовые бактерии, образно говоря, "запускают" экзотермические процессы выщелачивания пирита, без участия бактерий такие процессы не протекают. Увеличивая на поверхности пирита реакционную способность они интенсифицируют чисто химические процессы окислительного выщелачивания, которые способствуют росту температуры и выделению

веществ новообразования (серы, серной кислоты и соединений железа). Схема процесса общего устранения вредных выделений при использовании ВУТ может иметь следующий вид: замачивание угольного шлама с микроорганизмами → измельчение (дезинтеграция матриц, ГУУМП, гидродинамическая обработка) → флотация → магнитная сепарация → кавитационная обработка → сжигание ВУТ с последующей электронно-лучевой очисткой и получением на выходе этой операции удобрений, а на срезе дымовой трубы только водяной пар (см. рис..)

Схема выделений при использовании ВУТ может иметь следующий вид (см. рис.).

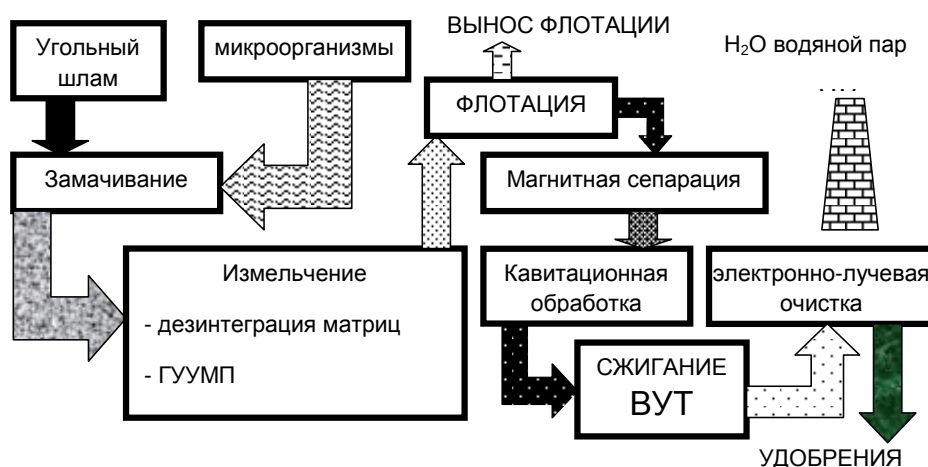


Рисунок - Схема процесса общего устранения вредных выделений при использовании ВУТ

Практически нулевая стоимость угольных шламов позволяет собрать в одну цепочку физико-химические и биологические методы и обеспечить гарантированную 100% очистку от вредных примесей [21]. продуктов сжигания ВУТ, полученного из шлама.

Выводы.

1. Перевод угольных шламов в транспортабельные и технологически удобные ВУТ позволяет получить существенный общественно-экономический эффект и резко улучшить экологическую обстановку. При этом получаемое топливо и технологии его использования соответствуют жестким требованиям современного рынка. Учитывая, что в себестоимости генерируемой тепловой энергии стоимость топлива составляет 40 до 70%, это является важным для обеспечения экономического эффекта.
2. По оценкам Минуглепрома Украины внедрение новой технологии позволит ежегодно экономить каждому предприятию до 10 млн. м³ (1000 м³ газа = 2,2 тонны ВУТ) природного газа, что в условиях постоянного роста цен на природный газ позволит предприятию оставаться рентабельным, а в масштабах всей страны –

- обеспечит энергетическую безопасность [21]. ВУТ гораздо меньше влияет на окружающую среду по сравнению с углем. К тому же используя ВУП страна тем самым обеспечит массу рабочих городов восстановив добычу угля, а также откроет предприятия для его переработки. Использование водоугольного топлива не имеет большой разницы с газом по загрязнению атмосферы, но дает стране возможность при небольших финансовых инвестициях получить не только собственный отопительный ресурс, а и обеспечить тысячи людей рабочими местами.
3. Внедрение схем когенерации и тригенерации при проектировании нетрадиционных локальных углегазоэлектрических комплексов потребует замены на действующих производственно-отопительных котельных, где давление пара составляет 1,3-1,4 МПа (тогда как необходимо 0,3-0,7 МПа) редукционно - охлаждающих установок на мини-турбины с противодавлением, что позволит использовать бросовую энергию дросселирования для получения электроэнергии и повысить КПД до 90 %.
 4. Уголь обязательно вернется в нашу энергетику как топливо XXI века. И от этого выиграют все: и наши граждане, и бизнес, и государство.

Сегодняшний этап развития отечественного топливно-энергетического комплекса - ключевой. И от того, какие решения по его дальнейшему развитию будут приняты, зависит судьба не только конкретных регионов, но и Украины в целом.

Библиографический список

1. Рябчин А.М. Новое климатическое соглашение: подписывать или торговаться Українська правда 21.04.2016
2. Губинский М.В., Усенко А.Ю., Шевченко Г.Л., Шишко Ю.В. Оценка эмиссии парниковых газов при использовании ископаемых топлив и биомасс. Интегрированные технологии и энергосбережение № 2, 2007.- С.39-42
3. <http://energo20.ru/article-0-43-453.html>
4. Кошкин Н.И., Ширкевич М.Г. Справочник по элементарной физике. – М.:Наука,1972. – 256 с.
5. Ризун А.Р., Денисюк Т.Д., Голень Ю.В., Кононов В.Ю., Рачков А.Н. Электроразрядная дезинтеграция и десульфурация угля при изготовлении водно-угольного топлива. - Электронная обработка материалов, 2011, 47(1), 113–115.
6. Морозов А.Г., Коренюгина Н.В., Гидроударные технологии для получения водоугольного топлива. «Новости теплоснабжения» №07 (119) 2010 г., <http://www.nts-n.ru/>
7. Кавитационная обработка жидких сред. Электронный ресурс, код доступа: <http://niicpt.ru/booklet.pdf>
8. Иванов Г.В.,Мирошников А.М.,Азарова Т.И.,Ушакова Н.Н. Повышение эффективности процесса флотации тонких угольных шламов // Вестник Кузбасского государственного технического университета. - 2010. - № 2. - С. 85-86.
9. Ерёмченко С.А. Влияние свойств углей на эффективность их обессеривания и обеззоливания методом криомагнитной сепарации. Электронный ресурс,код доступа: <http://mognovse.ru/nvkh-vliyanie-svoystv-uglej-na-effektivnoste-ih-obesserivaniya.html>.
10. Морозов А. Г. Кавитационные технологии для приготовления жидкого угля. Электронный ресурс, код доступа: <http://liquidcoal.ru/2008/06/16/28>.
11. Исаков А.Я. О механизмах фазовых превращений в каплях водотопливной эмульсии. Электронный ресурс, код доступа: <https://docviewer.yandex.ua/?url=http%3A%3A>
12. Горячкин А.В. Влияние содержания влаги в зоне горения на эмиссию оксидов азота и серы // Теплоэнергетика, Вып. 1980. – №10. – С. 31-34.
13. Финягин А.И., Володарский И.Х., Филиппов Г.А. и др. Методика расчета выбросов загрязняющих веществ при сжигании водоугольного топлива. М., 1990, - 6 с.
14. Есильбаев Д.Б., Жамантаева Л.С., Шарифов Д.М., Алимгазин Е.Е. Методы расчета продуктов сгорания водоугольного топлива. [http://yandex.ua/click/jsredir?from=yandex.ua%](http://yandex.ua/click/jsredir?from=yandex.ua%3A)
15. Моргунов В.В. Численное моделирование процессов электронно-лучевой очистки дымовых газов. Система N2-O2-NO-SO2-NH3-H2O-CO2 // Вісник НТУ «ХПІ».2013.№ 9 (983) . – С.33-46
16. Электронно-лучевой способ очистки дымовых газов от NOX и SO2. Электронный ресурс, код доступа: <http://msd.com.ua/osnovy-sovremennoj-maloy-energetiki/elektronno-luchevoj-sposob-ochistki-dymovykh-gazov-ot-nox-i-so2/>
17. Установки электронно-лучевой очистки отходящих газов энергетики и промышленности. Электронный ресурс, код доступа: <http://www.electronbeamtech.com/ruspage/clean.htm>
18. Саломатов В.В.,Дорохова У.В., Сыродой С.В. Перевод котлов малой мощности на водоугольную технологию, Ползуновский вестник № 4/3, 2013. – С.38-46
19. Солодов Г.А. Направление комплексного использования шламовых вод углеобогащительных фабрик Кузбасса / Солодов Г.А., Жбырь Е.В., Неведров А.В., Папин А.В. // Вест. Кузбасс. гос. технич. ун-та. Кемерово, 2006.- № 3. – С. 110-112.
20. Краснораменский В.И.Альтернативные перспективы: ВУТ (водоугольное топливо), ПГУ и синтетическое топливо. Электронный ресурс, код доступа: <http://eic.in.ua/alternativnye-perspektivy-vut-pgu-sinteticheskoe-toplivo>
21. Васючков Ю.Ф., Кузнецова Е.П. Промышленные испытания биотехнологии снижения серосодержания угля // Горный информационно-аналитический бюллетень, № 2 М.: 1997. - С.45-464.

УДК 530.16.04

Кадицьникова Т.М., Діннік Ю.О., Лазарева Є.Д., Кадицьникова А.В. *
Можливості застосування ситуаційного підходу до аналізу системи управління проектами в освіті

На підставі результатів досліджень в області ситуаційного підходу, проведених різними вченими, аналізується функціонування конкретних організацій з урахуванням ситуаційних відмінностей між ними. Обосновано можливість застосування розглянутих теоретичних положень на практиці.

На основании результатов исследований в области ситуационного подхода, проведенных различными учеными, анализируется функционирование конкретных организаций с учетом ситуационных различий между ними. Обоснована возможность применения рассмотренных теоретических положений на практике.

Relying on the results of studies in the contingency approach, conducted by different researches, the author compares the operation of specific companies, taking into consideration situational differences between them. The paper presents conclusions about the possibilities of application of examined theoretical propositions on practice.

Актуальність. Надання освітніх послуг є одним з пріоритетних напрямків у розвитку будь-якого вузу будь-якої країни світу. Для цього розробляються методи управління інтеграцією спрямовані на об'єднання і координацію процесів і дій необхідних для задоволення очікувань зацікавлених сторін проекту. В даний час при прийнятті важливих управлінських рішень в освітніх проектах велика увага приділяється аналізу і синтезу ситуації. Для прийняття ефективного рішення аналіз і синтез проблем є необхідними етапами процесу.

Ситуаційний підхід до управлінських рішень в даний час є найбільш перспективним. Він не спростовує інші концепції в управлінській науці, а навпаки, синтезує їх за допомогою спеціальних методів, вибираючи з них найкраще, цінне, а головне, найбільш оптимальне в даних умовах [1].

Актуальність даної теми полягає в тому, що аналіз і синтез ситуації допомагають точно визначити фактори, що впливають на ситуацію, а отже, сприяють прийняттю правильного управлінського рішення. Технології ситуаційного аналізу дозволяють не обмежуватися прийняттям управлінського рішення в конкретній ситуації, а дозволяють, ґрунтуючись на більш глибокому аналізі ситуації, більш обґрунтовано приймати довготривалі управлінські рішення, коригувати стратегічні цілі проекту [2].

Мета даної роботи - визначити основні підходи до аналізу і синтезу ситуації ухвалення управлінських рішень в освітніх проектах, для чого потрібно рішення наступних завдань: визначити складові проекту, теоретичні основи аналізу і синтезу ситуації, розглянути етапи ситуаційного аналізу в проекті.

Основні результати. Процес, що почався з ідеї вступити до ВНЗ і має своєю підсумковою метою отримання диплома - це досить складний

проект, який стосується безліч зацікавлених сторін і залежить від культурних, організаційних, соціальних, економічних, політичних, особистих чинників. Створення проекту такого центру вимагає дотримання наступних правил, які можна сформулювати у вигляді наступних класифікаційних ознак:

1. Концепція проекту - реалізується інвестиційний проект, метою якого є розробка і розвиток діяльності консультативного центру.

2. За рівнем виконання – проект.

3. За масштабом (розміром проекту) – малий.

4. За складністю - організаційно та ресурсно складний.

5. За термінами реалізації - короткостроковий (3 роки).

6. За характером проекту (рівню учасників) – міжнародний.

7. За специфікою кінцевого продукту – змішаний.

8. За галузевою належністю – освітній.

9. За об'єктом інвестиційної діяльності – інвестиційний.

10. За складом і структурі організацій, задіяних у проекті – багатофункціональний.

11. За вимогами до якості проекту - стандартний.

У кожному освітньому проекті здійснюється розробка управлінських рішень, і в кожній організації практика розробки і прийняття управлінських рішень має свої особливості, які визначаються характером і специфікою її діяльності, її організаційною структурою, діючою системою комунікацій, внутрішньою культурою. Підготовка рішень здійснюється на підставі всієї сукупності інформації про ситуацію, її ретельного аналізу і синтезу.

Для прийняття ефективного рішення важливий підготовчий процес, який, в свою чергу, скла-

*Кадицьникова Тетяна Михайлівна, зав.каф.НМетАУ, д.т.н., професор,
Діннік, Юлія Олександрівна, доцент НМетАУ, к.т.н.,
Лазарева, Євгенія Дмитрівна, аспірантка НМетАУ,
Кадицьникова Анастасія Віталіївна, студентка НАУ.
Рецензент Шломчак Георгій Григорович, професор-консультант НМетАУ, д.т.н.

дається із значних етапів, таких як:

- отримання інформації про ситуацію, на конкретний момент часу;
- проведення аналізу даної ситуації;
- виявлення всіх існуючих проблем ситуації, їх ранжування, вибір основної проблеми;
- синтез основної проблеми;
- прогнозна розробка ймовірного розвитку ситуації;
- постановка проблеми;
- формування ідей з пошуку рішень щодо даної ситуаційної проблеми.

Більшою мірою від того, наскільки ефективно проведені стадії підготовки, залежить точність прийнятого рішення. Для адекватного уявлення ситуації, як правило, використовуються кількісні і якісні дані. Доцільною при отриманні і обробці інформації про ситуацію прийняття рішення є підготовка аналітичного матеріалу, що відображає основні особливості і тенденції розвитку ситуації. Такий аналітичний матеріал повинен готуватися фахівцями, що володіють достатніми знаннями і досвідом в області, до якої належить ситуація прийняття управлінського рішення.

Основним завданням аналізу ситуації є виявлення чинників, що визначають динаміку її розвитку [3].

Щоб мати можливість встановити динаміку розвитку ситуації під впливом тих чи інших факторів, необхідно перейти до кількісних методів, вводячи в розгляд кількісні уявлення факторів у вигляді індексів або змінних, значення яких можуть змінюватися в тому чи іншому діапазоні в залежності від зовнішніх або внутрішніх впливів.

При наявності індексів або змінних доцільно також визначення порогових значень, перевищення або наближення до яких повинно викликати відповідні управлінські рішення та дії з боку особи, яка приймає рішення.

Досягнення поставлених перед освітнім проектом цілей, як правило, вимагає цілеспрямованих управлінських впливів для забезпечення розвитку ситуації в бажаному напрямку.

Адекватного розуміння ситуації сприяє визначення [4]:

- основних проблем, що виникають;
- закономірностей, відповідно до яких відбувається її розвиток;
- механізмів, за допомогою яких може бути надано цілеспрямований вплив на її розвиток;
- ресурсів, необхідних для приведення цих механізмів в дію;
- активних складових ситуації, як зовнішніх, так і внутрішніх, які можуть зробити істотний, а часом і вирішальний вплив на її розвиток.

Головним завданням синтезу ситуації є виявлення ключової проблеми, яка повинна стояти першою в черзі на аналіз.

Центральну роль, при цьому відіграє визначення ситуаційних змінних. Вони - ключ до розуміння ситуації, а значить, до прийняття ефек-

тивних управлінських рішень. Тому однією з основних проблем, що вирішуються ситуаційним аналізом, є встановлення факторів, що визначають розвиток ситуації. Тут простежується наявність семи етапів.

Етап 1. Підготовка до ситуаційного аналізу.

Тут доцільно починати з чіткого визначення ситуації ухвалення рішення і підготовки необхідної інформаційного забезпечення, що дозволяє адекватно уявляти ситуацію, її сильні і слабкі сторони, основні чинники, що визначають її розвиток. Іноді видається доцільною підготовка спеціальних аналітичних звітів для фахівців, що беруть участь в проведенні ситуаційного аналізу, членів експертної комісії, сформованої для оцінки ситуації і вироблення альтернативних варіантів управлінських дій. Забезпечення методичної, інформаційної та змістовної частини комп'ютерного супроводу лежить на аналітичній групі, до складу якої повинні входити як технологи з організації і проведенню ситуаційного аналізу, так і аналітики - фахівці, що професійно працюють в тій області, до якої належить об'єкт ситуаційного аналізу.

Етап 2. Аналіз інформації.

Цей етап починається з пошуку можливих аналогів, які представлені у вигляді деякого числа еталонних ситуацій. Еталонна ситуація складається з рішень, які приймалися, і їх результатів, а також рішень, які призводять до досягнення поставленої в проекті мети. Якщо виникла ситуація така, що здається близькою до однієї з еталонних ситуацій, то необхідно оцінити, наскільки істотні наявні відмінності. Іноколи не дуже істотні відмінності в ситуації можуть призводити при одних і тих же діях до протилежних результатів, тоді інформація у відповідній еталонній ситуації передається експертній комісії для вироблення остаточного висновку. На підставі проведеного аналізу формується пакет інформації про ситуацію, необхідної для ситуаційного аналізу.

Етап 3. Аналіз ситуації.

Використання методу експертних оцінок для встановлення основних факторів, що визначають розвиток ситуації. Після того як фактори встановлені, визначається їх порівняльна значимість, тобто ступінь їх впливу на розвиток ситуації і можна переходити до формування вирішальних правил для оцінки ситуації. Граничні значення в вирішальному правилі відповідають різним рівням стану ситуації - від критичного (неприпустимого) до найкращого. При формуванні вирішальних правил можуть використовуватися індекси, що характеризують стан ситуації. Одним з основних завдань цього етапу ситуаційного аналізу є проведення аналізу ключових профільних проблем ситуації, оцінка слабких і сильних сторін, небезпек і ризиків, перспектив розвитку ситуації в рамках розглянутих проблем. Результатом такого аналізу є більш чітке уявлення проблем, що виникають для організації в зв'язку зі сформованою ситуацією [5].

Етап 4. Розробка сценаріїв можливого розвитку ситуації. Цей етап починається з змістовного опису і визначення переліку найбільш ймовірних сценаріїв розвитку ситуації. Найбільш поширені способи розробки сценаріїв передбачають формування переліку основних факторів, що впливають на розвиток ситуації, завдяки чому формуються моделі розвитку ситуації. При цьому можуть бути використовуватися індекси, що характеризують її стан. Різні варіанти зміни значень факторів відповідно до розроблених моделями призводять до різних варіантів зміни ситуації і до різних сценаріїв її розвитку. Прогнозні оцінки зміни значень основних факторів визначаються експертами. При визначенні динаміки зміни значень факторів може використовуватися метод побудови експертних кривих. Результатом роботи експертів на цьому етапі є розробка експертного прогнозу зміни факторів і індексів, що характеризують ситуацію, представлену у вигляді найбільш ймовірних сценаріїв розвитку ситуації.

Етап 5. Оцінка ситуації. Оцінка ситуації здійснюється експертами індивідуально, а може - в процесі колективної роботи експертної комісії. Паралельно з оцінкою найбільш ймовірних сценаріїв розвитку ситуації на цим етапі передбачається також генерування пропозицій для вироблення альтернативних варіантів тактичних рішень по ключовим профільним проблемам ситуації експертами для вироблення альтернативних варіантів стратегічних і тактичних рішень в аналізованій ситуації. При цьому основною метою залишається генерування для подальшого розгляду та аналізу обґрунтованих управлінських рішень і керуючих рішень і дій, що управляють, для досягнення поставлених перед освітнім проектом цілей.

Етап 6. Обробка і оцінка результатів експертизи. На цьому етапі потрібно при визначенні факторів встановлення залежностей і індексів, що характеризують ситуацію. Математич-

на обробка потрібна і при розробці прогнозів, коли будуються екстраполяційні залежності, експертні криві, визначаються найбільш ймовірні тенденції зміни значень основних факторів.

Після отримання попередніх результатів експертизи здійснюється їх обробка для оцінки узгодженості експертів, оцінки ступеня суперечливості експертних оцінок, оцінки точності експертних оцінок. Результатом роботи експертів на цьому етапі ситуаційного аналізу є оцінка отриманих при проведеному ситуаційному аналізі альтернативних варіантів управлінських рішень, визначення рекомендацій і пропозицій для осіб, які приймають рішення в освітньому проекті за результатами проведеної роботи.

Етап 7. Підготовка аналітичних матеріалів за результатами ситуаційного аналізу. На цьому етапі підводиться підсумок всієї виконаної роботи. Основне завдання цього етапу полягає в підготовці аналітичного матеріалу, що містить наступні рекомендації:

- прийняття стратегічних і тактичних рішень в аналізованій ситуації;
- механізм їх виконання;
- контроль за виконанням рішень;
- супровід ходу реалізації прийнятих рішень;
- аналіз результатів, що включає оцінку ефективності прийнятих рішень і їх виконання.

Висновки.

1. Комплексне застосування управління проектами на основі ситуаційного аналізу в сфері освіти є одним із пріоритетних напрямків соціально-економічного розвитку в цілому будь-якої держави.
2. Взаємозв'язок теоретичних і практичних аспектів ситуаційного підходу, гнучкість ситуаційних методів і можливість їх адаптації до умов, що змінюються, дозволяють застосовувати його до аналізу системи управління проектами в освіті.

Бібліографічний список

1. Герчикова И. Н. Менеджмент. – М.: ЮНИТИ, 1997. – 526 с.
2. Robbins S. P., Coulter M. Management. – Prentice Hall, 2012. – 643 с.
3. Moreno-Luzon M. D., Peris F. J. Strategic approaches, organizational design and quality management: integration in a fit and contingency model //International Journal of Quality Science. – 1998. – Т. 3. – №. 4. – С. 328-347.
4. Papworth M. A., Milne D., Boak G. An exploratory content analysis of situational leadership //Journal of Management Development. – 2009. – Т. 28. – №. 7. – С. 593-606.
5. Schermerhorn J. R. Situational Leadership: Conversations with Paul Hersey //Mid American Journal of Business. – 1997. – Т. 12. – С. 5-12.

УДК 669.017

Козлов В.М., Калениченко В.В., Тимошенко В.Н.*

Текстура зарождения электроосажденных ОЦК металлов на индифферентной подложке

Используя атомистическую теорию зародышеобразования, была найдена работа образования как однослойных, так и многослойных критических зародышей, ориентированных по наиболее важным осям симметрии ОЦК решетки. Было установлено, что начальной осью текстуры электроосажденных ОЦК металлов является направление $\langle 110 \rangle$, которое не зависит от значения кристаллизационного перенапряжения и энергии взаимодействия между зародышем и индифферентной поверхностью подложки. Теоретические результаты по начальной текстуре оказались в согласии с экспериментальными данными исследования электроосажденного железа.

Використовуючи атомістичну теорію зародкоутворення, була знайдена робота утворення як одношарових, так і багатшарових критичних зародків, орієнтованих по найбільш важливим осях симетрії ОЦК решітки. Було встановлено, що початковою віссю текстури електроосаджених ОЦК металів є напрямок $\langle 110 \rangle$, яке не залежить від значення кристалізаційного перенапруження і енергії взаємодії між зародком і індиферентною поверхнею підкладки. Теоретичні результати за початковою текстурою опинилися в згоді з експериментальними даними дослідження електроосадженого заліза.

Following the atomistic theory of nucleation, the work of formation of both mono- and poly-layered critical nuclei oriented according to the most important symmetry axes of the bcc lattice was evaluated. It resulted that the initial texture axis of bcc metals is always the $\langle 110 \rangle$ axis which does not depend on the value of the crystallization overvoltage and of the energy of interaction between the nucleus and the indifferent surface of the substrate. The theoretical results on the initial texture are in agreement with the experimental findings on Fe electrodeposits.

Актуальность темы и постановка задачи. Особенностью электроосажденных металлов является наличие в них аксиальной текстуры (преимущественной ориентации кристаллических зерен вдоль направления, перпендикулярного поверхности катода), которая, наряду с другими структурными факторами, оказывает влияние на физические, механические и химические свойства электролитических покрытий, широко применяемых в функциональной гальванотехнике. Поэтому проблема получения гальванических покрытий с требуемыми наперед заданными свойствами является весьма актуальной, а научно обоснованный подход к ее решению возможен путем глубокого исследования целого комплекса вопросов, в ряду которых находится вопрос о механизме возникновения текстуры в электролитических осадках.

Электрокристаллизация металлов условно включает в себя два этапа, первый из которых связан с образованием тонкого сплошного покрытия на поверхности катода, а второй этап – с его последующим ростом "в толщину" [1-3]. Соответственно следует рассматривать два типа преимущественной ориентации зерен гальванических покрытий:

1) – текстуру зарождения (начальную текстуру), которая возникает на самой ранней стадии гетерогенной электрокристаллизации (ее следует

относить к тонким покрытиям толщиной до ~ 1 мкм).

2) - текстуру роста (вторичную текстуру), которая возникает при последующем росте покрытия "в толщину" (ее следует относить к электролитическим осадкам толщиной более 1 мкм).

Экспериментальные исследования электролитических покрытий разной толщины показали, что направления осей начальной и вторичной текстур могут не совпадать [4-6], что свидетельствует о перестройке текстуры зарождения на текстуру роста по мере роста покрытия в направлении, перпендикулярном поверхности катода.

При теоретическом и экспериментальном исследовании механизма возникновения текстуры зарождения следует разделять два случая, отличающиеся степенью влияния подложки на процесс электрокристаллизации металлов. В первом случае предполагается, что нанесение покрытия проводится на поверхность монокристаллической или поликристаллической подложки, когда имеет место относительно сильное взаимодействие между поверхностью подложки и атомами осаждаемого металла, вследствие чего подложка будет оказывать ориентирующее (эпитаксиальное) влияние на процесс электрокристаллизации.

Второй случай относится к электроосаждению на индифферентную (инертную) подложку, когда взаимодействие между поверхностью подложки и

* Козлов Валентин Михайлович, зав. каф. НМетАУ, д.х.н., профессор,, Калениченко, Виктория Витальевна, студентка. НГУ, Тимошенко Владимир Николаевич, ст. преп. НМетАУ.

Рецензент Хрычиков Валерий Евгеньевич, зав.каф.НМетАУ, д.т.н., профессор.

атомами осаждаемого металла отсутствует или очень слабое, вследствие чего подложка не будет оказывать существенное влияние на возникновение текстуры зарождения гальванопокрытий. Для этого случая наиболее разработанной теорией образования текстуры зарождения является теория Н. Пангарова [7], согласно которой аксиальная текстура электроосажденных слоев определяется двумерными зародышами с осью ориентации $\langle hkl \rangle$, работа образования которых A_{hkl} на инертной поверхности субстрата является минимальной по сравнению с работой возникновения зародышей всех других ориентаций. Для нахождения значений A_{hkl} Н. Пангаровым использовались представления молекулярно-кинетической теории двумерного зародышеобразования [8].

Следует заметить, что двумерные зародыши возникают только в случае сильного взаимодействия атомов покрытия с поверхностью подложки. Поэтому в общем случае для определения оси начальной текстуры более корректным было бы сравнивать значения A_{hkl} трехмерных зародышей (т.е. зародышей многоатомной толщины).

В связи с этим нами предложена методика расчета работы образования трехмерных зародышей на инертной подложке, которая основана на представлениях атомистической теории зародышеобразования [9,10]. Такая методика ранее была нами использована при определении оси начальной текстуры электроосажденных металлов с ГЦК решеткой [5,11].

Целью данной работы было проведение теоретического анализа влияния кристаллизационного перенапряжения на ось текстуры зарождения в металлических покрытиях с ОЦК решеткой и сопоставление полученных теоретических результатов с экспериментальными данными по начальной текстуре гальванических покрытий железа.

Методика экспериментальных исследований. Электроосаждение железа осуществлялось в гальваностатических условиях из сернокислого электролита, содержащего соль $FeSO_4 \cdot 7H_2O$ концентрацией 400 г/л. Подложкой служили пластины нержавеющей стали, поверхность которой была механически отполирована. Условия электролиза следующие: температура $60^\circ C$; $pH=1,2$ и $2,0$; катодная плотность 4, 6, 8, 10 и $15 A/dm^2$. Время электроосаждения железа было таким, чтобы покрытия имели толщину 0,4-0,6 мкм. Толщина покрытий оценивалась по массе электроосажденных слоев железа, которая определялась взвешиванием с точностью $\pm 0,002$ мг.

Ось преимущественной ориентации зерен электроосажденного железа находилась путем сравнения значений статистического веса P_{hkl} рентгеновских линий (110), (200), (211), (310) и (222), рассчитанных по формуле:

$$P_{hkl} = \frac{I_{hkl}}{I_{hkl}} \cdot \frac{\sum I_{hkl}}{\sum I_{hkl}},$$

где I_{hkl} – интенсивность рентгеновской линии исследуемого покрытия; I'_{hkl} – интенсивность рентгеновской линии эталонного (нетекстурированного) образца (табличные данные); $\sum I_{hkl}$ – суммарная интенсивность всех линий исследуемого покрытия; $\sum I'_{hkl}$ – суммарная интенсивность всех линий эталонного образца.

За ось текстуры $\langle HKL \rangle$ принимались индексы той рентгеновской линии (HKL), для которой величина P_{HKL} была наибольшей.

Оценка степени текстурированности покрытия при данной оси текстуры $\langle HKL \rangle$ проводилась по формуле:

$$W_{HKL} = \frac{P_{HKL} - 1}{P_{HKL}^{max}} \cdot 100\%,$$

где P_{HKL}^{max} – максимально возможное значение статистического веса линии (HKL).

Дифрактограммы железных покрытий снимались в медном $K\alpha$ излучении на дифрактометре PW 3020-Philips. Регистрация рентгеновских линий осуществлялась по точкам с интервалом $\Delta(2\theta) = 0,02^\circ$ (время регистрации числа импульсов "в точке" составляло 1 с).

Теоретический анализ текстуры зарождения. Рассмотрим зародышеобразование на индифферентной подложке при электрокристаллизации металлов. Общее выражение свободной энергии Гиббса для образования многослойного (трехмерного) зародыша из i атомов, имеющего ось ориентации $\langle hkl \rangle$, будет иметь вид [12]:

$$\Delta G_{hkl} = -ize_0 \Delta \varphi + [i\varepsilon_{1/2} - E(i) - i\varepsilon'], \quad (1)$$

где z – валентность разряжающихся ионов, e_0 – абсолютный заряд электрона, $\Delta \varphi$ – абсолютное значение кристаллизационного перенапряжения, $\varepsilon_{1/2}$ – работа отрыва атома от полукристаллического положения, $E(i)$ – энергия связи между атомами зародыша, ε' – работа отрыва осаждаемого атома от инертной подложки, i_s – число атомов зародыша, находящихся в контакте с подложкой. В частном случае для монослойного зародыша $i_s = i$.

Уравнение (1) использовалось для определения работы образования критического зародыша A_{hkl} , которая приравнялась максимальному значению ΔG_{hkl} , как функции числа атомов в зародыше (от 1 до 1000) при данном значении $\Delta \varphi$. Затем минимизировалось значение A_{hkl} для зародышей разной толщины (от 1 до 5 атомных слоев) с ориентацией по осям $\langle 110 \rangle$, $\langle 112 \rangle$, $\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$.

Было установлено, что для каждой из ориентаций зародышей $\langle hkl \rangle$ с ростом кристаллизационного перенапряжения $\Delta \varphi$ (при $\varepsilon' = \text{const}$) число атомов i^*_{hkl} и число атомных слоев n^*_{hkl} в критическом зародыше уменьшаются. Сравнивая значения i^*_{hkl} и n^*_{hkl} , различно ориентированных зародышей, наблюдаются следующие последова-

тельности: $i_{110}^* < i_{112}^* < i_{100}^* < i_{111}^*$ и $n_{110}^* \leq n_{112}^* \leq n_{100}^* \leq n_{111}^*$ для каждого значения $\Delta\phi$.

На рис.1 графически представлена зависимость A_{hkl} от $\Delta\phi$ для различно ориентированных зародышей при значении энергии связи атома зародыша с индифферентной подложкой ε' , равном энергии связи двух соседних ближайших атомов ОЦК решетки железа ε_1 (величина ε_1 оценивалась по теплоте сублимации железа). Такой

же характер зависимости A_{hkl} от $\Delta\phi$ наблюдался и для других значений ε' , включая нулевое значение. Таким образом, можно заключить, что с увеличением $\Delta\phi$ значение A_{hkl} уменьшается и для каждого значения $\Delta\phi$ выполняется неравенство: $A_{110} < A_{112} < A_{100} < A_{111}$. Причем, по мере роста кристаллизационного перенапряжения разница между значениями A_{hkl} различно ориентированных зародышей постепенно уменьшается.

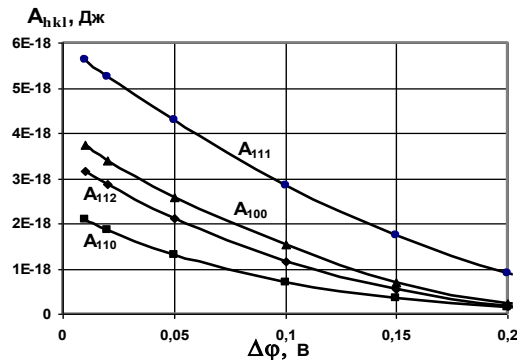


Рисунок 1 - Влияние кристаллизационного перенапряжения $\Delta\phi$ на работу образования критического зародыша A_{hkl} на индифферентной подложке, имеющего ось ориентации $\langle 111 \rangle$, $\langle 100 \rangle$, $\langle 112 \rangle$ и $\langle 110 \rangle$ ($\varepsilon' = \varepsilon_1$).

Учитывая, что вероятность возникновения критических зародышей пропорциональна

$$\exp(-A_{hkl} / kT),$$

можно сделать вывод о том, что осью преимущественной ориентации зерен на начальной стадии электрокристаллизации ОЦК металлов на индифферентной подложке является направление $\langle 110 \rangle$, причем с ростом кристаллизационного перенапряжения степень совершенства текстуры зарождения должна уменьшаться и при достаточно высоких значениях $\Delta\phi$ электролитическое покрытие должно быть слабо текстурированным.

Результаты экспериментальных исследований. Результаты экспериментальных исследований электролитических покрытий железа толщиной $\sim 0,5$ мкм показали, что осадки железа, полученные при низких и средних значениях плотности тока (от 4 до 10 А/дм²) являются текстурированными с осью текстуры $\langle 110 \rangle$ (рис.2а). В то же время покрытия железа, осажденные при повышенном значении плотности тока (15 А/дм²) были практически нетекстурированными (рис.2б).

Учитывая, что с ростом катодной плотности тока при электрокристаллизации железа, наряду с повышением перенапряжения перехода, также возрастает значение кристаллизационного перенапряжения $\Delta\phi$ [13-17], можно заключить, что экспериментальные данные находятся в хорошем согласии с результатами теоретического анализа текстуры зарождения в электроосажденных ОЦК металлах.

В рамках предварительного исследования была определена ось текстуры роста электролитических покрытий железа толщиной 10 мкм. Бы-

ло установлено, что осью текстуры этих покрытий было направление $\langle 211 \rangle$ (рис.2в), что свидетельствовало о перестройке текстуры зарождения с осью $\langle 110 \rangle$ на текстуру роста с осью $\langle 211 \rangle$ в процессе роста электролитических осадков железа "в толщину".

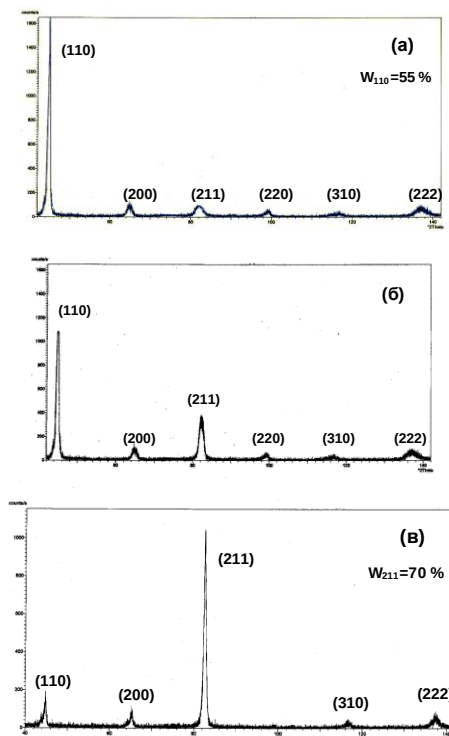


Рисунок 2 – Дифрактограммы электроосажденного железа: (а) – $d=0,5$ мкм, $j=6$ А/дм², $pH=2$; (б) – $d=0,5$ мкм, $j=15$ А/дм², $pH=2$; (в) – $d=10$ мкм, $j=6$ А/дм², $pH=2$.

Что касается влияния основных параметров электролитического осаждения железа (плотности тока, температуры и кислотности электролита) на направление оси текстуры роста железных гальванопокрытий, то этот вопрос будет предметом наших дальнейших исследований.

Выводы.

1. Используя представления атомистической теории зародышеобразования, была определена работа A_{hkl} возникновения критических зародышей на индифферентной подложке, ориентированных по основным осям ОЦК решетки $\langle 110 \rangle$, $\langle 112 \rangle$, $\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$.
2. Установлено, что с ростом кристаллизационного перенапряжения $\Delta\varphi$ значения A_{hkl} для различно ориентированных зародышей уменьшаются так, что для каждого значения $\Delta\varphi$ выпол-

няется неравенство: $A_{110} < A_{112} < A_{100} < A_{111}$. Причем, по мере роста $\Delta\varphi$ разница между значениями A_{110} , A_{112} , A_{100} и A_{111} понижается.

3. На основании теоретических данных можно констатировать, что осью текстуры зарождения гальванических покрытий ОЦК металлов, осаждаемых на индифферентную подложку, должно быть направление $\langle 110 \rangle$, причем с ростом кристаллизационного перенапряжения степень совершенства текстуры зарождения должна уменьшаться.

4. Результаты теоретического исследования текстуры зарождения электроосажденных ОЦК металлов оказались в хорошем согласии с экспериментальными рентгенографическими данными исследования текстуры гальванических покрытий железа.

Библиографический список

1. Kozlov V.M., Peraldo Bicelli L. Influence of noncoherent nucleation on the formation of the polycrystalline structure of metals electrodeposited in the presence of surface-active agents // Materials Chemistry and Physics. – 2000. – N62. – P. 158-163.
2. Kozlov V.M., Peraldo Bicelli L. Structure Formation During Electrocrystallization of Metal Films. // Thin Films Materials. – Academic Press. – 2002. – Vol.1. – P. 559-586.
3. Козлов В.М. Влияние условий получения на структуру и свойства гальванических покрытий // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2015. – №3. – С. 63-67.
4. Finch G.I., Wilman H., Yang L. Texture of electrolytic deposits // Disc. Faraday Soc. – 1947. – N1. – P.144-157.
5. Kozlov V.M., Peraldo Bicelli L. Texture formation of electrodeposited fcc metals // Materials Chemistry and Physics. – 2002. – N 77. – P. 289-293.
6. Козлов В.М., Хлынцев В.П. Влияние толщины электролитических осадков ГЦК металлов на их текстуру // Системні технології. Регіональний міжвузівський збірник наукових праць. – Дніпропетровськ. – 2003. – № 3 (26). – С. 89-93.
7. Пангаров Н.А. Ориентация кристаллов при электроосаждении металлов // Рост кристаллов. – Наука. – 1974. – т.10. – С. 71-97.
8. Странский И.Н., Каишев Р.К. К теории роста кристаллов и образования кристаллических зародышей // Успехи физических наук. – 1939. – №21. – С. 408-413.
9. Walton D. Nucleation of Vapor Deposits Nucleation // J. Chem. Phys. – 1962. – N37. – P.2182-2185.
10. Stoyanov S. On the Atomistic Theory of Nucleation Rate // Thin Solid Films. – 1973. – N18. – P. 91-93.
11. Козлов В.М., Хлынцев В.П. О механизме образования начальной текстуры электроосажденных ГЦК металлов // Системні технології. Регіональний міжвузівський збірник наукових праць. – Дніпропетровськ. – 2003. – № 1(24). – С. 85-91.
12. Kozlov V.M., Peraldo Bicelli L. Formation of structural defects during non-coherent nucleation: An atomistic analysis // Journal of Crystal Growth. – 1997. – N177. – P. 289-295.
13. Феттер К. Электрохимическая кинетика. – М.:Химия, 1975. – 856 с.

УДК 669.017

Козлов В.М., Калениченко В.В., Тимошенко В.Н.*
**Образование двойниковой структуры при
электрокристаллизации г.ц.к. металлов**

Методом просвечивающей электронной микроскопии исследовано внутризеренное строение электроосажденных г.ц.к. металлов: меди и никеля. Выявлены субзерна слоистой формы, разделенные границами двух типов: двойниковыми и дислокационными, причем в количественном соотношении первые преобладали над вторыми. Проанализировано влияние катодной плотности тока на содержание двойников в гальванопокрытиях меди и никеля. Исходя из концепции о роли стадии некогерентного зародышеобразования в возникновении двойников в электролитических покрытиях, проведен теоретический анализ влияния кристаллизационного перенапряжения на вероятность образования двойниковых границ в электроосажденных г.ц.к. металлах. Полученные теоретические результаты подтверждаются экспериментальными структурными данными.

Методом трансмісійної електронної мікроскопії досліджено будова усередині зерна електроосаджених г.ц.к. металів: міді і нікелю. Виявлені субзерна шаруватой форми, розділені межами двох типів: двійникових і дислокаційних, причому у кількісному співвідношенні перші переважали над другими. Проаналізовано вплив катодної густини струму на зміст двійників у гальванічних покриттях міді і нікелю. Виходячи з концепції про роль стадії некогерентного зародкоутворення у виникненні двійників в електролітичних покриттях, проведено теоретичний аналіз впливу кристалізаційної перенапруги на ймовірність утворення двійникових меж у електроосаджених г.ц.к. металів. Отримані теоретичні результати підтверджуються експериментальними структурними даними.

By the methods of the transmission electron microscopy investigated the structure in grain of the electrodeposited f.c.c. metals: copper and nickel. Identified subgrains layered form, separated by boundary of two types: the twin and the dislocation, and in a quantitative ratio of the first prevailed over the second. Analyzed the effect of cathode current density on the content of the twins in the electrodeposits of copper and nickel. Based on the concept of the role of incoherent nucleation stage in the occurrence of twins in electrodeposits, a theoretical analysis of the influence of crystallization overvoltage on the probability of formation of twin boundaries in the electrodeposited f.c.c. metals. Obtained theoretical results are confirmed by experimental structural data.

Актуальность темы и постановка задачи.

Одним из методов нанесения металлических покрытий в промышленном производстве является электролитическое осаждение на токопроводящую поверхность. В зависимости предназначения к гальваническим покрытиям предъявляются определенные требования относительно уровня физических, механических и химических свойств. Поэтому проблема получения электролитических покрытий с требуемыми функциональными свойствами является весьма актуальной. Научно обоснованный подход к ее решению возможен путем глубокого исследования целого комплекса вопросов, в ряду которых находится структурный аспект, связанный как с исследованием структурных дефектов гальванопокрытий, так и с механизмом их образования в процессе электрокристаллизации металлов.

Одним из видов кристаллических несовершенств, образующихся при электрокристаллизации г.ц.к. металлов, являются двойниковые дефекты. Согласно принятой классификации двойники делятся на двойники роста и деформацион-

ные двойники, возникающие при определенных условиях в процессе пластической деформации. Анализ результатов экспериментальных и теоретических исследований показал, что природа двойников в электролитических осадках является ростовой, то есть возникновение двойниковых границ непосредственно связано со стадией электрокристаллизации металлов на катоде [1-6]. Тем не менее ряд вопросов, связанных с образованием двойниковой структуры в гальванических покрытиях, остаются до сих пор недостаточно изученными.

Целью данной работы было исследование внутризеренного строения гальванических покрытий меди и никеля и влияния катодной плотности тока на содержание двойников в этих покрытиях, а также проведение теоретического анализа стадии некогерентного зародышеобразования применительно к возникновению двойниковых границ в электроосажденных г.ц.к. металлах.

Методика исследований. Объектом экспериментальных исследований были электролитические покрытия меди и никеля толщиной 60-70

*Козлов Валентин Михайлович, зав. каф. НМетАУ, д.т.н. профессор.
Калениченко Виктория Викторовна, старший преподаватель НМетАУ,
Тимошенко Владимир Николаевич, старший преподаватель НМетАУ.
Рецензент Хрычиков Валерий Евгеньевич, зав.каф.НМетАУ, д.т.н. профессор.

мкм, которые наносились на полированную поверхность нержавеющей стали из сульфатно-кислого раствора. Электроосаждение меди и никеля проводилось при температуре соответственно 25°C и 45°C. Катодная плотность тока составляла 0,5, 1, 2 и 4 А/дм². По окончании процесса электролиза покрытие легко отделялось от подложки и "утонялось" до толщины порядка 1 мкм методом двусторонней анодной полировки в ортофосфорной кислоте, после чего приготовленная тонкая фольга исследовалась методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ).

Результаты экспериментального исследования. Было установлено, что элементами внутризеренной структуры электролитических покрытий меди и никеля являются субзерна слоистой формы (рис.1а,б,в,г). Микродифракционный анализ показал, что границы субзерен были двух типов: двойниковыми с плоскостью двойникового (111) (рис.1д) и малоугловыми дислокационными (рис.1е). В последнем случае на микроэлектроннограмме наблюдалось угловое расщепление дифракционных пятен, по которому можно было оценить азимутальный угол разориентировки между соседними субзернами.

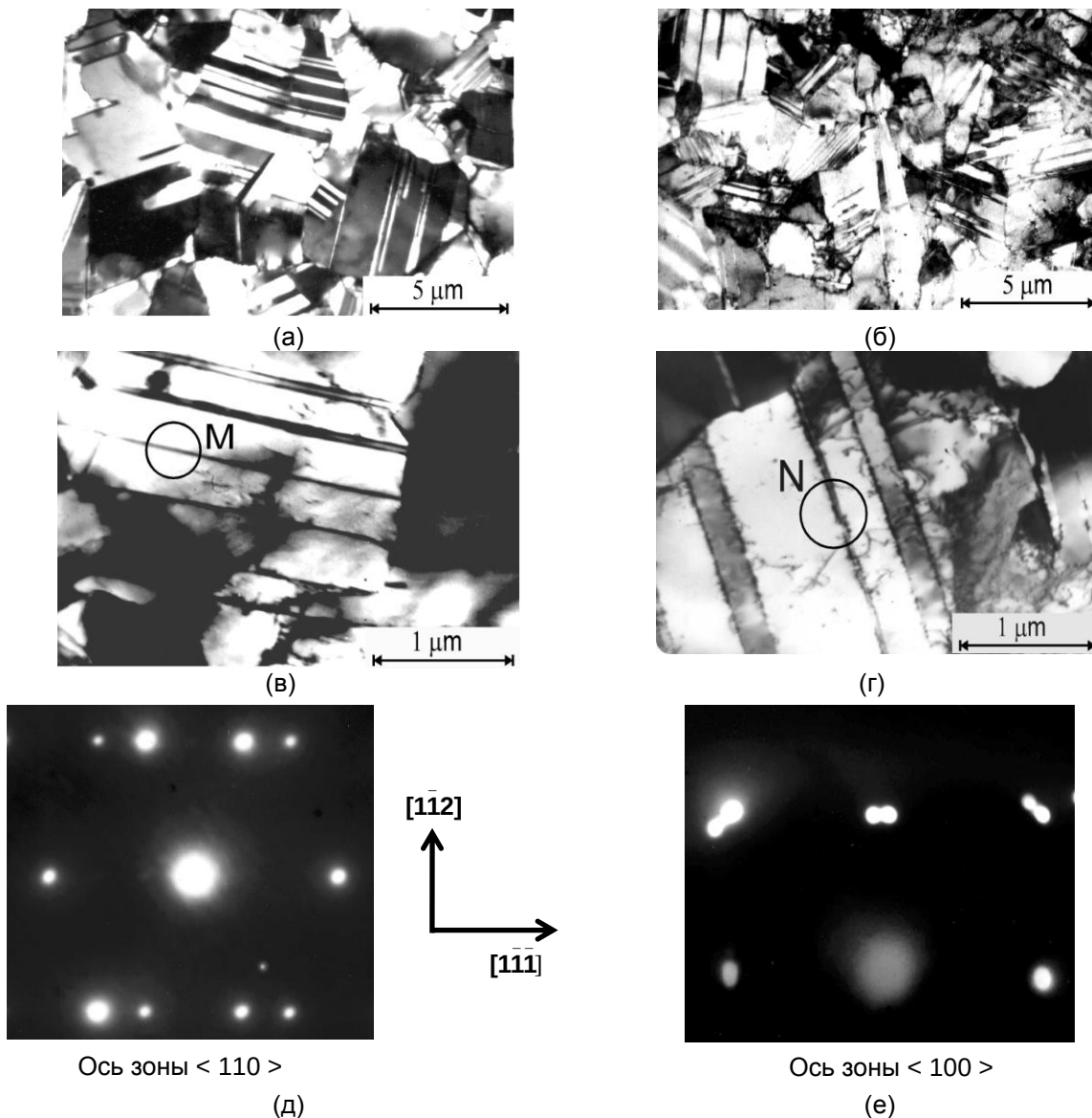


Рисунок 1 - Микрофотографии ПЭМ гальванических покрытий меди (а,в) и никеля (б,г); (д) и (е) – микроэлектроннограммы участков М (рис.1в) и N (рис.1г)

В результате анализа большого количества электронно-микроскопических фотографий было выявлено следующие закономерности влияния катодной плотности тока J на содержание двойниковых границ в исследованных электролитических осадках:

В гальванических покрытиях, полученных при низких плотностях тока (для осадков меди 0,5 А/дм², для осадков никеля 0,5 и 1 А/дм²) субзерненные границы наблюдались крайне редко.

В гальванопокрытиях меди, полученных при плотностях тока 1, 2 и 4 А/дм², и гальванопокрытиях никеля, полученных при плотностях тока 2 и

4 А/дм², присутствовали субзеренные границы обоих типов, однако в количественном соотношении двойниковые границы преобладали над малоугловыми.

Наибольшая насыщенность двойниковыми дефектами была в покрытиях меди и никеля, осажденных при высокой плотности тока, равной 4 А/дм².

Так как рост катодной плотности тока сопровождается повышением кристаллизационного перенапряжения $\Delta\phi$ [7,8], можно сделать вывод, что двойниковая структура электроосажденных г.ц.к. металлов начинает формироваться только при таких плотностях тока, когда величина $\Delta\phi$ будет превышать некоторое критическое значение. При дальнейшем увеличении кристаллизационного перенапряжения насыщенность покрытий двойниковыми дефектами возрастает.

Теоретический анализ образования двойниковых границ. Ранее нами была создана модель роста гальванических покрытий "в толщину", согласно которой образование кристаллических дефектов в электролитических осадках инициируется возникновением некогерентных зародышей на собственных гранях растущих кристалли-

тов. Исходя из этой концепции, был проведен теоретический анализ стадии некогерентного зародышеобразования применительно к возникновению высокоугловых и дислокационных границ в электроосажденных металлах [9,10].

Двойниковые границы, наряду с дислокационными и межзеренными, относятся к двумерным дефектам кристаллического строения металлов. Поэтому будем исходить из того, что возникновение двойников в электроосажденных г.ц.к. металлах происходит на стадии зародышеобразования. Так как плоскостью двойникового г.ц.к. металлов является плотноупакованная октаэдрическая грань (111), электролитическую нуклеацию следует рассматривать именно на этой грани.

Особенностью атомной плоскости (111) является наличие на ней двух типов лунок, в которых могут разместиться атомы следующего слоя: нормальные Н и двойниковые Д (рис.2а). Соответственно и двумерные зародыши, возникающие на октаэдрической грани, могут быть двух типов: нормальные, атомы которых занимают позиции Н (рис.2б), и двойниковые, атомы которых располагаются в позициях Д (рис.2в).

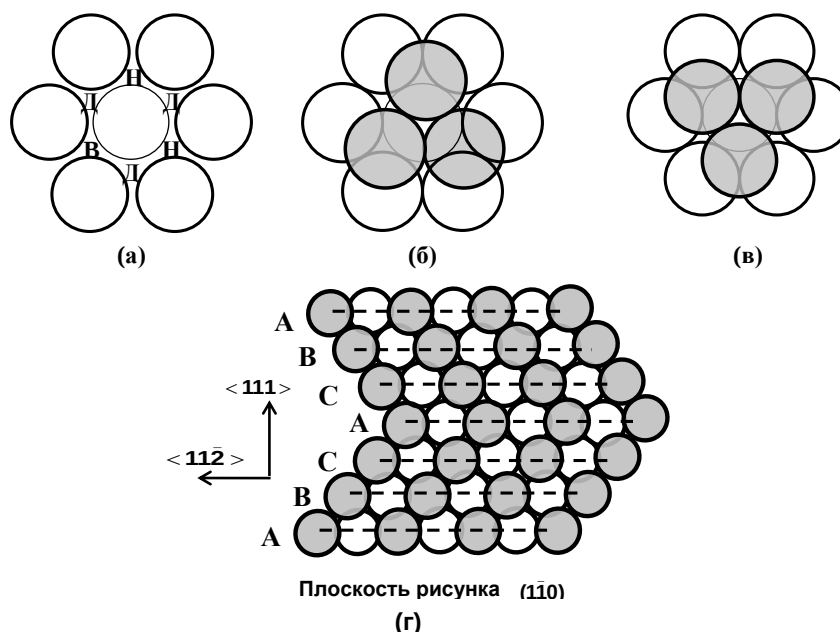


Рисунок 2 – Атомная плоскость (111) г.ц.к. решетки в модели плотной упаковки шаров (а) (для наглядности шары несколько раздвинуты). Зародыш из трех атомов, расположенный на плоскости (111) в нормальном положении (б). Зародыш из трех атомов, расположенный на плоскости (111) в двойниковом положении (в). Атомная модель структуры г.ц.к. кристалла, содержащего когерентную границу двойника (г) (пунктирными линиями показаны следы пересечения плоскостей (111) с плоскостью рисунка).

Теперь рассмотрим рост отдельного кристаллита в процессе электрокристаллизации. Будем считать, что одной из граней растущего кристаллита является грань (111). На ней возникает поверхностный двумерный зародыш, который затем разрастается в радиальном направлении, так что через определенное время образуется моно-

атомный слой 1. Во время разрастания этого слоя на него будет наслаиваться следующий атомный слой 2, который, как и предыдущий слой, инициируется возникновением поверхностного зародыша. По указанному механизму будет продолжаться дальнейший процесс последова-

тельного электролитического осаждения моноатомных слоев.

Принимая во внимание вышесказанное, рассмотрим два альтернативных варианта роста г.ц.к. кристаллита в направлении $\langle 111 \rangle$.

1-й вариант. Если образование каждого последующего слоя инициируется возникновением только нормальных зародышей, то г.ц.к. решетка кристаллита будет построена с правильной (бездефектной) упаковкой плоскостей (111): ABCABCABC....

2-й вариант. Если при последовательном образовании атомных слоев один из зародышей окажется в двойниковом положении, то правильная упаковка октаэдрических плоскостей будет нарушенной, например, будет такой как на рис.2г: ABCACBA. В этом случае возникнет структурный дефект в виде когерентной двойниковой границы и одна часть выросшего кристаллита окажется в двойниковой кристаллографической ориентации по отношению к другой части (рис.2г).

Проведем теоретический анализ образования двойниковых и нормальных зародышей на октаэдрической грани. Уравнение Гиббса для гетерогенной нуклеации имеет следующий вид:

$$\Delta G = -\frac{\pi R^2}{S_0} \Delta \varphi + 2\pi R \chi + \pi R^2 \gamma_{дв}, \quad (1)$$

где ΔG - свободная энергия Гиббса образования двойникового зародыша (рис.1в); $\Delta \varphi$ - кристаллизационное перенапряжение, которое определяет степень пересыщения системы по адсорбированным атомам [8]; R - радиус зародыша; S_0 - площадь, занимаемая одним атомом осаждаемого металла; χ - удельная краевая энергия зародыша; $\gamma_{дв}$ - удельная энергия двойниковой границы.

Учитывая экстремальный характер зависимости ΔG от R , из условия $\frac{d(\Delta G)}{dR} = 0$ найдем радиус критического зародыша:

$$R_0 = \frac{S_0 \chi}{ze_0 \Delta \varphi - S_0 \gamma_{ос}} \quad (2)$$

После подстановки выражения (2) в уравнение (1) найдем работу образования критического зародыша, который находится в двойниковом положении:

$$A_{дв} = \frac{\pi \chi^2 S_0}{ze_0 \Delta \varphi - S_0 \gamma_{ос}} \quad (3)$$

Приняв $\gamma_{дв} = 0$ в уравнении (3), получим выражение работы образования критического зародыша, находящегося в нормальном (правильном) положении:

$$A_0 = \frac{\pi \chi^2 S_0}{ze_0 \Delta \varphi} \quad (4)$$

Значения работ $A_{дв}$ и A_0 являются теми термодинамическими факторами, которые определяют как вероятность $W_{дв}$ возникновения двойниковых зародышей, инициирующих образование двойниковых границ в растущем кристаллите, так и вероятность W_0 возникновения нормальных за-

родышей, инициирующих образование атомных слоев (111) с правильной (бездефектной) упаковкой. Учитывая экспоненциальную зависимость W от A , запишем:

$$W_{дв} \sim \exp\left(-\frac{A_{дв}}{kT}\right) \quad (5)$$

$$W_0 \sim \exp\left(-\frac{A_0}{kT}\right) \quad (6)$$

Для оценки влияния условий электрокристаллизации на насыщенность зерен электроосажденных г.ц.к. металлов двойниковыми границами введем понятие относительной вероятности образования двойниковых зародышей:

$$W = \frac{W_{дв}}{W_0} = \exp\left(-\frac{A_{дв} - A_0}{kT}\right) \quad (7)$$

Согласно равенству (7) при уменьшении разности работ ($A_{дв} - A_0$) должно повышаться значение W , то есть двумерные зародыши в процессе роста кристаллита в направлении $\langle 111 \rangle$ чаще будут попадать в двойниковые положения, а значит должна увеличиваться насыщенность зерен электроосажденных металлов двойниковыми границами.

Из равенств (3) и (4) следует, что разность ($A_{дв} - A_0$) зависит от перенапряжения $\Delta \varphi$, величина которого определяется задаваемыми параметрами электролиза, прежде всего значением катодной плотности тока J_c . Это означает, что, варьируя плотностью тока, можно изменять величину $\Delta \varphi$, а значит можно получать гальванические покрытия с разной насыщенностью зерен двойниковыми дефектами, которые, наряду с другими структурными несовершенствами, определяют функциональные свойства гальванических покрытий.

Используя уравнения (3), (4) и (7), нами было рассчитано влияние величины $\Delta \varphi$ на относительную вероятность образования двойниковых зародышей W (использовались следующие данные: $\chi = 1,5 \cdot 10^{-11}$ Дж/м; $S_0 = 6,6 \cdot 10^{-20}$ м²; $\gamma_{дв} = 0,02$ и $0,08$ Дж/м²). Результаты расчета в графическом виде представлены на рис.3.

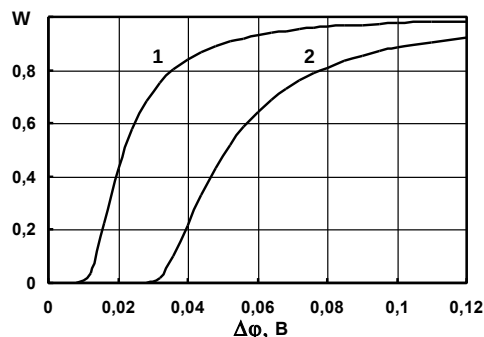


Рисунок 3 – Влияние кристаллизационного перенапряжения $\Delta \varphi$ на относительную вероятность образования двойниковых зародышей W для разных значений удельной энергии двойниковой границы: $0,02$ Дж/м² (график 1) и $0,08$ Дж/м² (график 2).

Согласно этим результатам можно выделить следующие 3 диапазона значений перенапряжения $\Delta\phi$: Область низких перенапряжений, при которой величина W равна нулю. Интервал средних перенапряжений, в котором с ростом $\Delta\phi$ значение W резко повышается.

Область высоких перенапряжений, в которой W имеет максимальное значение и практически остается неизменным.

В таблице приближенно указаны диапазоны $\Delta\phi$ для двух разных значений $\gamma_{дв}$ (0,02 0,08 Дж/м²), которые соответствуют меди и никелю.

Таблица – Диапазоны перенапряжений, соответствующие графикам рис.3.

$\gamma_{дв}$	Диапазоны перенапряжений, В		
0,02 Дж/м ²	0 – 0,01	0,01 – 0,04	> 0,04
0,08 Дж/м ²	0 – 0,03	0,03 – 0,08	> 0,08

Из этих данных следует, что с ростом величины $\gamma_{дв}$ верхние границы диапазонов 1 и 2 смещаются в сторону больших значений $\Delta\phi$.

Сопоставление полученных теоретических результатов с экспериментально установленными закономерности влияния катодной плотности тока на содержание двойниковых границ в электролитических осадках: меди и никеля показывает хорошую корреляцию между теоретическими и экспериментальными данными.

Выводы.

1. Установлено, что элементами внутризеренной структуры электроосажденных г.ц.к. металлах (меди и никеля) являются субзерна слоистой формы, разделенных двумя типами границ: двойниковыми с плоскостью двойникового (111) и дислокационными.

2. Выявлено, что двойниковые границы исследованных гальванических покрытий в количественном соотношении преобладали над дислокационными границами.

3. Проведено экспериментальное исследование влияния катодной плотности тока на содержание

двойниковых дефектов в электролитических осадках меди и никеля.

4. Установлено, что двойниковая субструктура образуется в покрытиях только при плотностях тока, превышающих некоторое критическое значение. При дальнейшем повышении плотности тока насыщенность покрытий двойниками возрастает.

5. На основе классической теории электролитической нуклеации исследовано влияние величины кристаллизационного перенапряжения $\Delta\phi$ на работу образования двойниковых зародышей и величину вероятности возникновения двойниковых границ W в электроосажденных г.ц.к. металлах.

6. Сопоставление полученных теоретических результатов с экспериментально установленными закономерности влияния катодной плотности тока на содержание двойниковых границ в электролитических осадках: меди и никеля показало хорошую корреляцию между теоретическими и экспериментальными данными.

Библиографический список

1. Kern R. Sur la formation des macles de croissance // Bull. Soc. Frans. Miner. Crist. – 1961. – Vol.84. – P.292-311.
2. Pangarov N.A. Twinning Processes in the Electrocrystallization of Face-Centred Cubic Metals // Phys. Stat. Sol. – 1967. – Vol.20. – P.371-377.
3. Kozlov V.M., Peraldo Bicelli L. Formation of structural defects during metal electrocrystallization // J. Crystal Growth. – 1995. – Vol.165. – P.421-428.
4. Kozlov V.M., Peraldo Bicelli L. Structure Formation During Electrocrystallization of Metal Films // Thin Films Materials. – Academic Press. – 2002. – Vol.1. – P.559-586.
5. Козлов В.М., Хлынцев В.П., Тимошенко В.Н. Образование структурных дефектов при электрокристаллизации металлов // Вопросы химии и химической технологии. – 2012. – №2. – С.35-43.
6. Козлов В.М., Хлынцев В.П., Тимошенко В.Н. Теоретический анализ стадии некогерентного зародышеобразования при электрокристаллизации металлов // Вопросы химии и химической технологии. – 2013. – №2. – С.35-40.
7. Трофименко В.В., Житник В.П., Походенко О.В., Лошкарёв Ю.М. Электроосаждение меди из сернокислого раствора // Украинский химический журнал. – 1994. – №2. – С.175-179.
8. Феттер К. Электрохимическая кинетика. – М.:Химия, 1975. – 856 с.
9. Kozlov V.M., Peraldo Bicelli L. Formation of structural defects during non-coherent nucleation: An atomistic analysis // J. Crystal Growth. – 1997. – Vol.177. – P.289-295.
10. Козлов В.М., Хлынцев В.П., Калениченко В.В. Атомистический анализ стадии некогерентной нуклеации при адсорбции чужеродных частиц на поверхности катода // Теория и практика металлургии. – 2014. – №2. – С.38 -43.

УДК 621.771.001:669.027:539.379

Шломчак Г.Г. . Пройдак Ю.С. *

Закономірності пластичних деформацій та руйнування металів різних реологічних класів

Виявлені закономірності розвитку деформацій металів при їх пластичному розтягуванні. Встановлено, що причиною прискореного руйнування високопластичних реологічно складних металів є локальне їх динамічне знеміцнення. Наведена узагальнююча реологічна класифікація металів, що пов'язує закономірності розвитку їх деформацій і види руйнування. Дослідження виконані в рамках створення і розвитку реологічної теорії прокатки.

Выявлены закономерности развития деформаций металлов при их пластическом растяжении. Установлено, что причиной ускоренного разрушения высокопластичных реологично сложных металлов являются локальные динамические разупрочнения. Приведена обобщенная реологическая классификация металлов связывающая закономерности развития их деформаций и виды разрушения. Исследования выполнены в рамках создания и развития реологической теории прокатки.

It was found that the reason for the accelerated destruction of the highly plastic rheology of complex metals is their local softening dynamic rheological. The table summarizing the classification of metal connects the patterns of development of deformation and failure modes. Studies performed as part of a development and rheological rolling theory.

Вступ. В рамках фізичної теорії пластичності прийнято вважати, що криві випробування металу розтягуванням $\sigma - \varepsilon$ в інтегральному вигляді містять в собі дані про властивості, про механізм деформацій та про зміни цих механізмів в процесі його пластичного плину [1]. Фундаментальними дослідженнями, які були виконані в Національній металургійній академії України, встановлено, що більш обґрунтовану та більш широкую інформацію про метал слід добувати не з кривих випробувань розтягуванням $\sigma - \varepsilon$, а з сімей реологічних кривих, які одержують на пластометрах (реометрах) методом однорідного стиснення. У практиці визначення величин опору деформації σ_s металів використовують залежність їх від ступеня деформації ε при сталих швидкостях деформацій $\dot{\varepsilon}$ та температурах t у графічному поданні [2,3].

Терміни та визначення.

1. Динамічне зміцнення – збільшення опору деформації металу σ_s під час його деформування.

2. Динамічне знеміцнення металу – зменшення опору деформації σ_s під час деформування, яке спостерігається після попереднього зміцнення.

3. Реологічно прості метали – такі, що не зміцнюються або монотонно зміцнюються при їх деформуванні.

4. Реологічно складні метали – матеріали, що характеризуються початковим деформаційним

зміцненням та подальшим динамічним знеміцненням або чергуванням цих явищ при подальшому деформуванні.

Криві $\sigma - \varepsilon$ цих металів відрізняються наявністю екстремумів.

5. Реологічно змішано-складні метали – матеріали, які характеризуються пластометричними кривими $\sigma - \varepsilon$ різного класу при різних швидкостях деформації, або при різних температурах.

6. Вторинне динамічне деформаційне зміцнення – підвищення опору деформації після попереднього первинного динамічного знеміцнення. Реологічні криві $\sigma - \varepsilon$ таких металів мають: один максимум $\sigma_{\max}$, один мінімум $\sigma_{\min}$ і подальше збільшення опору деформації σ_s , що відповідає висхідній гілці кривої $\sigma - \varepsilon$.

7. Деформаційна аномалія – відхилення від однорідності (або перехід до однорідності) пластичного розтягування (стиснення) зразка металу.

8. Крихке руйнування – вид розриву зразка матеріалу при відносному звуженні $\psi = 0$.

9. В'язке руйнування – вид розриву зразка матеріалу при $\psi = 100\%$.

Мета статті. Для розвитку реологічної теорії прокатки експериментально виявити закономірності пластичного плину зразків металів різних реологічних класів і види їх руйнування в

*Шломчак Георгій Григорович, професор-консультант НМетАУ, д.т.н.,
Пройдак Юрій Сергійович, проректор НМетАУ, д.т.н., професор.
Рецензент Іващенко Валерій Петрович, проректор НМетАУ, д.т.н., професор.

умовах випробування пластичним розтягуванням

при відомих результатах пластометричних випробувань на стиснення.

Основний зміст. Раніше було встановлено експериментально, що закономірності пластичного плину металів істотно залежать від форми реологічних кривих $\sigma - \varepsilon$ [4, 5]. У даній статті ці залежності подаються у вигляді деформаційних аномалій і особливостей руйнування (рис.1) металів різних реологічних класів.

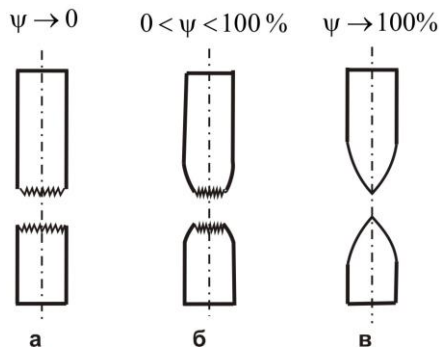


Рисунок 1 – Види руйнування зразків металів при пластичному розтягуванні: а – крихке; б – в'язко-крихке; в – в'язке

Відомою деформаційною аномалією є неоднорідність деформації при пластичному розтягуванні матеріалу, яка проявляється локалізацією на зразку у вигляді шийки. На її появу і розвиток впливають реологічні властивості металу, на яку в свою чергу – швидкість деформування і температура. На зразках різних металів закономірності зародження і розвитку шийки різні. При пластичному розтягуванні зразка із металу, що не зміцнюється, будь-яке випадкове зменшення поперечного перерізу призводить до його ослаблення з формуванням шийки і, так як воно не може компенсуватися зміцненням, настає розрив зразка [5]. Це відома проста деформаційна аномалія.

При випробуванні розтягуванням металу, який монотонно зміцнюється (рис.2), ділянка зразка, яка отримала з будь-якої причини (хімічна неоднорідність сприятливе орієнтування кристалітів чи ін.) раніш за інших деформацію з деяким зменшенням перетину, зміцнюється і деформація в цьому місці припиняється, а до пластичного плину залучаються інші, ще не зміцнені, об'єми металу. Підкоряючись цьому механізму, деформація послідовно дискретно поширюється на всі об'єми зразка. В результаті спостерігається квазіоднородна його деформація, тобто рівномірне його подовження. Це – відома «однорідна деформація першого порядку». Далі неминуче формується шийка і метал руйнується за вичерпанням ресурсу пластичності. Представником цього реологічного класу може служити нержавіюча

сталь 12Х18Н9Т при різних температурах і швидкостях деформації $\dot{\varepsilon} = 150..400 \text{ c}^{-1}$, (рис.2).

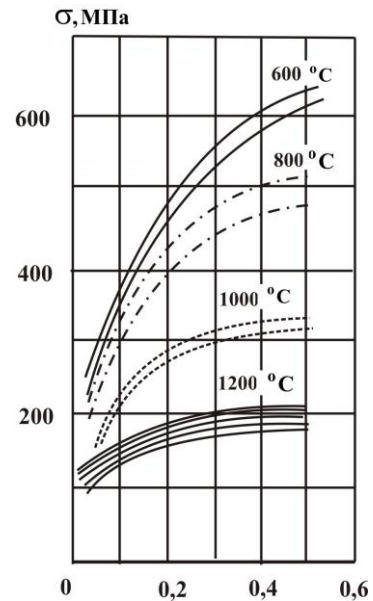


Рисунок 2 – Реологічні криві сталі II-го класу 12Х18Н9Т, що зміцнюються монотонно ($\dot{\varepsilon} = 150..450 \text{ c}^{-1}$)

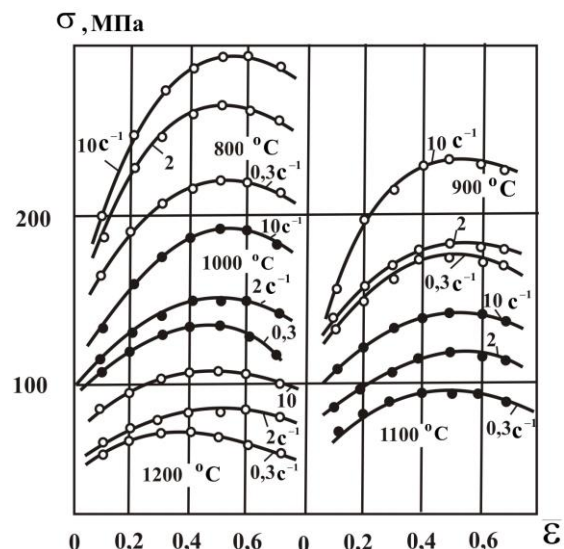


Рисунок 3 – Реологічна складність сталі ХГН (III клас) в широкому діапазоні температур і швидкостей деформації [3]

Іншою, відмінною, рисою сім'ї реологічних кривих сталі, наприклад ХГН, є наявність у широкому діапазоні температур і швидкостей деформації одного максимуму, а на кривих $\sigma - \varepsilon$ після якого починається її динамічне деформаційне знеміцнення, (рис.3). Саме воно, знеміцнення, є причиною прискореного формування шийок на зразках при пластичному розтягуванні та раннього їх руйнування – частіше при невеликому відносному подовженні, значення якого

алюміній, свинець, деякі сталі і сплави). Подальше розтягнення зразка призводить до утворення чергової локалізованої шийки на подовженій шийці до його розриву.

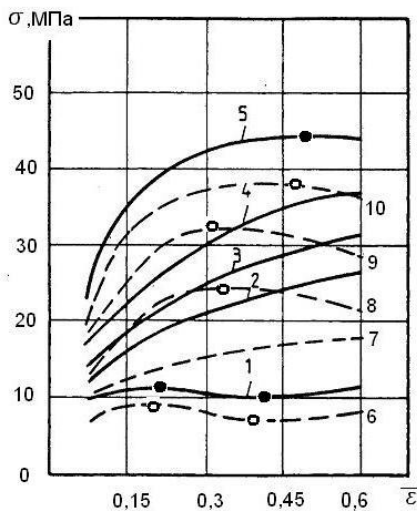


Рисунок 5 - Реологічні криві чистого свинцю С1, що отримані авторами однорідним стисненням при різних швидкостях деформації: $\dot{\varepsilon} = 0,01 \text{ с}^{-1}$ (криві 1 і 6); $\dot{\varepsilon} = 1,0 \text{ с}^{-1}$ (криві 2 і 7); $\dot{\varepsilon} = 3,5 \text{ с}^{-1}$ (криві 3 і 9); $\dot{\varepsilon} = 30,0 \text{ с}^{-1}$ (криві 5 і 10). Криві 1-5 отримані при 15 °C, криві 6-10 при 30 °C [6]

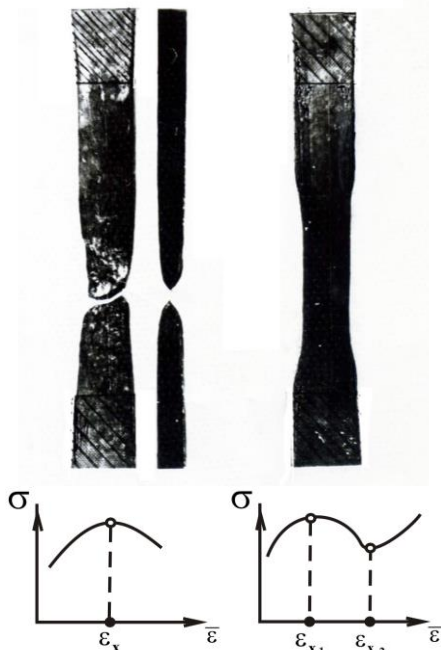


Рисунок 6 - Різниця в деформаціях та руйнуванні при випробуваннях зразків (перерізом 5 x 10 мм) зі свинцю в різних реологічних режимах: а - III класу; б - IV класу. Температура випробувань $t = 30^\circ \text{C}$

Багато реологічно складних металів і сплавів, зважаючи на різні внутрішні механізми пластичних деформацій за час плину процесу характеризуються різноманітними пластометричними кривими $\sigma - \varepsilon$ - маючими від одного максимуму до їх осциляцій в одній сім'ї..

Яскравою ілюстрацією може служити сім'я реологічних кривих чистого свинцю С1, (рис.5), що одержані авторами в роботі [7].

На рис.6 наведені деякі результати дослідів щодо визначення закономірностей пластичного плину при розтягуванні зразків з цього свинцю в режимі III-го реологічного класу (швидкість деформації $\dot{\varepsilon}_{cp} \approx 1 \text{ с}^{-1}$). Зразки перерізом 5x10 мм розривалися при дуже низьких, невідомих раніш, значеннях відносного подовження - $\delta = 25..30\%$. Доречно нагадати, що в різних довідниках величина δ цього свинцю за незначними розбіжностями наводиться величинами $\delta = 70..80\%$ [7,8]. Таку різючу відмінність можна пояснити тільки тим, що дослідники проводили випробування свинцю при інших швидкостях, тобто в інших реологічних режимах деформування. В нашому ж випадку «мале» ($\delta < 30\%$) відносне подовження пояснюється прискореним формуванням шийки за рахунок знеміцнення в ній свинцю. Фотознімки розриваного зразка в двох проекціях наведені на рис.6,а. Вони наочно ілюструють вигляд розриваного зразка і доводять, що пластичність свинцю збереглася дуже високою - відносне звуження $\psi \approx 100\%$.

При випробуваннях зі швидкістю деформації $\dot{\varepsilon}_{cp} < 1 \text{ с}^{-1}$, тобто в режимі четвертого реологічного класу, закономірності розвитку деформації були іншими. Після досягнення ступеня деформації $\varepsilon = 25..30\%$ на зразках сформувалася рівномірно подовжена шийка (рис.6,б), а розрив його наступив пізніше при $\delta \approx 80\%$.

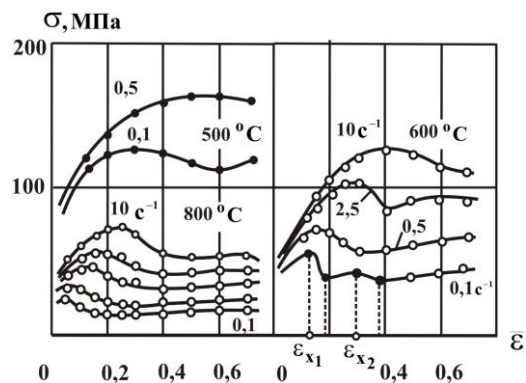


Рисунок 7 - Різноманітність реологічних кривих $\sigma - \varepsilon$ чистого (99,99%) міді (V-тий реологічний клас металів) [3]

На рис.7 наведена сім'я реологічних кривих особливо складного металу - міді (V-тий реологічний клас металів). Її обробка пластичним розтягуванням, наприклад, волочіння тонких дротів, часто вражає технологів несподіваними неприємними сюрпризами у вигляді розривів, утяжин тощо [7]. Зараз стає зрозумілим, що складнощі у розвитку деформацій обумовлюються, перш за все, реологічними

властивостями металу. Це узгоджується з виявленими авторами закономірностями чергування деформаційних аномалій в разі осциляції кривих $\sigma - \varepsilon$. (див. узагальнюючу таблицю-схему реологічних класів металів, рис. 4).

Висновок.

За наявними результатами пластометричних випробувань, що були одержані однорідним стисненням, метали розділені на п'ять реологічних класів за формою кривих $\sigma - \varepsilon$.

Виявлені закономірності розвитку деформацій при їх пластичному розтягуванні. Встановлено, що локальне динамічне знеміцнення є причиною прискореного руйнування високопластичних реологічно складних металів, а вторичне знеміцнення обумовлює однорідність їх плину. Пропонується узагальнююча реологічна класифікація металів, що пов'язує форму кривих $\sigma - \varepsilon$, закономірності розвитку їх деформацій і види руйнування.

Бібліографічний список

1. Кайбышев О.А. Пластичность и сверхпластичность металлов. - М.: Металлургия, 1975. - 280 с.
2. Полухин П.И., Гун Г.Я., Галкин А.И. Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов: Справочник. - М.: Металлургия, 1983. - 352 с.
3. Suzuki H. Report of the industrial science// University of Tokyo. - 1968. - Vol.18. - № 3. - 240 p.
4. Шломчак Г.Г. Особенности деформации реологически сложных металлов. - Киев, 1991. - 11 с. - Деп. В УкрНИИТИ 13.08.91, № 1167- Ук 91.
5. Шломчак Г.Г. Закономерности проявления деформационной неоднородности и аномалий пластичности у реологически сложных и особосложных материалов. - Киев, 1991. - 21 с. - Деп. В УкрНИИТИ 12.12.91, № 1589- Ук 91.
6. Шломчак Г.Г., Пройдак Ю.С. Readily deformable alloys studying pattern of metal plastic flow, origin and development of defects in the process of rolling. XIII Inter. Scient. Conference: New technologies achievements in metallurgy and materials engineering. Series: A collective monographic N 24, Czestochova, 2012, - P. 497-505.
7. Смирягин А.П., Смирягина Н.А., Белова А.В. Промышленные цветные металлы. - М.: Металлургия, 1974. - 488 с.
8. Бобылев А.В. Механические и технологические свойства металлов. Справочник. - М.: Металлургия, 1980. - 296 с.

УДК 66.045

Грес Л.П., Быстров А.Е., Флейшман Ю.М., Воробьёва Л.А., Иванов М.Ю.*
Определение коэффициентов теплоотдачи блочной насадки с горизонтальными проходами доменных воздухонагревателей

На основе полученных соотношений чисел подобия $Nu_i = f(Re_i)$ для шероховатого сплошного канала, вертикальных каналов с двумя и тремя горизонтальными проходами, для насадочных блоков без и с горизонтальными проходами, определены соответствующие коэффициенты конвективного теплообмена, в т.ч. адаптированные к реальным условиям.

На підставі отриманих співвідношень чисел подоби $Nu_i = f(Re_i)$ для шорсткого суцільного каналу, вертикальних каналів із двома та трьома горизонтальними проходами, для насадочних блоків без та з горизонтальними проходами, визначені відповідні коефіцієнти конвективного теплообміну, у т.ч. адаптовані до реальних умов.

It was obtained relations hold $Nu_i = f(Re_i)$ for the rough continuous channel vertical channels with two or three horizontal channels and without ones, for checkers with horizontal channels of which are defined relevant convective heat transfer coefficients, including adopted ones to real conditions.

Вступление. Насадка воздухонагревателя (ВН) является неподвижным промежуточным теплоносителем при передаче теплоты от продуктов сгорания доменного газа к дутью доменной печи в условиях квазистационарного противотока. Стремление к повышению эффективности и надёжности работы доменных ВН привело к появлению новых типов насадочных изделий. Сотрудниками кафедры экологии, теплотехники и охраны труда НМетАУ совместно с ОАО «Запорожжогнеупор» и «Управлением металлургическими заводами» разработана новая конструкция блочной насадки с горизонтальными проходами [1]. Преимущества насадочных изделий с горизонтальными проходами и результаты физического моделирования приведены [2]. Следует отметить, что в экспериментальной установке [2] были задействованы модели каналов насадки, состоящие из трех стальных труб (диаметром $\varnothing 21$ мм и длиной 1300 мм): шероховатая сплошная, с двумя и тремя горизонтальными проходами. Модели, имитирующие горизонтальные каналы в трубах с двумя и тремя горизонтальными проходами, располагались через каждые 60 мм по высоте. Основная задача экспериментального исследования состояла в определении коэффициентов теплоотдачи конвекцией и газодинамического сопротивления насадки, как основных её теплотехнических характеристик. Зависимости для определения коэффициентов теплоотдачи конвекцией определяли из полученных соотношений чисел подобия $Nu = f(Re)$.

Полученные значения коэффициентов конвективного теплообмена для блочной насадки

с горизонтальными проходами сопоставляли со значениями коэффициентов для известной шестигранной блочной насадки с круглыми отверстиями (ГОСТ 20901-75), разработанной ВНИИМТ и УкрНИИО [3]. Недостатками последних считаются относительно невысокие удельная поверхность нагрева и коэффициенты теплоотдачи конвекцией насадки, а также недостаточная надёжность службы вертикальных каналов. Критериальные зависимости $Nu = f(Re)$ для промышленного образца из шестигранных блочных изделий (без горизонтальных проходов) получены на основании экспериментального исследования [3]. Соответственно эти зависимости учитывают реальную геометрию вертикальных каналов блочной насадки при установке её в промышленную камеру воздухонагревателя.

В таблице представлены зависимости коэффициентов теплоотдачи конвекцией: для одиночной шероховатой сплошной трубы α_{κ_1} , труб с двумя α_{κ_2} и тремя α_{κ_3} горизонтальными проходами, насадки из шестигранных блоков без горизонтальных проходов $\alpha_{\kappa_{шб}}$ [3]. На основании этих выражений выведена зависимость и для определения теплообмена в блочной насадке с горизонтальными проходами до $\alpha_{\kappa_{сн}}$ и после $\alpha_{\kappa_{сн}}^a$ адаптации к реальным условиям.

Коэффициенты теплоотдачи конвекцией для насадочного блока с горизонтальными проходами определяли при числе каналов $n_1 = n_3 = 1$, $n_2 = 10$ по выражению:

*Грес Леонид Петрович, профессор НМетАУ, д.т.н.,
 Быстров Артем Евгеньевич, научный сотрудник НМетАУ,
 Флейшман Юрий Моисеевич, старший научный сотрудник НМетАУ, к.т.н.,
 Воробьёва Лилия Александровна, доцент НМетАУ, к.т.н.,
 Иванов Михаил Юрьевич, научный сотрудник НМетАУ.
 Рецензент Кадилюникова Татьяна Михайловна, зав.каф. НМетАУ, д.т.н., профессор

$$\alpha_{K_{\text{ан}}} = \frac{\alpha_{K_1} \cdot n_1 + \alpha_{K_2} \cdot n_2 + \alpha_{K_3} \cdot n_3}{n_1 + n_2 + n_3} \quad (1)$$

где α_{K_i} брались для одинаковых чисел подобия Re_i , причем α_{K_1}, n_1 – коэффициент теплоотдачи конвекцией и число шероховатых сплошных каналов; α_{K_2}, n_2 – коэффициент теплоотдачи конвекцией и число каналов с двумя горизонтальными проходами; α_{K_3}, n_3 – коэффициент теплоотдачи конвекцией и число каналов с тремя горизонтальными проходами.

Для адаптации $\alpha_{K_{\text{ан}}}$ к реальным условиям находили коэффициент адаптации K_a ,

$$K_a = \frac{\alpha_{K_{\text{шб}}}}{\alpha_{K_1}} \quad (2)$$

представляющий собой отношение коэффициента теплоотдачи конвекцией для стандартного насадочного блока $\alpha_{K_{\text{шб}}}$, вычисленного по одному из выражений в зависимости от числа Re (см. таблицу), к результирующему коэффициенту теплоотдачи конвекцией всего насадочного изделия без горизонтальных проходов, который согласно выражению (1) совпадает с коэффициентом теплоотдачи шероховатой сплошной трубы и равен α_{K_1} , тогда $\alpha_{K_1} = \alpha_{K_2} = \alpha_{K_3}$; $n_1 + n_2 + n_3 = 12$.

Таблица – Зависимости для определения коэффициентов теплоотдачи конвекцией

Наименование каналов	Коэффициенты теплоотдачи конвекцией (α_K)
Насадка из шестигранных блоков с круглыми отверстиями $\alpha_{K_{\text{шб}}}$	$\alpha_{K_{\text{шб}}} = 1,83 \cdot (\lambda/d) \cdot Re^{0,14}$ при $Re < 1700$; $\alpha_{K_{\text{шб}}} = 2,95 \cdot 10^{-4} \cdot (\lambda/d) \cdot Re^{1,31}$ при $1700 \leq Re < 4260$; $\alpha_{K_{\text{шб}}} = 0,0218 \cdot (\lambda/d) \cdot Re^{0,8}$ при $Re > 4260$. λ – коэффициент теплопроводности насадки, Вт/(м · К); d – гидравлический диаметр канала, м
Шероховатый сплошной стальной канал (одиночная труба) α_{K_1}	$\alpha_{K_1} = 0,846 \cdot (\lambda/d) \cdot Re^{0,212}$ при $Re < 2500$; $\alpha_{K_1} = 1,602 \cdot 10^{-8} \cdot (\lambda/d) \cdot Re^{2,475}$ при $2500 \leq Re < 3500$; $\alpha_{K_1} = 0,016 \cdot (\lambda/d) \cdot Re^{0,81}$ при $Re > 3500$.
Вертикальный канал с 2-мя горизонтальными проходами α_{K_2}	$\alpha_{K_2} = 0,776 \cdot (\lambda/d) \cdot Re^{0,233}$ при $Re < 2000$; $\alpha_{K_2} = 1,936 \cdot 10^{-6} \cdot (\lambda/d) \cdot Re^{1,933}$ при $2000 \leq Re < 3200$; $\alpha_{K_2} = 5,527 \cdot 10^{-3} \cdot (\lambda/d) \cdot Re^{0,957}$ при $Re > 3200$.
Вертикальный канал с 3-мя горизонтальными проходами α_{K_3}	$\alpha_{K_3} = 0,776 \cdot (\lambda/d) \cdot Re^{0,233}$ при $Re < 2000$; $\alpha_{K_3} = 1,936 \cdot 10^{-6} \cdot (\lambda/d) \cdot Re^{1,933}$ при $2000 \leq Re < 3200$; $\alpha_{K_3} = 0,00933 \cdot (\lambda/d) \cdot Re^{0,9}$ при $Re > 3200$.
Блочная насадка с горизонтальными проходами (без адаптации) $\alpha_{K_{\text{ан}}}$	$\alpha_{K_{\text{ан}}} = 0,634 \cdot (\lambda/d) \cdot Re^{0,259}$ при $Re < 1820$; $\alpha_{K_{\text{ан}}} = 1,015 \cdot 10^{-4} \cdot (\lambda/d) \cdot Re^{1,44}$ при $1820 \leq Re < 3020$; $\alpha_{K_{\text{ан}}} = 7,479 \cdot 10^{-3} \cdot (\lambda/d) \cdot Re^{0,919}$ при $Re \geq 3020$.
Блочная насадка с горизонтальными проходами (адаптированные коэффициенты теплоотдачи) $\alpha_{K_{\text{ан}}}^a$	$\alpha_{K_{\text{ан}}}^a = 1,3713 \cdot (\lambda/d) \cdot Re^{0,167}$ при $Re < 1820$; $\alpha_{K_{\text{ан}}}^a = 1,03 \cdot 10^{-3} \cdot (\lambda/d) \cdot Re^{1,195}$ при $1820 \leq Re < 3020$; $\alpha_{K_{\text{ан}}}^a = 10,19 \cdot 10^{-3} \cdot (\lambda/d) \cdot Re^{0,909}$ при $Re \geq 3020$.

Скорректированный посредством коэффициента адаптации K_a коэффициент теплоотдачи конвекцией блочной насадки с горизонтальными проходами будет иметь вид:

$$\alpha_{K_{\text{ан}}}^a = \alpha_{K_{\text{ан}}} \cdot K_a \quad (3)$$

где K_a – коэффициент адаптации модели конвективного теплообмена в насадке. Согласно выражению (2) зависимости для определения K_a

при следующих режимах течения теплоносителя (продуктов сгорания, воздуха) имеют вид: в ламинарной области $K_a = 2,163 \cdot Re^{-0,092}$ при $Re < 1700$; в переходной области $K_a = 10,148 \cdot Re^{-0,245}$ при $1700 \leq Re < 4260$; в турбулентной области $K_a = 1,362 \cdot Re^{-0,01}$ при $Re > 4260$. При этом рассчитанные значения усредненных коэффициентов адаптации K_a получены

равными: $K_a = 1,248$ при $Re \geq 3020$, $K_a = 1,504$ для переходной области $1820 \leq Re < 3020$ и $K_a = 1,1$ при $Re < 1820$. Исходя из этого получены адаптированные выражения для определения коэффициентов теплоотдачи конвекцией для

насадочных изделий с горизонтальными проходами которые приведены в таблице 1.

На рис. 1 представлены данные зависимости чисел подобия Нуссельта от чисел Рейнольдса $Nu = f(Re)$ для насадочного блока с горизонтальными проходами до адаптации 1 и после 2.

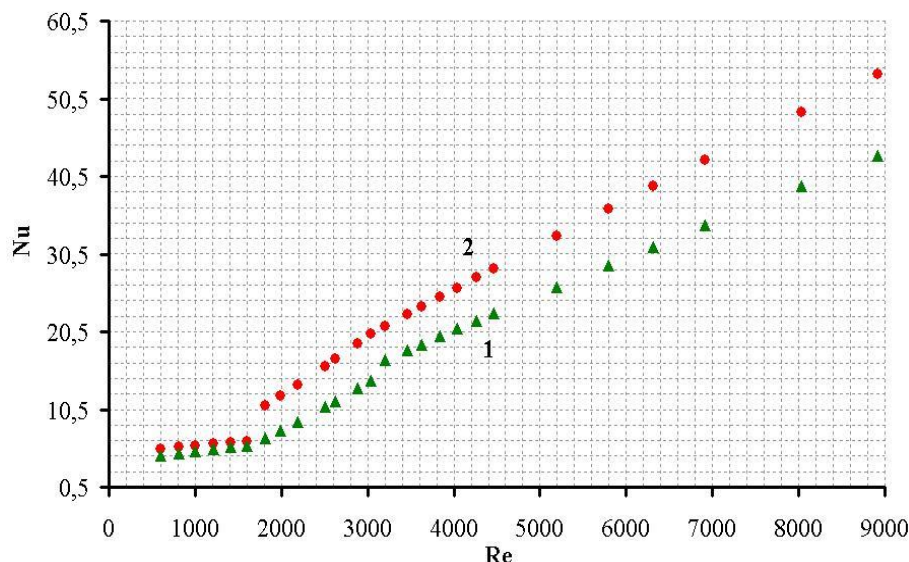


Рисунок - Зависимость чисел подобия Нуссельта от чисел подобия Рейнольдса для насадочного блока с горизонтальными проходами до адаптации 1 и после 2

Выводы.

1. Предложен и использован способ адаптации данных коэффициента теплоотдачи конвекцией блочной насадки с горизонтальными проходами к реальным условиям.
2. Получена соответствующая зависимость адаптированного коэффициента конвективного

теплообмена от чисел подобия Рейнольдса для насадки с горизонтальными проходами на основании ранее полученных зависимостей $Nu = f(Re)$ для каналов с тремя, двумя проходами и шероховатого сплошного канала.

Библиографический список

1. Патент на корисну модель № 38746, МПК(2006) C21B 9/10 (2008.01), B32B 3/12. Насадка доменного повітрянагрівача; Грес Л.П., Малишев І.П., Троян В.Д., Трошенко М.О., Нікуленко Д.В., Макоткін В.В., Козлов А.С., Шумячкова Л.В., Флейшман Ю.М., Соколенко Г.О., Бистров А.Є. Номер заявки: u20080537; Заявл. 24.04.2008. Опубл. 12.01.2009. Бюл. № 1.
2. Грес Л.П. Определение коэффициентов теплоотдачи насадок с горизонтальными проходами доменных воздушнонагревателей / Грес Л.П., Литовченко Ю.К., Быстров А.Е., Флейшман Ю.М., Воробьева Л.А., Иванов М.Ю. // Металлургическая и горнорудная промышленность. – № 2, 2016. – С. 115-116.
3. Шкляр Ф.Р. Доменные воздушнонагреватели / Шкляр Ф.Р., Малкин В.М., Каштанова С.П. и др. – М.: Металлургия, 1982. – 176 с.

УДК 621.746.047:622.788

Шапран Л.А., Иванова Л.Х., Хитько А.Ю.*

Исследование эксплуатационных свойств роликов зоны вторичного охлаждения МНЛЗ

Эксплуатационные исследования литых биметаллических роликов МНЛЗ показали, что качество стальных заготовок за счет стабилизации межроликового расстояния по технологической длине улучшилось.

Експлуатаційні дослідження литих біметалевих роликів МБЛЗ показали, що якість сталевих заготовок за рахунок стабілізації міжроликової відстані по технологічній довжині поліпшилося.

Operating researches of the poured bimetallic rollers of MCCB rotined that quality of steel semiss due to stabilizing of interroller distance on technological length had become better.

Вступление. Проблема и ее связь с научными и практическими задачами. В отечественной и зарубежной практике применяются ролики: стальные кованные, составные литые, однослойные и биметаллические, а также чугунные. В то же время отсутствуют данные об особенностях эксплуатационных свойств стальных биметаллических роликов.

Целью исследований было определение эксплуатационных свойств, в частности прогибов, стальных биметаллических центробежнолитых роликов и сравнение их с серийными коваными.

Методика исследований. Запись прогибов в течение более 300 минут позволяет судить об их величине в установившемся и переходном режимах разливки стали на МНЛЗ, связанных с заменой погружаемого стакана. При эксплуатации роликов МНЛЗ время их выхода на установившийся температурный режим составляет 90...100 мин [1].

Перед эксплуатацией и во время ее проводили измерения прогибов опытных роликов диаметром 300 мм, работающих в условиях больших механических и температурных нагрузок.

Исследуемые кованный и биметаллические ролики устанавливали неприводными на малом радиусе технологической линии пятого и шестого механизмов зоны вторичного охлаждения машин непрерывного литья заготовок [2-3].

Измерение прогиба литого ролика до эксплуатации производили под воздействием только механической нагрузки. Установлено, что величина прогиба ролика от действия груза массой 10 т составила 0,5 мм, что на 5...10 % больше прогиба кованных роликов этого же диаметра.

Уровень технологии непрерывной разливки

позволяет производить замену ковшей практически без снижения скорости разливки. Серийность плавов без замены ковшей достигает 6...8. Поэтому наибольшее влияние на ритмичность и выдержку скорости разливки оказывает замена погружаемых стаканов. При замене стаканов скорость разливки снижается с 0,8 до 0,2 м/мин, что вызывает увеличение температурного перепада по сечению ролика. При этом увеличивается прогиб роликов и раствор между ними, определяющий толщину слитка по технологической линии.

Для прогнозирования изменения величины раствора между роликами при замене кованных на биметаллические, а также оценки их конструкционной прочности экспериментально определяли изменение величины прогибов сравниваемых роликов следующим образом.

До эксплуатации величину прогиба роликов оценивали с помощью специального устройства с датчиком часового типа с точностью $\pm 0,01$ мм при нагрузке контрольным грузом массой 10 т.

В процессе эксплуатации определяли максимальную величину прогиба с помощью специального устройства (рис. 1) со штоком из материала с малым коэффициентом термического расширения с точностью $\pm 0,01$ мм. Устройство было вмонтировано в водоохлаждаемую раму кассеты для роликов $\varnothing$ 300 мм верхнего полотна пятого механизма зоны вторичного охлаждения.

На раме роликовой секции установлены стационарные кронштейны 1, на которых закреплено устройство, состоящее из штока 2 с малым роликом 3, пружины 4 и корпуса 5. Предварительная настройка устройства производилась с помощью прокладок 6, после чего устройство закрепляли на кронштейне

*Шапран Людмила Александровна, доцент НМетАУ, к.т.н.,
Иванова Людмила Харитоновна, профессор НМетАУ, д.т.н.,
Хитько Александр Юрьевич, доцент НМетАУ, к.т.н.
Рецензент Хрычиков Валерий Евгеньевич, зав.каф.НМетАУ, д.т.н., профессор.

болтовым соединением 7. При измерениях полый шток 2 охлаждается сжатым воздухом. Перемещение штока передается с помощью струны 8 через блок 9 на реохордный датчик перемещения 11. Постоянное натяжение струны

обеспечивается пружиной 10. Преобразованный реохордным датчиком сигнал поступает на панель 12, собранную по мостовой схеме и далее на светолучевой осциллограф 13.

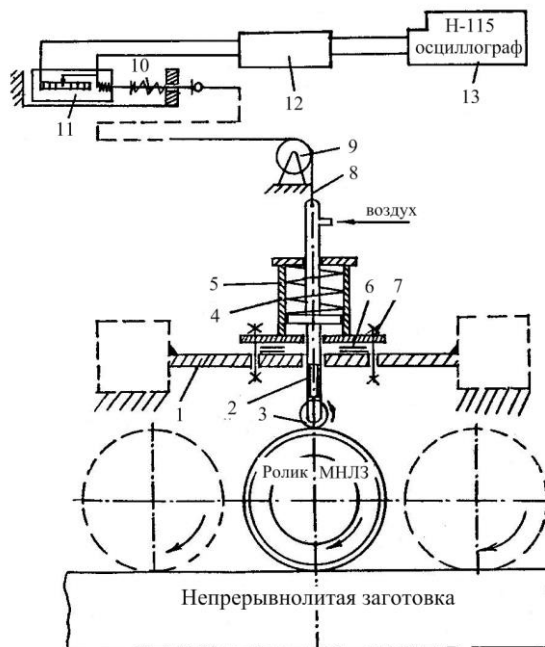


Рисунок 1 - Схема устройства для определения прогибов: 1 – кронштейн; 2 – шток; 3 – ролик; 4 – пружина; 5 – корпус; 6 – прокладки; 7 – болтовое соединение; 8 – струна; 9 – блок; 10 – пружина; 11 – датчик перемещения; 12 – электропанель; 13 – осциллограф

Разработанная измерительная схема позволяет вывести реохордный датчик перемещения из зоны воздействия высоких температур, т.е. за пределы зоны вторичного охлаждения. Тарировку измерительной схемы производили непосредственно в МНЛЗ. Для измерения температуры поверхности роликов были изготовлены контактные термопары типа ХК с переносным милливольтметром и протарированы в интервале температур 20...500⁰С. Для измерения прогибов роликов применяли расходные датчики типа ЛХ707 со специальными передаточными устройствами, позволяющими вынести датчик из зоны высоких температур. Тарировку датчиков перемещения проводили непосредственно на МНЛЗ с помощью мерных пластин толщиной 0,1 мм, вводимых между поверхностью ролика и штоком датчика. При этом учитывали температурные удлинения механических связей.

Температурное поле поверхности бочки ролика исследовали при разливке на МНЛЗ крупногабаритных заготовок сечением 300x1850 мм. Контактные термопары подводились с тыльной стороны ролика. Это позволило провести измерения температуры поверхности роликов в установившемся режиме. Интервал температур, установленный при измерениях, составил 120...140⁰С. Используя эти данные и

результаты проведенных ранее исследований температурных полей серийных роликов, методом аппроксимации были получены максимальные значения температуры в зоне контакта ролика со слитком – 470⁰С. Температурное удлинение передающих элементов учитывали при обработке данных по конечному расхождению величин сигнала после выхода слитка и проверялось расчетом, для чего определяли температуру элементов конструкции контактной термопарой. Величину прогибов измеряли с помощью реохордных датчиков типа ЛХ-705 с точностью ± 0,01 мм. Показания датчиков перемещения регистрировали светолучевым осциллографом Н-115. Одновременно на эту же осциллограмму записывали скорость разливки, изменяющуюся при смене ковшей, замене разливочного стакана, в начале и конце разливки и др. Запись производили непрерывно.

Одновременно производили измерение прогибов двух роликов: экспериментального биметаллического 2 и серийного кованого 1 ролика, установленных средними в верхних кассетах соответственно шестого и пятого механизмов пятого ручья МНЛЗ № 3.

Результаты измерений регистрировались на одной осциллограмме, что позволило сравнить изменение прогибов в процессе эксплуатации при

всех скоростных режимах разливки. Экспериментальные данные использовались при расчете соотношения толщин слоев биметалла и напряжений в них, а также для определения необходимой жесткости роликов.

Экспериментальная часть. Прогиб роликов в процессе эксплуатации оценивали по максимальному отклонению контрольного щупа с фиксатором. Щуп контактировал с роликом перпендикулярно широкой грани сляба и вводился в контакт через трубу, сваренную в продольную балку роликовой секции. После прохождения серии плавок отклонение щупа измерялось с помощью штангенциркуля.

Измерения показали, что максимальный прогиб роликов при смене промежуточного ковша и скорости разливки 0,2 м/мин составил для опытных роликов исполнений 17Х12МФЛ–20Л и 20Х25Н19С2Л–20Л 2,5 и 3,5 мм, соответственно. Определенное значение прогиба одного из опытных роликов превышало прогибы кованых роликов, которые составляют 2,5...2,8 мм.

На рис. 2 приведены графические изображения прогибов биметаллического (1) и кованого (2) роликов. Кривые характеризуют изменение прогибов от начала разливки стали до выхода слитка. При этом была произведена замена трех погружаемых стаканов.

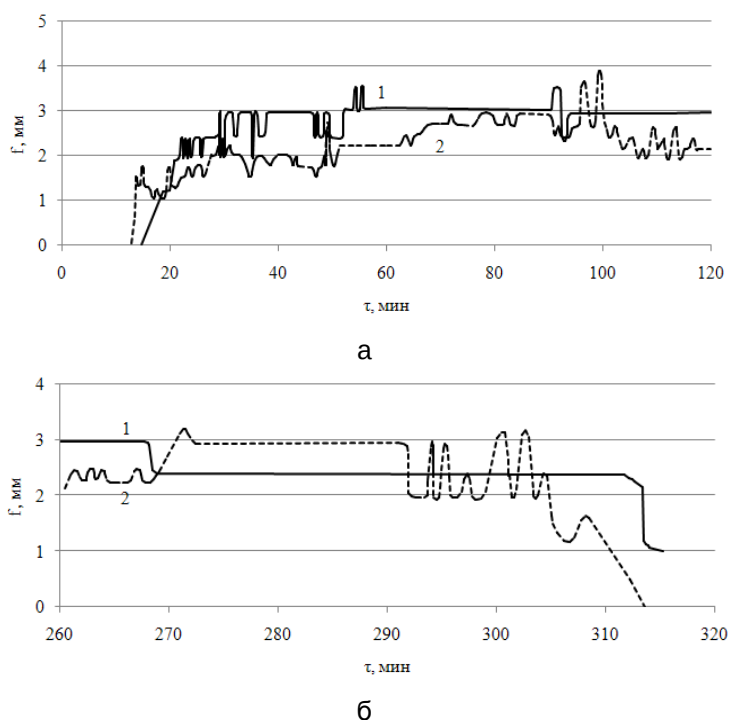


Рисунок 2 - Изменение прогибов биметаллического (1) и кованого (2) роликов в начальном и установившемся периодах (А), а также в заключительном периоде (Б)

Опытный ролик к тридцатой минуте от начала разливки вышел на установившийся режим и далее величина его прогиба была постоянной и равной 3 мм, с изменениями до 0,5 мм при снижении скорости во время замены погружаемых стаканов (см. рис. 2).

Колебательное изменение прогибов при этом практически отсутствовало. Для сравнения кованый ролик получал приращение прогиба в течение 80 мин от начала заливки. Изменение скорости вызывало в нем колебательное изменение прогибов в течение 10...15 мин, с увеличением максимума амплитуды до 4 мм (см. рис. 2).

Прогибы измеряли с целью установления истинного значения изменения межроликового расстояния в МНЛЗ при использовании биметаллических роликов и возможного влияния состояния роликовой проводки на качество слитков. Установлено, что прогибы

биметаллических роликов исполнения 17Х12МФЛ – 22ХМФЛ при установившемся режиме работы МНЛЗ (скорость разливки 0,6...0,8 м/мин) составляли 2...2,8 мм. При переходных режимах, например, при замене разливочного стакана, когда скорость разливки уменьшалась до 0,2 м/мин, величина прогибов биметаллических роликов возрастала до 3,5...4 мм.

Полученные значения величины прогибов биметаллических роликов были на 15...20 % ниже, чем у серийных кованых роликов.

В процессе эксплуатации проводили измерение прогибов и температуры поверхности бочек роликов. Установлено, что максимальный прогиб биметаллического ролика составляет 2,3 мм при скорости разливки 0,2 м/мин во время замены разливочного стаканчика. Измерения температуры поверхности роликов показали, что они работали в нормальном температурном режиме, не перегреваясь. Т. е. большая по

сравнению с коваными площадь внутренней теплоотводящей поверхности в биметаллических роликах обеспечивала эффективный отвод тепла.

Выводы.

1. Применение биметаллических роликов оказывает положительное влияние на стабильность межосевого расстояния, как в течение всей кампании, так и при изменении

скоростных режимов во время разливки стали отдельных серий.

2. Установлено, что при использовании роликов новой конструкции происходит уменьшение прогибов и стабилизировалось межроликовое расстояние по технологической длине МНЛЗ, что положительно влияет на качество разливаемых стальных заготовок.

Библиографический список

1. Проведение испытаний с целью выявления причин отказов и разработка варианта подшипникового узла роликов МНЛЗ, обеспечивающего работоспособность в условиях повышенных нагрузок и температур: Отчет о НИР / Днепроп. металлургич. ин-т (ДМетИ). – Руководитель Г. Ф. Кравченко. – 082401; № ГР 80027756. – Д., 1980. – 60 с.
2. Исследование, разработка, изготовление и испытание экспериментальных биметаллических роликов из центробежнолитых заготовок с упрочненным внутренним слоем: Отчет о НИР / Днепроп. металлургич. ин-т (ДМетИ) – Руководитель И. В. Адамов. – К 522080007; № ГР 01870063718. – Д., 1988. – 76 с.
3. Шапран, Л.О. Розробка та освоєння технології виготовлення біметалевих відцентрово литих роликів машин безперервного лиття заготовок: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.16.04 / Шапран Людмила Олександрівна; Нац. металург. акад. України. – Дніпропетровськ, 2009. – 18 с.

УДК 621.97

Куваєв М.В.*

Головний електропривод нового промислового сервопреса

Проаналізовано вимоги до головного електропривода нового промислового сервопреса, виконаного за технологією ServoDirekt. Показано доцільність побудови головного електропривода сервопреса на базі електричної машини з поперечним магнітним полем. Запропоновані напрями вдосконалення системи керування електроприводом сервопреса для забезпечення високих динамічних та статичних показників.

Проанализированы требования к главному электроприводу нового промышленного сервопреса, выполненного по технологии ServoDirekt. Показана целесообразность построения главного электропривода сервопреса на базе электрической машины с поперечным магнитным полем. Предложены направления усовершенствования систем управления электроприводом сервопреса для обеспечения высоких динамических и статических показателей.

Requirements for the main drive of the new Servo press with ServoDirect technology are analyzed. The expediency of the application the transversal flux machine for the main drive of the new Servo press is proven. The approaches for improvement of the control system providing higher dynamic and static performances are suggested.

Опис проблеми. Ковальсько-пресові машини получили широке розповсюдження і в металургійній галузі. Загальноприйнятною у Європі, та в том числі у ФРН, на поточний час є класифікація, що визначає область застосування ковальсько-пресових машин за режимами роботи, що вони забезпечують [1]:

– за робочою енергією яка накопичується у машині на початок процесу деформації деталі, що оброблюється;

– за шляхом пересування робочого органу;

– за силою, тиску робочого органу.

Специфічною величиною ковальсько-пресових машин, які характеризуються роботою, є робоча енергія, яка накопичується у машині на початок процесу деформації деталі, що оброблюється. До таких ковальсько-пресових машин можна віднести молот та гвинтовий прес. До ковальсько-пресових машин, які характеризуються силою можна віднести усі гідравлічні преси, де протягом всього пресового шляху необхідно підтримувати достатню силу пресування шляхом притока машинної олії у робочий циліндр. Ковальсько-пресові машини, які характеризуються шляхом повзуна преса, мають фіксований хід повзуна. До таких належать машини у яких повзун преса приводиться у рух механічно через кривошип або вал з ексцентриком. Така спеціалізація пресів обмежує технологічну гнучкість виробництва і не дозволяє виконувати різні технологічні операції на одному і тому пресі. Преси більшості конструкцій є достатньо енерговитратні. Іншим недоліком такої спеціалізації є те, що виробник пресів повинен мати розширену номенклатуру ковальсько-пресових машин, що приводить до збільшення строків оновлення всієї лінійки продукції, збільшення витрат на проектування та виготовлення обладнання. Підвищується собівартість продукції, що погано впливає на конкурентні позиції фірми-виробника. Таким чином, на поточний час стоїть

задача уніфікації конструкції пресів, що забезпечують різні режими роботи і підвищення їх енергоефективності.

Аналіз публікацій. Останнім часом, у том числі і у сегменті пресів малої потужності, з'явилися та активно розвиваються так звані сервопреси [2]. Дана технологія від світового лідера у пресобудуванні фірми SchulerPressen GmbH (ФРН, Гьопінген) отримала назву ServoDirekt [3]. Порівняно з класичними ковальсько-пресовими машинами преси з сервоприводами мають мінімум на 30% вищу ніж класичні кривошипно-ексцентрикові преса виробничу потужність [3-6]

Згідно [7,8] до головних переваг пресів виконаних за технологією ServoDirekt можливо віднести наступне:

- більш висока рентабельність преса завдяки гнучкому вибору діапазону робочої потужності;
- більш висока якість обробки металу;
- більша гнучкість кінематики повзуна преса;
- краща енергоефективність та виробнича потужність порівняно з класичними пресами;
- максимальна безпека виробничого процесу.

Такі преси використовують електропривід, побудований на базі синхронних електричних машин, що були спроектовані до виникнення ServoDirekt.

Постановка задачі. Метою даної роботи є аналіз вимог до головного електропривода нового промислового сервопреса, виконаного за технологією ServoDirekt та запропонування технічних рішень, що забезпечують найбільш повно вимоги технології у різних режимах роботи преса при зниженні енерговитрат. Використання сервопресів виявило наступні проблеми, які повинні вирішуватися на етапі проектування пресу.

По-перше, сервопреси мають реверсивний хід з високими параметрами швидкодії, режим кутан-

*Куваєв Микола Володимирович. мол. наук. співр. ДВНЗ «Національний гірничий університет».
Рецензент Шломчак Георгій Григорович, професор-консультант НМетАУ, д.т.н., професор.

ня супроводжується високими ударними навантаженнями. Це приводить до того, що слабким місцем у пресі стає редуктор. Вирішення цієї проблеми лежить у використанні безредукторного привода на базі високомоментного двигуна.

По-друге, різні режими пресування пред'являють різні вимоги до швидкостно-силової взаємодії робочого органу преса з деталлю при жорстких обмеженнях за часом взаємодії. Це висуває специфічні вимоги до системи керування приводом повзуна. Крім того, сервопреси на поточний час застосовуються у сегменті пресів малої потужності які мають велике виробниче навантаження. Тому для забезпечення їх високої конкурентоздатності важливо мати високе значення ККД при роботі в усіх можливих режимах.

Виклад основного матеріалу досліджень.

Новий сервопрес за технологією ServoDirekt виконується на базі класичного кривошипно-шатунного/ексцентрикового преса. На відміну від електропривода класичного кривошипно-шатунного/ексцентрикового преса, у електроприводі сервопреса частотно керований двигун змінного струму з постійною швидкістю та однаковим напрямом обертання замінюється на гнучкий у керуванні високомоментний двигун, який можливо використовувати у сервоприводі. У даному приводі відсутні маховик, з'єднувальна муфта, гальма, редуктор. Тобто кількість елементів між приводним двигуном та кривошипно-шатунним/ексцентриковим механізмом зводиться до мінімуму. За рахунок цього у сервопресах з'являється можливість вільного програмування кінематики повзуна преса [4,9]. Структура нового сервопреса забезпечує високу виробничу потужність і можливість вільного програмування режиму роботи на відміну від класичних пресів. Даний клас пресів дозволяє реалізувати більшість режимів роботи притаманних різним різновидам класичних ковальсько-пресових машин.

У режимі молота сила пресування забезпечується за рахунок накопиченої потенціальної енергії, яка перетворюється під час руху повзуна преса до низу в кінетичну енергію. Тобто на момент контакту заготовки та повзуна преса останній повинен мати відповідну швидкість. Цей режим характеризується великою кількістю робочих циклів (до 500 циклів за хвилину). У режимі роботи з постійною силою необхідна сила пресування забезпечується за рахунок електромагнітного моменту високомоментного двигуна. Пресування відбувається на нульових швидкостях, тобто на «повзучій», близькою до нуля, швидкості. З вимог до двигунів сервопресів перш за все можливо виділити групу експлуатаційних вимог, таких як: висока надійність, низька собівартість експлуатації, високе ККД та технічних вимог: високий момент на валу двигуна який забезпечується у широкому діапазоні швидкостей і, насамперед, на низьких та нульовій швидкостях, висока керованість двигуна як за моментом так і за швидкістю. Також в режимі

роботи сервопреса, який характеризується силою необхідне точне регулювання положення ротора. Для застосування сервопресів придатні низькообертові високомоментні двигуни змінного струму з ротором без комутаційних електричних контактів. Головними конструктивними ознаками таких електричних машин є великий діаметр, порожнистий ротор та велика кількість полюсів. Найчастіше за все – це потужні синхронні двигуни з постійними магнітами (СДПМ). Саме завдяки появі постійних магнітів з потужним магнітним полем та добрими експлуатаційними характеристиками та відповідних систем керування високомоментні двигуни набули розповсюдження з початку 2000-х та на сьогодні займають перше місце в області високого моменту за невеликої швидкості, випереджаючи машини постійного струму та звичайні машини змінного струму (асинхронні двигуни) з редукторами [10]. До високомоментних моторів відноситься так звана електрична машина з поперечним полем (Transversalfeldmaschine, далі TFM) [11]. TFM є синхронною електричною машиною зі збудженням від постійних магнітів, але має суттєву принципову відмінність від стандартних синхронних, асинхронних машин або машин постійного току. У стандартних електричних машин площина обертання є також площиною дії магнітного поля машини, тому їх ще називають машинами з продольним магнітним полем (нім. Longitudinalflussmaschinen), а магнітний потік TFM діє у площині, що поперечна площині обертання [12]. Особливості протікання магнітного потоку TFM та відсутність лобових частин фазових обмоток обумовлює зменшення омичних втрат та можливість реалізації великої кількості полюсів. Тому дані машини найбільше знайшли застосування у електроприводах де необхідний великий момент за невеликою швидкості обертання. Система керування електроприводу сервопреса на базі високомоментного двигуна, зокрема електричної машини з поперечним полем, необхідно будувати за принципами системи векторного керування з датчиком положення ротора. [12] Виходячи з умов виробничого процесу, а саме високої динаміки (до 500 циклів в хвилину), необхідно дослідити можливості по швидкодії електропривода преса. В випадку, коли вимоги по швидкодії та динаміки не виконуються, то необхідно модернізувати закони керування таким чином, щоб підтримувалась висока динаміка роботи преса (до 500 циклів за хвилину у режимі молота).

Особливим питанням стоїть мінімізація коливань моменту двигуна, які згідно європейських норм не повинні перевищувати 2% [13]. В залежності від концепції TFM пульсації моменту можуть визначатися або наявністю періодичних складових основного електромагнітного моменту або зубцевим моментом. Перша складова особливо актуальна для двигунів з явно полюсним ротором. Зубцевий момент є результатом використання високоенергетичних постійних магнітів на роторі,

поля яких взаємодіють з залізом статора [13]. Пульсації моменту можливо зменшити шляхом конструктивних змін [14, 15, 16], але вони не дозволяють повністю мінімізувати пульсації. До того ж вони призводять до ускладнення конструкції електродвигуна та зменшують електромагнітний момент. Альтернативою є компенсація за допомогою спеціальних систем керування, дешевшими у використанні та ще допомагають компенсувати пульсації не тільки для нових двигунів, але й для вже існуючих без модернізації їх конструкцій. Аналіз всіх методів компенсації пульсацій моменту [13, 17], проведений у [18], показав, що всі вони зводяться к тому, що компенсація відбувається за рахунок живлення спеціально запрограмованим гармонічним струмом. Недоліком всіх методів є те, що вони не пристосовані для високомоментних двигунів зі ЛАЧХ, котрі сильно змінюються у діапазоні низьких частот. А оскільки електропривод працює зі змінною швидкістю, то необхідно дослідити вплив на перебіг моменту та швидкості пульсацій моменту та їх природу для обраної концепції машини з поперечним полем. В разі не-

задовільної компенсації моменту необхідно модернізувати існуючі системи компенсації.

Висновок. Робота сервопреса за технологією ServoDirekt та умови до виробничих процесів визначають наступні вимоги до електроприводу та його системи керування:

- розвивати та тримати високий електромагнітний момент на номінальних та нульових частотах обертання;
- мати високий ККД;
- бути придатним для роботи у режимі сервопривода;
- забезпечувати високу та якісну динаміку роботи преса (до 500 циклів за хвилину у режимі молота);
- забезпечувати точне позиціонування у режимі роботи з постійною силою пресування;
- забезпечувати керування швидкості, моментом у обох режимах роботи преса;
- забезпечувати коливання моменту не більше ніж 2% від його номінального значення (згідно європейських норм).

Бібліографічний список

1. E. Doege: Handbuch Umformtechnik, 2007 Druckerei: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, ISBN-10 3-540-23441-1
2. <http://www.maschinenmarkt.vogel.de/servopressen-erobern-den-markt-fuer-umformtechnik-a-284299/>
3. <http://www.informdom.com/metallbearbeitung/2008/6/servopress-andritz-kaiser-moschnost-i-energiya-v-servopressah.html>
4. Fa. Schuler Pressen Gmbh, Massivumformung mit ServoDirekt Technologie 2013
5. Fa. Schuler Pressen Gmbh, Stanz- und Umformsysteme mit ServoDirekt Technologie, 2014, http://www.hieke.com/de/downloads/stamping_cutting_broschuere_stanzsysteme_umformsysteme_servodirekt_d.pdf
6. Fa. Schuler Pressen Gmbh, Servopressen in Monoblockbauweise Kompakt, flexibel und wirtschaftlich, 2011
7. Fa. Schuler Pressen Gmbh, C-frame presses and stamping presses, 2015
8. <http://www.maschinenmarkt.vogel.de/autobauer-erhoeht-produktivitaet-dank-servotechnik-a-549132/>
9. Mit Simulation die Kinematik von Servopressen optimieren, . MaschinenMarkt №49, 2011
10. https://www.drive-e.org/wp-content/uploads/vortraege_2010/13_Do_Oswald_Fahrantriebe.pdf
11. <https://de.wikipedia.org/wiki/Transversalflussmaschine>
12. E. Nolle, A. Beshta: Elektrische Maschinen und Antriebe, 2013, Lehrbuch, Universitätsdruckerei der NBU, ISBN 978-966-350-418-6
13. Бешта О.С. Система компенсації пульсацій моменту в електроприводі на базі синхронного двигуна із вбудованими постійними магнітами / О.С. Бешта, С.Г. Фурса, А.І. Прохоров // Науковий вісник НГУ. – 2011. - №2 – С. 120-125
14. Tseng W.-T., 2008. Theoretische und experimentelle Untersuchungen zu einem permanentmagnet-erregten Transversalfluss-Synchrolinearmotor in Sonderbauform / W.-T. Tseng. - Technischen Universität Berlin, 2008.
15. Бешта О.С. Зменшення пульсацій моменту в електроприводі на базі синхронного двигуна з вбудованими постійними магнітами / О.С. Бешта, С.Г. Фурса, А.І. Прохоров, О.В. Балахонцев // Наукові праці ДонНТУ. Серія: «Електротехніка і енергетика». – 2011. – №11(186). – С. 54-59
16. Zhu Z.Q. Influence of design parameters on cogging torque in permanent magnet machines / Z. Q. Zhu, D. Howe // IEEE Transaction on energy conversion. – 2000. – vol. 15, №4. – pp. 407-412.
17. Holtz J. Identification and Compensation of Torque Ripple in High-Precision Permanent Magnet Motor Drives / J. Holtz, Springob L. // IEEE Transaction on Industrial Electronics. – 1996. – vol. 43, №2. – pp. 309-320.
18. Фурса С.Г. Високоєфективний електропривод на базі синхронного двигуна з постійними магнітами: Дисертація / С.Г. Фурса. – ДВНЗ «НГУ» - 2011.

УДК 621.771.25

Куваєв В.М., Іващенко В.П., Іванов Д.О., Політов І.В., Бешта Д.О.*

Оптимальні умови заходу прокату в моталку типу Гаррета

Розглянуто основні стадії під час намотування сортового прокату моталкою типу Гаррета: стадія заходу прокату в моталку, стадія захоплення прокату столом, стадія захоплення прокату барабаном моталки. Проаналізовано фізику процесу при захопленні прокату столом моталки. Розрахована сукупність сил прикладених до елементарної маси прокату при захопленні прокату моталкою на підставі досліджень для умов стану МПС 250 / 150-6 ПАТ «АрселорМіттал Кривий Ріг». Отримано залежності від діаметра прокату для різних швидкостей прокатки. Визначено основні умови швидкісних режимів столу моталки щодо прокату для безаварійного захоплення прокату моталкою і мінімізації впливу процесу захоплення прокату моталкою на товарний вигляд мотка.

Рассмотрены основные стадии при намотке сортового проката моталкой типа Гаррета: стадия захода проката в моталку, стадия захвата проката столом, стадия захвата проката барабаном моталки. Проанализирована физика процесса при захвате проката столом моталки. Рассчитана совокупность сил приложенных к элементарной массе проката при захвате проката моталкой на основании исследований для условий стана МПС 250/150-6 ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог». Получены зависимости от диаметра проката для различных скоростей прокатки. Определены основные условия скоростных режимов стола моталки относительно проката для безаварийного захвата проката моталкой и минимизации влияния процесса захвата проката моталкой на товарный вид мотка.

The main stage in the winding reel rolled section type Garrett: sunset stage rental winder, stage table rental capture, capture stage rolling drum winder. Analyzed the physics of the process in the capture table rental winder. Designed a set of forces applied to the elementary mass rolled in the capture of hire reel on the basis of studies for MPS mill conditions 250 / 150-6 PJSC "ArcelorMittal Kryvyi Rih". Are obtained depending on the diameter for rolling different rolling velocities. The basic conditions of speeds winder table relatively trouble-free rental for capturing rolled reel coiler and minimize the impact of rental capture process on presentation skein.

Опис проблеми. Одним з видів прокатної продукції сортових прокатних станів є прокат, що постачається в мотках. Для отримання мотків сортового прокату великих діаметрів (від 14 ÷ 16мм до 30мм і вище) використовують моталки типу Гаррета, на яких намотування прокату проводять на обертовий барабан моталки. В Україні такий прокат виробляє єдиний прокатний стан - дрібносоротно-дротяний стан МПС 250 / 150-6 ПАТ «АрселорМіттал Кривий Ріг». Його продукція поставляється як на вітчизняні, так і на зарубіжні машинобудівні підприємства.

Однією з важливих стадій намотування прокату є стадія захоплення прокату моталкою оскільки найбільша кількість порушень процесу намотування припадає саме на цю стадію, тому для коректного управління моталкою при захопленні необхідно знати закономірності, що характеризують даний процес.

При захопленні прокату моталкою можна виділити наступні основні стадії: стадія заходу прокату в моталку, стадія захоплення прокату столом, стадія захоплення прокату барабаном моталки. Найбільш важливими з точки зору безаварійного захоплення прокату моталкою є перші дві стадії.

Стадія заходу прокату в моталку починається з моменту виходу переднього торця прокату з укладальника і завершується моментом торкання переднім торцем прокату бурту столу моталки.

У нижньому положенні укладальник спрямований так, щоб передній торець прокату після виходу його з укладальника вступив в перший контакт зі столом в точці, в якій напрям швидкості столу (піддону столу) збігається з напрямком швидкості руху прокату.

У момент торкання прокату столу на нього починає діяти вигинаючий момент сил у вертикальній площині, що притискає прокат до піддону столу.

При подальшому русі прокат впирається в борт столу, і на нього починає діяти момент сил в горизонтальній площині, що вигинає прокат таким чином, щоб його передній торець рухався в напрямку обертання столу моталки.

При робочих швидкостях прокатки на виході сортової лінії клітей 9÷18 м/с, час проходження переднього торця прокату від виходу з носка укладальника до точки дотику бурту столу становить менше 0,1 с. Тому, управління автоматизованим електроприводом моталки (столу моталки) на даній стадії полягає в коректному виборі частоти обертання холостого ходу приводу моталки.

Для надійного вигину торця прокату в сторону обертання столу моталки, необхідно, щоб сила, що діє на передній торець прокату в момент його торкання і безпосередньо після такого моменту, діяла в напрямку обертання столу моталки. Дана умова однозначно дотримується, якщо лінійна

*Куваєв Володимир Миколайович, проф., гол.наук.співр. ДВУЗ, "НГУ, д.т.н.,

Іващенко Валерій Петрович, проректор НМетАУ, д.т.н., професор,

Іванов Дмитро Олексійович ст..наук.співр. ДВУЗ, "НГУ,

Політов Ігорь Віталійович, ст..наук.співр. ДВУЗ, "НГУ,

Бешта Дмитрій Александрович, асистент ДВУЗ, "НГУ.

Рецензент Шломчак Георгій Григорович, професор-консультант НМетАУ, д.т.н., професор.

швидкість бурту столу моталки буде вище лінійної швидкості прокату.

Бажано також, щоб уникнути підгибання початкової ділянки прокату в момент його першого торкання столу, щоб лінійна швидкість столу в цій точці була близька, але не менше лінійної швидкості прокату.

Оскільки остання умова більш жорстка, ніж попередня, при виборі частоти обертання холостого ходу столу моталки слід враховувати саме її.

Викладення основного матеріалу дослідження. Стадія захоплення прокату столом починається з моменту торкання переднього торця прокату буртом столу і триває до моменту початку вигину прокату в точці дотику прокату з барабаном моталки - від положення U_0-A_0 і до положення $U_0-B_1-A_1-Z_1$ (див. рис.1).

Після того, як прокат упреться в бурт піддону столу, він згинається, його передній торець відхиляється у напрямку руху столу, і прокат, захоплюється силами тертя, під дією відцентрових сил притискається до бурту столу, а, завдяки наявності кута сходження між буртом і

піддоном столу і до піддону столу, вкладаючись по внутрішньому радіусу бурту столу.

Проаналізуємо порядок протікання стадії захоплення прокату столом моталки після початку його укладання по внутрішньому радіусу бурту столу. Почнемо з розгляду взаємодії елементарної маси прокату зі столом (див. рис.2.).

На елементарну масу прокату – dm , притиснутого до бурту столу, в горизонтальній площині діють: елементарна відцентрова сила – dF_u , сила реакції бурту столу – dF_p (приймаємо, що прокат прилягає до бурту столу і відцентрова сила не компенсується силами натягу, доданими до кінців елементарної маси прокату), елементарна сила тертя прокату о бурт столу – dF_{tp} , початкова сила натягу, прикладена до елементарної маси прокату з боку набігаючої гілки прокату – $F_{бн_к}$, сила кінцевого натягу, прикладена до елементарної маси прокату з боку збігаючої гілки прокату – $F_{н_зм_к}$.

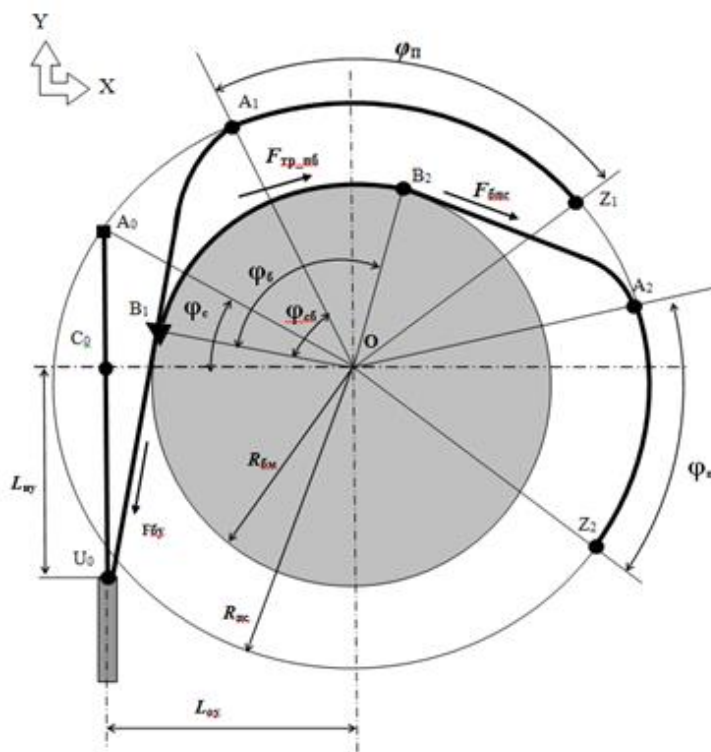


Рисунок 1 – Схема процесу захоплення прокату моталкою:

$R_{бм}$ – радіус барабану моталки; $R_{пс}$ – внутрішній радіус болта піддону моталки; L_{oy} – відстань осі укладальника моталки від осі столу моталки в напрямку руху прокату в укладачі; L_{ny} – відстань від торця носка укладальника до осі столу моталки в напрямку, перпендикулярному напрямку руху прокату в укладачі; $\varphi_{п}$ – кут прилягання прокату до бурта піддону столу; $\varphi_{б}$ – кут прилягання прокату до барабану моталки; $\varphi_{с}$ – кут першого торкання прокатом бурту столу; $\varphi_{сб}$ – кут між точкою першого торкання прокатом барабану і точкою початку контакту прокату з буртом піддону столу; $F_{бн_к}$ – сила натягу прокату з боку піддону столу; $F_{б_з}$ – сила натягу прокату з боку укладальника; $F_{tp_об}$ – сила тертя прокату о барабан моталки.

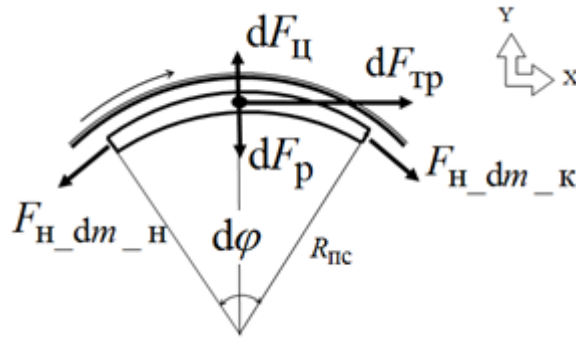


Рисунок 2 – Розрахункова схема сил, прикладених до елементарної маси прокату, притиснутого до бурта столу моталки, в горизонтальній площині

Розрахункова схема сил, доданих до елементарної маси в горизонтальній площині, наведена на рис.2. Розрахунок будемо проводити, спираючись на методику виведення формули Ейлера для розрахунку статичної взаємозв'язку сил, прикладених до набігаючої на шків і збігаючої зі шківів гнучкою [1].

Елементарна відцентрова сила – $dF_{ц}$:

$$dF_{ц} = \frac{dm \cdot V_n^2}{R_{пс}} \quad (1)$$

Оскільки елементарна маса dm має елементарний кут прилягання до бурту – $d\varphi$:

$$d\varphi = \frac{dm}{\rho \cdot S_n \cdot R_{пс}} \quad (2)$$

де ρ – щільність сталі; S_n – площа поперечного перерізу прокату, то (1) можна переписати у вигляді:

$$dF_{ц} = \rho \cdot S_n \cdot V_n^2 \cdot d\varphi \quad (3)$$

Приріст сили натягу прокату на дузі $d\varphi$ – $dF_{н}$ дорівнює:

$$dF_{н} = F_{н_дм_н} - F_{н_дм_к} \quad (4)$$

і направлено в сторону, протилежну силі тертя. Так як сума проекцій сил на вісь X повинна дорівнювати нулю, маємо:

$$dF_{н} = dF_{тр} \quad (5)$$

Відзначимо, що поряд з силою тертя, обумовленої силою притиснення прокату до бурту столу відцентровою силою, на нього діє сила тертя від притиснення його до піддону столу силою тяжіння – $g \cdot dm$. Тоді сила тертя визначається сумарною силою взаємодії прокату з буртом і піддоном столу моталки:

$$dF_{тр} = \mu_{тр_пс} \cdot (dF_{п} + g \cdot dm) \quad (6)$$

де $\mu_{тр_пс}$ – коефіцієнт тертя поверхні прокату о бурт і піддон столу.

Сума проекцій сил на вісь Y теж повинна дорівнювати нулю:

$$dF_{п} = dF_{ц} - F_{н_дм_н} \cdot \frac{d\varphi}{2} - F_{н_дм_к} \cdot \frac{d\varphi}{2} \quad (7)$$

або, підставляючи (3) в (7), і нехтуючи величинами другого порядку, маємо:

$$dF_{п} = (\rho \cdot S_n \cdot V_n^2 - F_{н_дм}) \cdot d\varphi \quad (8)$$

Тоді, з (5), (6) і (2) отримуємо, приймаючи натяг прокату елементарної маси

$$dF_{н} = \mu_{тр_пс} \cdot (\rho \cdot S_n \cdot (V_n^2 + g \cdot R_{пс}) - F_{н_дм}) \cdot d\varphi \quad (9)$$

або

$$\frac{dF_{н}}{\rho \cdot S_n \cdot (V_n^2 + g \cdot R_{пс}) - F_{н_дм}} = \mu_{тр_пс} \cdot d\varphi \quad (10)$$

Інтегрування лівої і правої частин (10) по натягу прокату і куту прилягання до бурту піддону та вирішення інтегрального рівняння дає вигляд:

$$F_{н_п_с} = \rho \cdot S_n \cdot (V_n^2 + g \cdot R_{пс}) \cdot (1 - \exp(-\mu_{тр_пс} \cdot \varphi_n)) + F_{н_0} \cdot \exp(-\mu_{тр_пс} \cdot \varphi_n) \quad (11)$$

де $F_{н_п_с}$ – натяг прокату з боку укладача по борту столу; $F_{н_0}$ – натяг прокату з боку переднього торця.

Оскільки, в нашому випадку $F_{н_0} = 0$, то остаточно маємо

$$F_{н_п_с} = \rho \cdot S_n \cdot (V_n^2 + g \cdot R_{пс}) \cdot (1 - \exp(-\mu_{тр_пс} \cdot \varphi_n)) \quad (12)$$

Дане зусилля докладено по дотичній до бурту піддону столу по дузі (A_0 , A_1) відносно точки носка укладальника U_0 .

Для того, щоб прокат почав рух до барабана моталки – точка дотику прокатом бурту піддону почала переміщатися з положення A_0 в положення A_1 , необхідно, щоб зусилля $F_{н_п_с}$ подолато момент пластичної деформації прокату $M_{пл}$:

$$M_{пл} = \sigma_{\tau} \cdot \frac{D^3}{6} \cdot \pi \quad (13)$$

де: σ_{τ} – межа плинності сталі при температурі, ступеню і швидкості деформації прокату при вигині.

Тобто, згинаюча складова сили $F_{н_п_с}$, перпендикулярна прямій U_0-A_0 – $F_{н_п_н}$, повинна стати більшою чи дорівнювати значенню:

$$F_{H_п_и} \geq \frac{M_{пл}}{R_{U_0-A_0}}, \quad (14)$$

де $R_{U_0-A_0}$ – відстань між точками U_0 і A_0 :

$$R_{U_0-A_0} = \sqrt{\left(\sqrt{R_{nc}^2 - L_{oy}^2} + L_{ny}\right)^2 + H_{ny}^2}. \quad (15)$$

Сила $F_{H_п_и}$ є проекцією сили $F_{H_п}$ на вісь X (див. рис.1)

$$F_{H_п_и} = F_{H_п} \cdot \sin \varphi_c = F_{H_п_c} \cdot \sqrt{1 - \left(\frac{L_{oy}}{R_{nc}}\right)^2}, \quad (16)$$

що дозволяє від умови (14) перейти до умови:

$$F_{H_п_c} \geq \frac{M_{пл}}{\hat{R}_{U_0-A_0}} = \frac{\sigma_r \cdot D_{п}^3}{6 \cdot \hat{R}_{U_0-A_0}}, \quad (17)$$

де $\hat{R}_{U_0-A_0}$ – проекція $R_{U_0-A_0}$ на пряму, перпендикулярну, вектору $F_{H_п}$ (плече сили $F_{H_п}$):

$$\hat{R}_{U_0-A_0} = \sqrt{1 - \left(\frac{L_{oy}}{R_{nc}}\right)^2} \cdot \sqrt{\left(\sqrt{R_{nc}^2 - L_{oy}^2} + L_{ny}\right)^2 + H_{ny}^2}, \quad (18)$$

звідки, з урахуванням (12) і приймаючи, що в (14) має місце рівність при куті прилягання прокату до столу, відповідному початку вигину

прокату в точці U_0 – $\varphi_{п_ни}$ при якому починається рух місця контакту прокату з буртом піддону столу від точки A_0 до точки A_1 , маємо

$$\varphi_{п_ни} = -\frac{1}{\mu_{тр_пс}} \cdot \ln \left(1 - \frac{2 \cdot \sigma_r \cdot D_{п}}{3 \cdot \pi \cdot \rho \cdot V_{п}^2 \cdot \hat{R}_{U_0-A_0}} \right). \quad (19)$$

Оскільки відстань між точками U_0 і A_0 менше відстані між точками U_0 і A_1 (див. рис. 1), сила, необхідна для вигину прокату $F_{H_п_и}$ зменшується по мірі руху точки початку контакту прокату з буртом піддону столу від положення точки A_0 до положення точки A_1 та до вступу прокату в контакт з барабаном моталки в точці B_1 .

Дослідження, виконані для умов тертя гарячого прокату о настил холодильника дрібносортового стану, результати яких наведені в [3], також показують, що при такій різниці швидкостей поверхонь, що труться коефіцієнт тертя слабо змінюється, а його значення становить близько 0,35.

Оскільки мінімальне значення рекомендованої частоти обертання вибирається таке, щоб на радіусі L_{oy} лінійна швидкість столу відповідала

швидкості прокату, то мінімальну відносну швидкість прокату і бурту піддону столу – $\Delta V_{п \leftrightarrow пс}(\min)$, можна розрахувати як:

$$\Delta V_{п \leftrightarrow пс}(\min) = V_{п} \cdot \left(\frac{R_{пс}}{L_{oy}} - 1 \right). \quad (20)$$

Розрахункові значення $\varphi_{п_ни}$, отримані підстановкою в правій частини (18,19) чисельних значень відповідних величин для умов стану МПС 250 / 150-6 ПАТ «АрселорМіттал Кривий Ріг» для різних значень діаметрів прокату і швидкостей прокатки, представлені у вигляді графіків на рис.3

Однак, умова

$$\varphi_{п} \geq \varphi_{п_ни}, \quad (21)$$

є необхідною, але не достатньою умовою сталого руху точки контакту прокату з буртом піддону столу з положення в точці A_0 до положення в точці A_1 .

З початком вигину прокату в точці U_0 на нього починає діяти відцентрова сила в сторону, протилежну напрямку вигину. Тому, для розвитку процесу захоплення прокату столом моталки необхідно, щоб сила натягу прокату в точці першого контакту прокату з буртом піддону столу – $F_{H_п_c}$, була більше відцентрової сили

$$F_{H_п_c} > \rho \cdot S_{п} \cdot V_{п}^2, \quad (22)$$

або, з урахуванням (12), щодо кута примикання:

$$\varphi_{п} > \frac{1}{\mu_{тр_пс}} \cdot \ln \left(1 + \frac{V_{п}^2}{g \cdot R_{пс}} \right), \quad (23)$$

Позначимо кут прилягання $\varphi_{п}$, при якому має місце рівність лівих і правих частин в (22), тобто кут прилягання, при якому натяг прокату $F_{H_п_c}$ компенсує відцентрові сили, що виникають при вигині прокату як $\varphi_{п_кис}$. На рис. 4. представлені графіки залежностей характерних кутів прилягання від швидкості прокатки для умов стану МПС 250 / 150-6 ПАТ «АрселорМіттал Кривий Ріг». Зокрема, кут прилягання прокату до бурту столу $\varphi_{п_ни}$, необхідний для початку вигину прокату - крива 2, і кут прилягання прокату до бурту столу $\varphi_{п_кис}$, який компенсує дію відцентрових сил - крива 1.

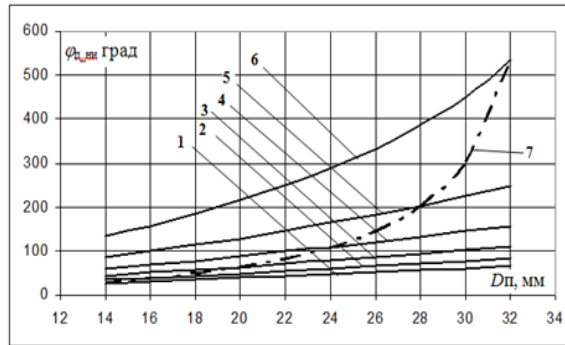


Рисунок 3 – Графіки залежностей $\varphi_{п_ни}$ від діаметра прокату для різних швидкостей прокатки: 1 – 19м/с; 2 – 17м/с; 3 – 15м/с; 4 – 13м/с; 5 – 11м/с; 6 – 9м/с; 7 – для швидкостей прокатки, згідно з таблицею калібровок.

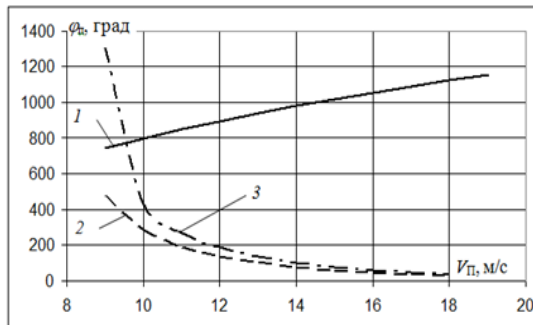


Рисунок 4 – Графіки залежностей характерних вузлів примикання від швидкості прокатки: 1 – $\varphi_{п_кис}$ від швидкості прокатки; 2 – $\varphi_{п_ни}$ від швидкості прокатки з урахуванням профілерозмірів, які прокочуються на відповідних робочих швидкостях; 3 – $\varphi_{п_при}$ від швидкості прокатки з урахуванням профілерозмірів, які прокочуються на відповідних робочих швидкостях.

Визначальне значення для переходу від стадії захоплення прокату столом до стадії захоплення прокату барабаном моталки є виконання умови (22).

З моменту досягнення кута прилягання прокату до бурту столу величини, відповідної значенням $\varphi_{п_ни}$, процес стає, по суті, лавиноподібним до вступу прокату в контакт з барабаном моталки в точці B_1 , тобто можна прийняти, що фаза захоплення прокату столом моталки завершується при куті незначно перевищуючому кут прилягання прокату до бурту піддону столу моталки $\varphi_{п_ни}$.

Висновок. Таким чином, під час захоплення прокату моталкою необхідно забезпечити

швидкість столу моталки в точці дотику прокату зі столом моталки максимально близькою, але не меншою лінійної швидкості прокату, а після торкання прокатом бурту столу прокату - розігнати моталку до частоти обертання, при якій лінійна швидкість поверхні барабана моталки максимально близька, але не менша лінійної швидкості прокату. Час розгону моталки має бути не більше часу від моменту торкання прокатом столу моталки до моменту торкання прокатом барабана моталки. Виконання даних умов забезпечує безаварійність захоплення прокату моталкою і мінімізує вплив процесу захоплення прокату моталкою на товарний вигляд мотка.

Бібліографічний список

1. Тимошенко С., Юнг Д. Инженерная механика // Под ред. д.т.н., проф. А.Н. Обморышева, Машгиз // М.: – 1960 – С. 507
2. И.В. Крагельский, И.Э. Виноградова Коэффициенты трения / Машгиз // М.: – 1955 – С. 188
3. Кузьменко А.Г. Производство мерного проката на непрерывных мелкосортных станах. – М.: Металлургия, 1997. – 310 с.
4. Теория прокатки. Справочник. Под научной ред. д.т.н. В.И. Згозина и д.т.н. А.В. Третьякова / Металлургия. М.: – 1982. – С.334

УДК 621.771.25

Бойко О.О.*

Вибір раціональної структури моделі двохклітьового дрібносортового безперервного прокатного стану

В роботі проведено вибір структури моделі двохклітьового дрібносортового безперервного прокатного стану. Визначена найбільш раціональна реалізація моделі, з точки зору точності та швидкості розрахунку. Наведено приклад моделі в графічному середовищі імітаційного моделювання Simulink.

В работе приведен выбор структуры модели двухклетьевого мелкосортного непрерывного прокатного стана. Обоснована наиболее рациональная реализация модели с точки зрения точности и скорости расчета. Приведен пример модели в графической среде имитационного моделирования Simulink.

The choice of the rational structure model two-rolling continuous light-section rolling mill. In article we made the election of the model structure of interval between rolling mills of light-section mill. The most efficient partitioning of the model on submodels is defined from the point of view of accuracy and speed of calculation. An example of the model is showed in a graphical Simulink.

Постановка проблеми. Дрібносортовий прокат є одним з наймасовіших видів прокатної продукції в Україні. Він виготовляється на дрібносортових безперервних прокатних станах введених в експлуатацію в середині 60-х, початку 70-х років минулого століття. На сьогоднішній день це обладнання знаходиться в безперервній експлуатації та вимагає модернізації для підвищення якості виробленої продукції та зменшення витрат на її виготовлення.

Так як прокатні стани знаходяться в безперервній експлуатації проведення безпосередніх дослідних робіт з метою вибору напрямків модернізації не завжди допустимо. Деякі експерименти можуть призводити до псування прокатної продукції або пошкодження обладнання. Крім того для ряду досліджень потрібна установка додаткового коштовного обладнання, придбання якого в початкових фазах досліджень не доцільно.

Проведення багатьох досліджень можна перенести з реального обладнання на математичні моделі, які описують різні аспекти технологічного процесу прокатки. Математичний опис моделей добре представлено у вітчизняній та іноземній літературі. Однак самі по собі моделі слабо пов'язані між собою та створення на їх базі повноцінної комп'ютерної моделі прокатного стану є окремим науково-дослідним завданням.

Математичні моделі станів запропоновані у вітчизняній літературі [1,2] розглядають безперервний прокатний стан як одну велику модель не відокремлюючи її складові один від одного. У зв'язку з цим між елементами моделі утворюються перехресні взаємозв'язки, які ускладнюють спостереження за технологічним процесом, внесення до нього змін, аналіз його та значно збільшують час моделювання. Виходячи з наведених структур найбільш вдалим рішенням є перехід від моделі усього стану до менших моделей, таких як модель двохклітьового стану.

Постановка завдання. Завданням цієї роботи

є вибір раціональної структури моделі двохклітьового дрібносортового безперервного прокатного стану, яка дозволить скоротити кількість перехресних зв'язків між елементами моделі, зробить більш наочним та прозорим перехід від математичного опису до математичної моделі, полегшить її налаштування та підвищить швидкість моделювання.

Для вирішення даного завдання буде використана графічна середовище імітаційного моделювання Simulink яка володіє гнучкими можливостями та широким спектром визначених блоків призначених для моделювання об'єктів та процесів з різних областей знань. На сьогоднішній день, даний підхід отримав найбільш широке поширення [2].

Відмінною рисою даного дослідження є перехід від суто графічної реалізації моделі до комбінованої, коли крім стандартних блоків середовища Simulink використовуються спеціально розроблені підпрограми на мові MATLAB. Такий підхід, крім прозорості математичних обчислень, спрощення структури моделі та її налагодження дозволяє значно підвищити швидкість. Останнє досягається за рахунок того, що перед виконанням процесу моделювання підпрограма одноразово компілюється в виконавчий код, швидкість опрацювання якого значно вище швидкості виконання того ж фрагмента математичної моделі реалізованої зі стандартних блоків середовища Simulink.

Викладення основного матеріалу дослідження.

Модель двохклітьового стану включає до себе такі моделі: розкату, кліті, межклітьового проміжку та електроприводу валків. Модель розкату відповідає параметрам розкату на вході до першої кліті двохклітьового стану. Моделі кліті виконують розрахунок параметрів обжатої розкату, а модель міжклітьового проміжку відповідає за реалізацію кантування та запізнення

*Бойко Олег Олександрович, асистент ДВНЗ НГУ.

Рецензент Шломчак Георгій Григорович, професор-консультант НМетАУ, д.т.н., професор.

розкату на вході до наступної кліти. Моделі електроприводів валків реалізують динаміку функціонування двохклітьового стану.

Згідно з [1] розкат є сукупністю ширини, висоти, довжини, температури та натягу. Довжина розкату при моделюванні відповідає часу наявності на виході моделі інших його параметрів. Таким чином модель розкату може бути представлена у вигляді констант ширини, висоти, температури та натягу значення яких комутуються на вихід моделі відповідно до часу. Час розраховується виходячи з довжини розкату та його швидкості на вході у кліть. Реалізація моделі розкату в Simulink може бути зроблена за допомогою блоку "Signal Builder", який має графічний редактор з широким спектром зумовлених сигналів. Таким чином, модель розкату являє собою блок з чотирма вихідними параметрами ширина, висота, температура та натяг завдання яких виконується в графічному вигляді.

Розглянемо модель кліти, яка повинна виконувати розрахунок параметрів розкату після обтиснення. З урахуванням динаміки процесу прокатки на вхід моделі повинні подаватися параметри розкату та швидкість обертання валків. Перша група параметрів отримується з моделі розкату, а друга з моделі електроприводів валків. Окрім цього існують налаштування кліти, до яких входять: необхідні параметри розкату, радіус валків, зазор між валками, параметри металу та параметри для розрахунку коефіцієнта тертя.

Математичний опис кліти являє собою набір алгебраїчних формул які описують зміну вихідних параметрів залежно від вхідних параметрів [2]. Їх подання в графічній формі значно ускладнює

розуміння процесу розрахунку, внесення змін до моделі та її налагодження. Виконавши аналіз математичного опису розроблена модель у вигляді підпрограми лінійної структури на мові MATLAB, яка викликається із середовища Simulink за допомогою блоку «MATLAB function».

Підпрограма моделі кліти викликається, як дискретний блок та вимагає настройки кроку дискретизації за часом. Провівши дослідження, було встановлено, що виклик підпрограми з кроком дискретизації за часом 10 мс забезпечує таку ж точність, як її реалізація в графічній формі, при цьому досягається зменшення часу розрахунку не менш ніж у 10 разів. Аналіз результатів моделювання графічної та програмної форми проводився за методом NRMSE (Normalized root-mean-square error).

Модель електроприводу валків повинна відображає динаміку процесу прокатки. На дрібносортих прокатних станах використовується двигуни постійного струму з системами підлеглого регулювання. Контур швидкості у даних систем може бути реалізованим з використанням пропорційного або пропорційно-інтегруючого регулятора. При використанні першого наявність у кліті розкату, що є збуренням для двигуна приводить до появи статичної похибки у зв'язку з чим модель електроприводу валків реалізує систему підлеглого регулювання з пропорційно-інтегруючим регулятором швидкості. Модель реалізована в графічній формі, що є класичним рішенням для електроприводу та теорії автоматичного управління наведена на рисунку 1. У якості вхідного параметра моделі виступає момент прокатки, а вихідного швидкість обертання валків.

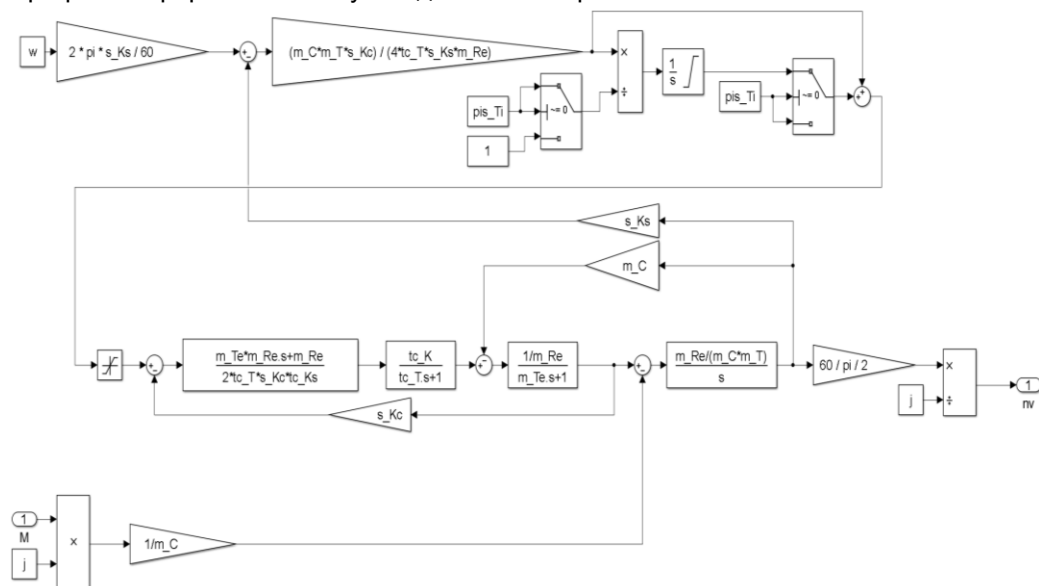


Рисунок 1 – Модель електроприводу валків

w - уставка частоти обертів, M – момент прокатки, j - передавальне число редуктора, nv - частота обертання валків.

Модель міжклітьового проміжку з'єднує між собою моделі клітей. Проаналізувавши математичний опис моделі можна зробити висновок, що він містить транспортні запізнювання та аперіодичну ланку. Ці елементи не впливають на розрахунок вихідних параметрів та є кінцевими, тому можуть бути винесені з розрахунку. Отже, модель може бути реалізована у вигляді підпрограми лінійної структури на мові MATLAB з графічною обв'язкою, реалізованою в середовищі Simulink. Провівши дослідження, було

встановлено, що виклик підпрограми з кроком дискретизації за часом 1 мс забезпечує таку ж точність, як і її реалізація в графічній формі, при цьому досягається зменшення часу розрахунку не менш ніж у 5 разів.

На підставі прийнятих рішень розроблена модель двохклітьового стану в графічному середовищі імітаційного моделювання Simulink із застосуванням підпрограм на мові програмування MATLAB яка наведена на рисунку 2.

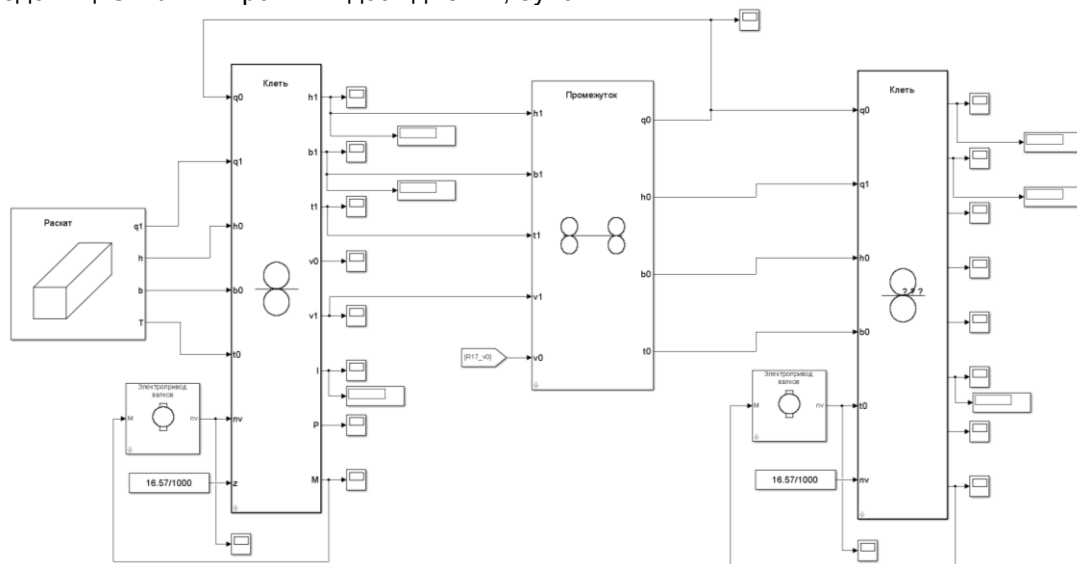


Рисунок 2 – Модель двохклітьового стану

$q0$ – натяг розкату на вході в кліть, $q1$ – натяг розкату на виході з кліті, $h0$ – висота розкату на вході в кліть, $b0$ – ширина розкату на вході в кліть, $t0$ – температура розкату на вході в кліть, $v0$ – швидкість обертання валків, z – висота зазору між валками, $h1$ – висота розкату на виході з кліті, $b1$ – ширина розкату на виході з кліті, $t1$ – температура розкату на виході з кліті, $v1$ – швидкість розкату на виході з кліті, l – довжина розкату на виході з кліті, P – сила прокатки, M – момент прокатки.

Порівняльний аналіз роботи, отриманої моделі двохклітьового стану, з моделями наведеними в роботах [1, 2] показав, що отримана модель забезпечує відповідну точність, а час моделювання зменшується не менш ніж у 5 разів. Внесення параметрів моделей розкату, кліті, міжклітьового проміжку та електропривода валків до їх внутрішнього складу дозволило значно спростити модель дрібносортового безперервного прокатного стану та її налаштування.

Висновки.

1. Запропонована структура моделі двохклітьового стану, дозволяє значно спростити

зміну параметрів моделі та скоротити час моделювання. На базі цієї структури розроблена модель двохклітьового стану, яка може надалі використовуватися для побудови моделей чорнової і чистої груп клітей та моделі всього процесу прокатки.

2. Всі елементи отриманої моделі є цілісними та закінченими. Між моделями відсутні перехресні зв'язки, а їх параметри які не змінюються в процесі моделювання задаються в якості налаштувань. Тим самим виключені не інформативні зв'язки які захаращували модель.

Бібліографічний список

1. Потап О.Е. Моделирование автоматизированной системы регулирования натяжения проката на непрерывном сортовом стане / Потап О.Е., Егоров А.П., Кузьменко М.Ю. – Днепропетровск, Научный вестник ДГМА, №2, 2012, с. 107-112.
2. Автоматизация технологических процессов на мелкосортных прокатных станах / Бешта А.С., Куваев В.Н., Потап О.Е., Егоров А.П. – Днепропетровск, Журфонд, 2014. – 283 с.

УДК 621.771

Куваєв В.М., Новодранова Н.О.*

Модель розрізання прокату барабанными летючими ножицями

Описано методику визначення зусиль і моменту різа як функцію кута положення ножів на основі технологічної моделі різа прокату барабанными летючими ножицями. Показано, що момент на валу ножиць пропорційний питомому опору різанню, який, в свою чергу, є функцією заглиблення ножів у прокат.

Описана методика определения усилий и момента реза как функции угла положения ножей на основе технологической модели реза проката барабанными летучими ножницами. Показано, что момент на валу ножниц пропорционален удельному сопротивлению резанию, который, в свою очередь, является функцией погружения ножей в прокат.

It is describe a technique of determining the efforts and time of a cut as a function of the position angle of the knives on the basis of technological model of cutting rental drum flying shears. It is shown that the shaft torque shear is proportional to the specific cutting resistance, which, in turn, is a function of the immersion knives in rental

Опис проблеми. Для розрізання гарячого рухомого металу на безперервних сортових станах застосовуються летючі ножиці. За технологічною схемою виробництва сортового прокату (див. [4] ножиці можуть розміщатися перед кліттю (групою клітей), між клітьми (між групами клітей) і за кліттю (за випускною кліттю). В більшості випадків при різі прокату ножиці зв'язані з однією або двома клітьми через метал, що прокатується.

Залежно від завдань, розв'язуваних ножицями при розрізанні металу, можуть мати місце різні схеми взаємодії ножиців із прокатними клітьми і різні технологічні вимоги до процесу (результату) різа. Найменш дослідженим у даний час є процес розрізання прокату летючими ножицями з урахуванням взаємодії ножиців із клітьми через прокат – технологічна модель розрізання прокату, і зовсім відсутній аналітичний опис такого поняття як «якість різу» що включає в собі низку чинників за якими оцінюються результати розрізання прокату як то підгинання переднього та/або заднього кінчиків, ступень ударного навантаження на механізм ножиців і клітей при різі та інші.

Дослідження процесу розрізання прокату для визначення умов за якими забезпечуються раціональні параметри різу потребує створення комплексної моделі цього процесу. Однією з важливих ланок такої комплексної моделі є модель розрізання сортового прокату барабанными ножицями.

Аналіз публікацій. Незважаючи на достатню різноманітність конструкцій ножиців, основним фактором, з погляду управління ножицями [1], є режим роботи електроприводу ножиців: режим запуску на кожен різ (старт-стопний режим) або режим пропуску різа (режим безперервного обертання), а також спосіб здійснення пропуску різа. У залежності від типу ножиці можуть мати один канал управління – управління частотою обертання приводу, або два канали управління – управління частотою обертання приводу і управління вклю-

ченням/відключенням механізму пропуску різа. У літературі, що розглядає питання розрізання сортового прокату летючими ножицями, наприклад [1, 5], відзначається необхідність синхронізації швидкості руху ножів у момент різа зі швидкістю руху прокату, і, у той же час, частота обертання ножиців вибирається так, щоб лінійна швидкість ножів була вище лінійної швидкості прокату, але ж обґрунтування вибору раціональної швидкості обертання барабанів ножиців відсутня.

У роботах [1, 3] розглядаються питання вибору коефіцієнта обгону безупинно обертових летючих ножиців, що здійснюють розкрій прокату на прутки перед холодильником, виходячи з критерію кратності прутка, що відрізається, мірній довжині. Очевидно, що до критерію «якості різа» такий критерій відношення не має, а питання кратності прутка, що відрізається, мірній довжині повинні розглядатися в рамках завдання управління точністю розрізання.

Постановка задачі. Метою даної роботи робота методики визначення зусиль і моменту різа на основі технологічної моделі різа прокату барабанными летючими ножицями з рівнобіжними ножами як ланки комплексної моделі для дослідження процесу розрізання прокату і визначення раціонального закону управління різом.

Узагальнена модель різа барабанных ножиців матиме вхідним параметром частоту обертання вала електродвигуна $\omega_{\text{ДВ}}$, а вихідним параметром – момент навантаження летючих ножиців, приведений до вала електродвигуна $M_{\text{н.ДВ}}$.

Але безпосередньо процес різа доцільніше і зручніше розглядати у функції від поточного кута положення ножів – $\varphi_{\text{н}}(t)$, що зв'язаний з поточною частотою обертання ножів – $\omega_{\text{н}}(t)$, рівнянням:

$$\varphi_{\text{н}}(t) = \varphi_{\text{н}0} + \int_0^t \omega_{\text{н}}(t) \cdot dt \quad (1.1)$$

* Куваєв Володимир Миколайович, професор ДВНЗ, НГУ, д.т.н., професор, Новодранова Вікторія Анатоліївна, ст..преп. ДВНЗ, НГУ.

Рецензент Шломчак Георгій Григорович, професор-консультант НМетАУ, д.т.н., професор.

де $\varphi_{н_0}$ – початковий кут положення ножів барабаних ножиців у початковий момент часу ($t=0$).

Взаємозв'язок частоти обертання ножів з частотою обертання електроприводу барабаних летючих ножиців описується рівнянням (1.2).

$$\omega_H = \frac{\omega_{ДВ}}{i_{р_н}} \quad (1.2)$$

де $i_{р_н}$ – передатне число редуктора барабаних ножиців.

Власне процес різання летючими ножицями прокату починається з моменту першого торкання кромками ножів прокату.

Виклад основного матеріалу досліджень.

Розглянемо характерні кути положення ножів прокату при його розрізуванні.

На рис.1 представлений схематичний вид вузла ножів барабаних летючих ножиців при різі прокату.

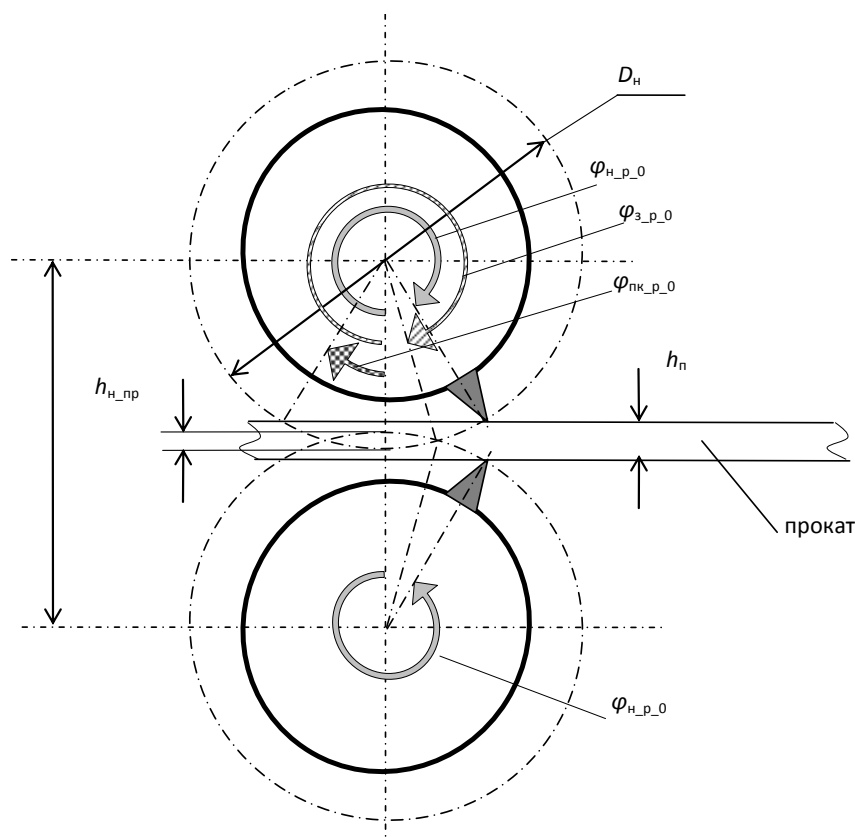


Рисунок 1 - Схематичний вид вузла ножів барабаних летючих ножиців при розрізанні прокату
 D_H – діаметр барабана по кромці ножів; $h_н$ – висота прокату, що розрізається; $h_{н_пр}$ – перекриття ножів; $\varphi_{н_р_0}$ – кут початку різання; $\varphi_{з_р_0}$ – кут завершення різання; $\varphi_{пк_р_0}$ – кут втрати контакту ножів з прокатом; N_p , T_p – позовдовжня (горизонтальна) і поперечна (вертикальна) складові зусилля, що діє на ножі при різі

Надалі будемо приймати за початок відліку – момент часу $t=0$, тобто момент часу, при якому ножі знаходяться в положенні, що відповідає куту $\varphi_{н_р_0}$. Частоту обертання ножиців у момент часу $t=0$ позначимо $\omega_{н_0}$.

Для зручності розрахунків уведемо також наступні позначення:

– радіус барабана ножів – R_H :

$$R_H = \frac{D_H}{2}; \quad (1.3)$$

– кут початку контакту ножів із прокатом –

$\varphi_{н_нк}$:

$$\varphi_{н_нк} = 2 \cdot \pi - \varphi_{н_р_0}, \quad \varphi_{н_нк} > 0; \quad (1.4)$$

– кут змикання ножів – $\varphi_{н_см}$:

$$\varphi_{н_см} = 2 \cdot \pi - \varphi_{з_р}, \quad \varphi_{н_см} > 0; \quad (1.5)$$

– кут утрати контакту ножів із прокатом – $\varphi_{н_пк}$:

$$\varphi_{н_пк} = -\varphi_{пк_р_0}, \quad \varphi_{н_пк} < 0. \quad (1.6)$$

Кути зв'язані з конструктивними параметрами ножиців і поперечних розмірів прокату таким чином:

$$\cos \varphi_{н_нк} = \frac{R_H - \frac{h_н}{2} - \frac{h_{н_пр}}{2}}{R_H} = \left(1 - \frac{h_н + h_{н_пр}}{2 \cdot R_H} \right), \quad (1.7)$$

$$\cos \varphi_{н_см} = \frac{R_H - \frac{h_{н_пр}}{2}}{R_H} = \left(1 - \frac{h_{н_пр}}{2 \cdot R_H} \right), \quad (1.8)$$

$$\cos \varphi_{\text{н_пк}} = \frac{R_{\text{н}} - \frac{h_{\text{н}}}{2} - \frac{h_{\text{н_пр}}}{2}}{R_{\text{н}}} = \left(1 - \frac{h_{\text{н}} + h_{\text{н_пр}}}{2 \cdot R_{\text{н}}}\right). \quad (1.9)$$

Тоді:

$$\varphi_{\text{н_пк}} = \arccos \left(1 - \frac{h_{\text{н}} + h_{\text{н_пр}}}{2 \cdot R_{\text{н}}}\right), \quad (1.10)$$

$$\varphi_{\text{н_см}} = \arccos \left(1 - \frac{h_{\text{н_пр}}}{2 \cdot R_{\text{н}}}\right), \quad (1.11)$$

$$\varphi_{\text{н_пк}} = \arccos \left(1 - \frac{h_{\text{н}} + h_{\text{н_пр}}}{2 \cdot R_{\text{н}}}\right), \quad (1.12)$$

а оскільки $\varphi_{\text{н_пк}} > 0$, $\varphi_{\text{н_пк}} < 0$, то:

$$\varphi_{\text{н_пк}} = -\varphi_{\text{н_пк}}. \quad (1.13)$$

Виходячи з представленої на рис.1 схеми в процесі різ прокату можна виділити дві стадії – стадію заглиблення ножів (власне розрізання прокату) і стадію виходу ножів із контакту з прокатом.

Перша стадія – стадія заглиблення ножів, протікає з моменту початку контакту ножів із прокатом до повного поділу прокату. Даній стадії відповідають кути повороту ножів:

$$\varphi_{\text{н_см}} \leq \varphi_{\text{н}} \leq \varphi_{\text{н_пк}}. \quad (1.14)$$

Друга стадія – стадія виходу ножів з контакту з прокатом, протікає від моменту поділу частин прокату, що розрізається, до виходу ножів з контакту з прокатом:

$$\varphi_{\text{н_пк}} \leq \varphi_{\text{н}} \leq \varphi_{\text{н_см}}. \quad (1.15)$$

Якщо зневажити ефектом розриву нерозрізаної ділянки прокату в процесі зведення ножів від натягу прокату між кромками ножів і попередньою, по ходу прокатки, прокатною кліткою, то можна вважати граничним кутом положення ножів між даними стадіями кут змикання ножів $\varphi_{\text{н_см}}$.

Натяг прокату між кромками ножів і попередньою, по ходу прокатки, прокатною кліткою призводить до того, що граничний кут положення ножів між стадією заглиблення ножів (стадією власне поділу прокату) і стадією виходу ножів із контакту з прокатом буде лежати між кутом змикання ножів $\varphi_{\text{н_см}}$, і кутом початку контакту ножів із прокатом $\varphi_{\text{н_пк}}$.

Згідно [5] припустимо для випадку розрізання сортового прокату прийняти за базову схему різ летючих ножиців схему різ прямими ножами, що розглянута в [8].

У цьому випадку поздовжні сили – N_p , що діють на верхній і нижній ніж, різноспрямовані, тобто результируючий момент від них, прикладений до вала двигуна, дорівнює нулю.

Вертикальне зусилля на ножі при рівнобіжному різі T_{p_n} згідно [7] визначається по формулі:

$$T_{p_n} = S_{\text{п}} \cdot \tau_p, \quad (1.16)$$

де $S_{\text{п}}$ – початкова площа поперечного перети-

ну прокату, що розрізається; τ_p – питомий опір різанню, що є функцією глибини входження ножів (заглиблення ножів у прокат, що розрізається).

З урахуванням двостороннього заглиблення для летючих ножиців глибину входження ножів – $z_{\text{вр}}$, визначимо з виразу:

$$z_{\text{вр}} = 2 \cdot R_{\text{н}} (\cos \varphi_{\text{н}} - \cos \varphi_{\text{н_п_0}}). \quad (1.17)$$

У довідниках (див. [6]) наводиться залежність τ_p від відносного заглиблення – $\varepsilon_{\text{згл}}$, що для прокату прямокутного перетину дорівнює:

$$\varepsilon_{\text{згл}} = \frac{z_{\text{вр}}}{h_{\text{п}}}. \quad (1.18)$$

Для прокату більш складної форми необхідно розраховувати $\varepsilon_{\text{згл}}$ виходячи з площі перетину візку $S_{\text{вр}}$:

$$\varepsilon_{\text{згл}} = \frac{S_{\text{вр}}}{S_{\text{п}}}. \quad (1.19)$$

Площа перетину візку $S_{\text{вр}}$ є функцією глибини візку $z_{\text{вр}}$. Так, для круглого прокату діаметром $d_{\text{п}}$, вираз для розрахунку $\varepsilon_{\text{згл}}$ має вигляд:

$$\varepsilon_{\text{згл}} = \frac{2}{\pi} \left[\alpha - \left(1 - \frac{z_{\text{вр}}}{d_{\text{п}}}\right) \cdot \sin \alpha \right], \quad (1.20)$$

де $\alpha = \arccos \left(1 - \frac{z_{\text{вр}}}{d_{\text{п}}}\right)$.

Експериментальні залежності τ_p від $z_{\text{вр}}$, отримані при розрізанні зразків квадратного перетину рівнобіжними ножами, наведені в [5, 8].

Аналітична апроксимація цієї залежності двома першими членами ряду Фур'є має вигляд:

$$\tau_p = B_1 \cdot \tau_{p_{\text{max}}} \cdot \sin(\pi \cdot \varepsilon_{\text{згл}}) + B_2 \cdot \tau_{p_{\text{max}}} \cdot \sin(2 \cdot \pi \cdot \varepsilon_{\text{згл}}), \quad (1.21)$$

де $\tau_{p_{\text{max}}}$ – максимальне значення τ_p по дослідній куполоподібній кривій (див. [8]).

Підбор значень коефіцієнтів B_1 і B_2 по експериментальних кривих, наведених у [8], залежності τ_p від $z_{\text{вр}}$ для низьковуглецевої низьколегованої сталі у температурному діапазоні 800 - 1200°C дає значення: $B_1 = 0,825$, $B_2 = 0,375$.

Запропонована апроксимація даної залежності для умов різ прокату з низьковуглецевої сталі при температурі 1000°C дає наступний вираз:

$$\tau_{p(1000^\circ\text{C})} = 33 \cdot \sin(\pi \cdot \varepsilon_{\text{згл}}) + 15 \cdot \sin(2 \cdot \pi \cdot \varepsilon_{\text{згл}}) [H / \text{мм}^2] \quad (1.22)$$

Якщо для матеріалу, що розрізається, нема дослідної кривої $\tau_p = f(\varepsilon_{\text{згл}})$, то зусилля різання і відповідний йому хід ножів може бути розрахований по відомій кривій, максимально близької до заданих умов різання з внесенням виправлень (див. [8], с. 232):

$$\tau_p = \tau'_p \cdot \frac{\sigma'_B}{\sigma_B}, \quad (1.23)$$

$$\varepsilon_{\text{згл}} = \varepsilon'_{\text{згл}} \cdot \frac{\delta'_{\text{оу}}}{\delta'_{\text{оу}}} \quad (1.24)$$

де $\sigma_v, \delta_{\text{оу}}$ – межа міцності і відносне подовження матеріалу, що розрізається; $\sigma'_v, \delta'_{\text{оу}}$ – межа міцності і відносне подовження матеріалу, що відповідає кривій, прийнятій в якості базової; $\tau'_p, \varepsilon'_{\text{згл}}$ – координати кривої, прийнятій в якості базової.

Там же, у [8], с. 232), наводиться коефіцієнт переходу від межі міцності при розтяганні σ_v до межі міцності при різі $\tau_{p_max} = K_{\tau/\sigma}$:

$$K_{\tau/\sigma} = \frac{\tau_{p_max}}{\sigma_v} = 0,7 \div 0,8 \quad (1.25)$$

У [7] відзначається, що значення $K_{\tau/\sigma}$ залежить від властивостей металу, що розрізається, і якості ножів, і що є можливість зниження даного коефіцієнта до 0,4 - 0,5.

У [2] показано, що теоретично значення даного коефіцієнта лежить у межах 0,5-0,6.

Експериментальні дані по межі міцності різних марок сталі при різних температурах можна знайти в [6].

При переході від різа рівнобіжними ножами до розрізання прокату на двобарабанных ножицях вертикальне зусилля на ножі барабанных ножиців – $T_{p_н}$ трохи вище вертикального зусилля при розрізанні прокату рівнобіжними ножами $T_{p_п}$ як унаслідок непаралельності ножів, так і внаслідок ефекту росту τ_p при збільшенні швидкості деформації – розрізання прокату барабанными ножи-

цями протікає з більш високою швидкістю заглиблення ножів, ніж у випадку ножиців з рівнобіжними ножами. Для урахування даного ефекту у [5] рекомендується збільшити розрахункове зусилля різання ножиців $T_{p_н}$ у 1,5 рази в порівнянні з зу-

силлям різа рівнобіжними ножами $T_{p_п}$:

$$T_{p_н} = 1,5 \cdot T_{p_п} \quad (1.26)$$

Тоді момент на барабані від сил різання – M_T дорівнює:

$$M_T = T_{p_н} \cdot R_n \cdot \sin \varphi_n \quad (1.27)$$

а сумарний момент різання двох барабанів, приведений до вала двигуна:

$$M_{p_дв} = \frac{2 \cdot M_T}{i_{p_н} \cdot \eta_{p_н}} \quad (1.28)$$

Слід зазначити, що $M_{p_дв} = f(\varphi_n)$ у першій стадії розрізання прокату, тобто при значеннях φ_n , задовольняючих умові (1.14), і дорівнює нулю при інших значеннях.

Висновки.

1. Отримана модель розрізання сортового прокату барабанными летючими ножицями яка дозволяє розрахувати статичний момент на валу ножиць в залежності від кута положення ножів.

2. Модель погоджується з моделлю електроприводу летючих ножиць через частоту обертання вала барабанных і вихідний параметр — статичний момент навантаження на вал барабанів.

Бібліографічний список

1. Праздников А.В. Автоматизация непрерывных мелкосортных станов / А.В. Праздников, В.С. Егоров, С.Д. Гринберг и др. – М.: Металлургия, 1975. – 216 с.
2. Беляев Н.М. Сопротивление материалов / Н.М. Беляев: - 9 - е изд. – М.: изд-во технико-теоретической лит., 1954. – 856 с.
3. Демченко А.Т. Механическое оборудование непрерывных мелкосортных и проволочных станов / А.Т. Демченко, А.И. Евсеев, П.Ф. Даценко. – М.: Металлургия, 1965. – 158 с.
4. Чекмарев А.П. Прокатка на мелкосортных станах / А.П. Чекмарев, В.П. Гречко, В.В. Гетманец, Б.В. Ховрин. – М.: Металлургия, 1964. – 364 с.
5. Жукевич-Стоша Е.А. Режущие машины прокатных цехов. Часть II. / Е.А. Жукевич-Стоша, А.З. Слоним, П.И. Сидоров и др. – М.: НИИИНФОРМТЯЖМАШ, 1971. – 168 с.
6. Целиков А.И. Теория прокатки/ Справочник / А.И. Целиков, А.Б. Томленов, В.И. Зюзин и др. – М.: Металлургия, – 1982. – 335 с.
7. Химич Г.Л. Механическое оборудование цехов холодной прокатки / под ред. член-корр. АН СССР Г.Л. Химича – М.: Машиностроение, 1972. – 536 с.
8. Целиков А.И. Прокатные станы / А.И. Целиков, В.В. Смирнов – М.: Металлургиздат, 1958. – 432 с.

УДК 621.774

Гуляєв Ю. Г., Гармашев Д. Ю., Николаєнко Ю. М. *

Визначення енергосилових параметрів прокатки методом балансу робіт

Запропонована модифікація методу балансу робіт для визначення нормальних контактних напружень при прокатці. Суть методу проілюстрована на прикладі аналізу умов поздовжньої прокатки смуги. Результати виконаних розрахунків можуть бути використані при визначенні силових параметрів поздовжньої прокатки труб на оправці.

Предложена модификация метода баланса работ для определения нормальных контактных напряжений при прокатке. Суть метода проиллюстрирована на примере анализа условий продольной прокатки полосы. Результаты выполненных расчетов могут быть использованы при определении силовых параметров продольной прокатки труб на оправке.

The modification of work balance method was proposed for the evaluation of normal contact stresses during rolling. The method essence is illustrated on the example of analysis in the condition of longitudinal rolling of the strip. The results of evaluations can be used for the force parameters calculation in the longitudinal rolling of tube with the mandrel.

Вступ. При використанні методу робіт в традиційній постановці розглядають баланс роботи активних сил A_a , сил, що перешкоджають деформації металу (робота A_D), і сил, що перешкоджають переміщенню металу по контактній поверхні (робота A_T) [1, стор. 251]. Для спрощення викладок пропонується розглядати баланс роботи A_D сил, що перешкоджають деформації металу, і робіт сил, які збігаються з напрямками головних деформацій.

Викладення основного матеріалу досліджень. Проаналізуємо процес прокатки смуги. Приймаємо допущення про те, що деформація плоска, тобто довжина осередку деформації $l_D = R \sin \alpha$ набагато менше ширини смуги b (рис. 1).

Визначимо складові балансу робіт сил, які впливають на метал при плоскій деформації смуги в ході процесу прокатки.

Розглянемо динамічні (силові) параметри процесу течії деформованого металу відносно поверхні валка. У нейтральному перетині (рис. 1), що має кутову координату γ , метал нерухомий відносно поверхні валка. У зонах відставання і випередження сили контактного тертя t_k , обумовлені наявністю напружень контактного тертя $\tau_k = \tau_{cp}$, протиспрямовані по відношенню до напрямку переміщення металу відносно

$$-dP_z = p_{cp} b \left(\frac{dx}{\cos \varphi_x} \right) \cos \varphi_x \pm \tau_{cp} b \left(\frac{dx}{\cos \varphi_x} \right) \sin \varphi_x = (p_{cp} \pm \tau_{cp} \tan \varphi_x) b \cdot dx. \quad (1)$$

Верхній знак в рівнянні (1) належить до зони відставання ($\varphi_x > \gamma$), нижній – випередження ($\varphi_x < \gamma$).

Вважатимемо роботу сил на переміщеннях, які

поверхні валка, перешкоджають цій течії (створюють "підпір").

При прийнятих нами припущеннях деформація розглядається як плоска. Головні деформації – це висотна деформація ε_z і витяжка $\varepsilon_x = -\varepsilon_z$. Таким чином, необхідно визначити роботу A_z сил, що діють в напрямку обтискування (уздовж осі Z), і роботу A_x , сил, що діють в напрямку витяжки (уздовж осі X).

Робота сил в напрямку обтискування.

Елементарні абсолютні обтискування dh_x кожного перетину висотою h_x на елементарній ділянці осередку деформації довжиною dx складають величину (рис. 2)

$$dh_x = dx \cdot \tan \varphi_x,$$

де $\varphi_x = \arcsin \frac{x}{R}$ – кутова координата; x –

лінійна координата, вважаючи за "нуль" перетин виходу з осередку деформації.

Обумовлена напруженням σ_z елементарна вертикальна сила $-dP_z = \sigma_z dx$, що діє в напрямку переміщення $u_x = -dh_x$, становить величину

збігаються з напрямом цих сил, позитивною величиною. Тоді на кожній елементарній ділянці осередку деформації довжиною dx сила dP_z робить "двічі" елементарну роботу (внаслідок симетрії тут і далі розглядаємо один валок і

* Гуляєв Юрій Геннадійович, науковий консультант (ТОВ "Інтерпайп Нікотьюб"), д.т.н.,
Гармашев Денис Юрійович, керівник напрямку технології виробництва безшовних труб ТОВ «Інтерпайп Україна», к.т.н.,
Николаєнко Юлія Миколаївна, ст. викладач НМетАУ.
Рецензент Шломчак Георгій Григорович, професор-консультант НМетАУ, д.т.н., професор.

"верхню" половину осередку деформації), що дорівнює

$$d^2 A_z = dP_z dh_x.$$

Сумарна для $\frac{1}{2}$ об'єму осередку деформації елементарна робота dA_z визначиться наступним чином:

$$dA_z = \int_0^{x_\gamma} [(p_{cp} - \tau_{cp} \tan \varphi_x) b \tan \varphi_x \cdot dx] + \int_{x_\gamma}^{l_D} [(p_{cp} + \tau_{cp} \tan \varphi_x) b \tan \varphi_x \cdot dx];$$

$$dA_z = \left\{ p_{cp} \int_0^{l_D} \tan \varphi_x dx - \tau_{cp} \left[\int_0^{x_\gamma} \tan^2 \varphi_x dx - \int_{x_\gamma}^{l_D} \tan^2 \varphi_x dx \right] \right\} b \cdot dx, \quad (2)$$

де $x_\gamma = R \sin \gamma$ – осьова координата нейтрального перетину.

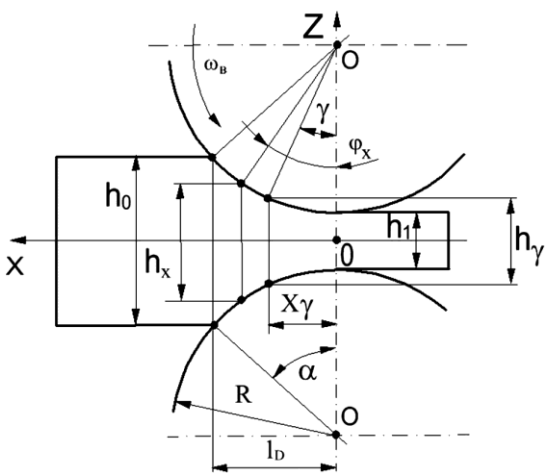


Рисунок 1 - Схема прокатки смуги

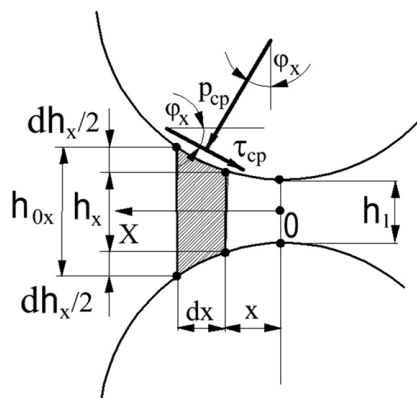


Рисунок 2 - Схема силової взаємодії (для елемента в зоні відставання)

Робота сил в напрямку витяжки. Положення нейтрального перетину визначимо з умови рівноваги об'єму металу, що знаходиться в "верхній" частині осередку деформації, під дією прикладених до нього з боку одного валка сил. Запишемо рівняння рівноваги сил ΣX в напрямку осі X .

$$\Sigma X = \int_\gamma^\alpha p_{cp} R \sin \varphi d\varphi - \int_\gamma^\alpha \tau_{cp} R \cos \varphi d\varphi + \int_0^\gamma p_{cp} R \sin \varphi d\varphi + \int_0^\gamma \tau_{cp} R \cos \varphi d\varphi = 0 \quad (3)$$

Вирішуючи рівняння (3), отримуємо

$$\gamma = \arcsin \left[\frac{p_{cp} (\cos \alpha - 1) + \tau_{cp} \sin \alpha}{2 \tau_{cp}} \right]. \quad (4.1)$$

Якщо прийняти відповідно з законом Амонтона-Кулона, що $\tau_{cp} = f p_{cp}$ (тут f – коефіцієнт тертя), то з (4) отримаємо

$$\gamma = \arcsin \left(\frac{\cos \alpha - 1 + f \sin \alpha}{2 f} \right) \quad (4.2)$$

Якщо прийняти відповідно до умови Е. Зібеля, що $\tau_{cp} = f_\sigma \sigma^*$ (тут f_σ – показник тертя), то з (4.1) отримаємо

$$\gamma = \arcsin \left[\frac{n_{\sigma cp} (\cos \alpha - 1) + f_\sigma \sin \alpha}{2 f_\sigma} \right] \quad (4.3)$$

$$\text{де } n_{\sigma cp} = \frac{p_{cp}}{\sigma^*}.$$

Формула (4.2) – це точне значення кута нейтрального перетину при прокатці. Якщо підставити в (4.2) $\cos \alpha \approx 1 - \frac{\alpha^2}{2}$ і $\sin \alpha \approx \alpha$,

отримаємо наближене значення кута γ у вигляді формули Екелунда-Павлова:

$$\gamma = \arcsin \left(\frac{f \alpha - \frac{\alpha^2}{2}}{2 f} \right) = \arcsin \left[\frac{\alpha}{2} \left(1 - \frac{\alpha}{2 f} \right) \right] \approx \frac{\alpha}{2} \left(1 - \frac{\alpha}{2 f} \right)$$

Відносна висотна деформація в перерізі осередку з координатою X становить величину

$$\varepsilon_z = \frac{-2 dh_x}{h_x} = \frac{-2 \tan \varphi_x}{h_1 + 2R(1 - \cos \varphi_x)} \cdot dx. \quad (5)$$

Висотні переміщення u_z металу в осередку деформації визначається як

$$u_z = \int_0^z \varepsilon_z dz = \frac{-2z \tan \varphi_x}{h_1 + 2R(1 - \cos \varphi_x)} \cdot dx. \quad (6)$$

Формула (6) задовольняє граничним умовам для висотних переміщень:

1. При $z = 0$ (тобто на осі симетрії) висотні переміщення $u_z = 0$.

2. При $z = \pm \frac{h_x}{2}$ (тобто на контактній поверхні)
 $u_z = \mp dh_x$.

У відповідності з умовою нестисливості $\varepsilon_x = -\varepsilon_z$ і абсолютна величина горизонтальних переміщень металу відносно нейтрального перетину визначається як

$$dP_x = \pm p_{cp} b \left(\frac{dx}{\cos \varphi_x} \right) \sin \varphi_x - \tau_{cp} b \left(\frac{dx}{\cos \varphi_x} \right) \cos \varphi_x = (\pm p_{cp} \tan \varphi_x - \tau_{cp}) b \cdot dx. \quad (8)$$

Верхній знак в рівнянні (8) належить до зони відставання ($\varphi_x > \gamma$), нижній – випередження ($\varphi_x < \gamma$).

$$dA_x = \int_0^{x_y} [(-p_{cp} \tan \varphi_x - \tau_{cp}) b U_x \cdot dx] + \int_{x_y}^{l_D} [(p_{cp} \tan \varphi_x - \tau_{cp}) b U_x \cdot dx] dx;$$

$$dA_x = \left\{ p_{cp} \left[\int_{x_y}^{l_D} U_x \tan \varphi_x dx - \int_0^{x_y} U_x \tan \varphi_x dx \right] - \tau_{cp} \int_0^{l_D} U_x dx \right\} b \cdot dx. \quad (9)$$

Робота деформації. Елементарна робота пластичного формозмінення dA_F при плоскій деформації визначиться наступним чином:

$$dA_F = b \int_0^{\frac{h_x}{2}} \sigma_T \varepsilon_i dz dx, \quad (10)$$

$$\text{де } \varepsilon_i = \beta \cdot \sqrt{\varepsilon_x^2 + \frac{1}{4} \gamma_{xz}^2} - \text{інтенсивність}$$

плоскої деформації.

$$\gamma_{xz} = \frac{2z}{Rh_x \cos \varphi_x} \left[\frac{x^2}{R^2 \cos^2 \varphi_x} \left(\frac{2R \cos \varphi_x}{h_x} - 1 \right) - 1 \right] \cdot dx. \quad (11)$$

Інтенсивність плоскої деформації ε_i в довільній точці осередку складе величину

$$\varepsilon_i = \frac{\beta}{h_x} \cdot \sqrt{4 \tan^2 \varphi_x + \frac{z^2}{R^2 \cos^2 \varphi_x} \left[\frac{x^2}{R^2 \cos^2 \varphi_x} \left(\frac{2R \cos \varphi_x}{h_x} - 1 \right) - 1 \right]^2} \cdot dx. \quad (12)$$

Підставляючи (12) в (10), отримуємо, що елементарна робота пластичного формозмінення dA_F при плоскій деформації смуги в процесі прокатки визначиться наступним чином:

$$\Delta u_x = \int_{x_y}^x \varepsilon_x dx = U_x \cdot dx, \quad (7)$$

$$\text{де } U_x = \ln \left[\frac{\frac{h_1}{R} + 2 \left(1 - \sqrt{1 - \frac{x^2}{R^2}} \right)}{\frac{h_1}{R} + 2(1 - \cos \gamma)} \right] = \ln \left| \frac{h_x}{h_y} \right|.$$

Елементарна горизонтальна сила dP_x , що діє в напрямку відносного переміщення металу по поверхні валка Δu_x , складає величину

Елементарна робота dA_x горизонтальної сили dP_x на горизонтальних переміщеннях Δu_x для $\frac{1}{2}$ об'єму осередку деформації складе величину

Відповідно до отриманого законом (7) осьове переміщення металу Δu_x не залежить від координати z , тобто дотримується гіпотеза "плоских вертикальних перетинів". Вертикальні переміщення u_z залежать від координати x .

Зсувні деформації $\gamma_{xz} = \frac{du_x}{dz} + \frac{du_z}{dx}$ в довільній точці осередку складуть величину

$$dA_F = \left\{ \int_0^{l_D} \int_0^{\frac{h_x}{2}} \frac{b\sigma^*}{h_x} \sqrt{4 \tan^2 \varphi_x + \frac{z^2}{R^2 \cos^2 \varphi_x} \left[\frac{x^2}{R^2 \cos^2 \varphi_x} \left(\frac{2R \cos \varphi_x}{h_x} - 1 \right) - 1 \right]^2} dz dx \right\} \cdot dx. \quad (13)$$

Якщо вважати допустимим використання гіпотези про можливість нехтування зсувними деформаціями (тобто гіпотези про однорідність деформації) при прокатці, то інтенсивність *плоскої*

однорідної деформації ε_{io} в довільній точці осередку визначиться з рівняння

$$\varepsilon_{io} = \frac{2 \tan \varphi_x}{h_1 + 2R(1 - \cos \varphi_x)} \cdot dx. \quad (14)$$

Відповідно, елементарна робота *плоскої* *однорідної* деформації dA_D визначиться наступним чином:

$$dA_D = b\sigma^* \left\{ \int_0^{l_D} \int_0^{\frac{h_x}{2}} \frac{2 \tan \varphi_x}{h_1 + 2R(1 - \cos \varphi_x)} dz dx \right\} \cdot dx. \quad (15.1)$$

Послідовно перетворимо рівняння (15.1):

$$dA_D = b\sigma^* \left\{ \int_0^{l_D} \tan \left(\arcsin \frac{x}{R} \right) dx \right\} \cdot dx;$$

$$\left\{ p_{cp} \left[\int_{x_\gamma}^{l_D} U_x \tan \varphi_x dx - \int_0^{x_\gamma} U_x \tan \varphi_x dx \right] - \tau_{cp} \int_0^{l_D} U_x dx \right\} b \cdot dx + \left\{ p_{cp} \frac{\Delta h}{2} - \tau_{cp} \left[\int_0^{x_\gamma} \tan^2 \varphi_x dx + \int_{x_\gamma}^{l_D} \tan^2 \varphi_x dx \right] \right\} b \cdot dx = b\sigma^* \frac{\Delta h}{2} \cdot dx.$$

Розділимо праву і ліву частини останнього рівняння на $b\sigma^* dx$ і після простих перетворень отримаємо

для $\tau_{cp} = fp_{cp}$:

$$n_{\sigma p} \left[\int_{x_\gamma}^{l_D} U_x \tan \varphi_x dx - \int_0^{x_\gamma} U_x \tan \varphi_x dx + \frac{\Delta h}{2} \right] - fn_{\sigma p} \left[\int_0^{x_\gamma} \tan^2 \varphi_x dx - \int_{x_\gamma}^{l_D} \tan^2 \varphi_x dx + \int_0^{l_D} U_x dx \right] - \frac{\Delta h}{2} = 0, \quad (17.1)$$

для $\tau_{cp} = f_\sigma \sigma^*$:

$$n_{\sigma p} \left[\int_{x_\gamma}^{l_D} U_x \tan \varphi_x dx - \int_0^{x_\gamma} U_x \tan \varphi_x dx + \frac{\Delta h}{2} \right] - f_\sigma \left[\int_0^{x_\gamma} \tan^2 \varphi_x dx - \int_{x_\gamma}^{l_D} \tan^2 \varphi_x dx + \int_0^{l_D} U_x dx \right] - \frac{\Delta h}{2} = 0. \quad (17.2)$$

Враховуючи, що в рівнянні (17.2) використовується показник тертя Зібеля f_σ , величину кута нейтрального перерізу γ необхідно визначати з формули (4.3). Таким чином, відносний середній тиск (коефіцієнт підпору) $n_{\sigma p} = n_{\sigma D}$ при використанні гіпотези про допустимість нехтування зсувними деформаціями визначиться як корінь рівняння (17.2), в якому $x_\gamma = x_\gamma(n_{\sigma p})$.

Аналогічно, підставивши (2), (9) і (15.1) в рівняння (16.1), отримуємо рівняння, коренем якого буде коефіцієнт підпору $n_{\sigma p} = n_{\sigma F}$ при плоскому неоднорідному формозмінненні.

$$dA_D = b\sigma^* \left\{ R \left(1 - \sqrt{1 - \left(\frac{l_D}{R} \right)^2} \right) \right\} \cdot dx;$$

$$dA_D = b\sigma^* \left(R - \sqrt{R^2 - l_D^2} \right) \cdot dx;$$

$$dA_D = b\sigma^* \left(R - R + \frac{\Delta h}{2} \right) \cdot dx,$$

і отримаємо остаточно

$$dA_D = b\sigma^* \frac{\Delta h}{2} \cdot dx. \quad (15.2)$$

Загальне рівняння балансу робіт має вигляд: – для плоского неоднорідного формозміннення

$$dA_x + dA_z = dA_F. \quad (16.1)$$

для плоскої однорідної деформації

$$dA_x + dA_z = dA_D. \quad (16.2)$$

Підставивши (2), (9) і (15.2) в рівняння (16.2), маємо

Враховуючи тотожність методу робіт і рівняння пластичності [2], можна сказати, що коефіцієнт підпору $n_{\sigma D}$ визначається при допущенні про те, що умова пластичності має вигляд $\sigma_x - \sigma_z = \sigma^*$

та дотичними напруженнями τ_{xz} можна знехтувати. Значення $n_{\sigma F}$ відповідають умові пластичності у вигляді рівняння $\sqrt{(\sigma_x - \sigma_z)^2 + 4\tau_{xz}^2} = \sigma^*$.

На рис. 3 представлені результати розрахунку відносного тиску (коефіцієнта підпору) $n_{\sigma D}$ як

функції відносного обтиснення $\varepsilon_h = \frac{\Delta h}{h_0}$ та

показника тертя f_σ при $\frac{R}{h_0} = 12,5$. Суцільні

лінії – розрахунок за рівнянням (17.2), пунктир – розрахунок за формулою О.П. Чекмарьова [3, формула 11].

Розбіжності, що мають місце в результатах розрахунків за формулою (17.2) і формулою О.П. Чекмарьова, які для представлених на рис. 3 даних складають до +13,6%, пояснюються тим, що при виводі формули О.П. Чекмарьова прийнято допущення, відповідно до якого

$\sigma_z = p_{cp}$, а при виводі формули (17.2) використовується рівняння (1), в якому $\sigma_z = p_{cp} \pm \tau_k \tan \varphi_x$.

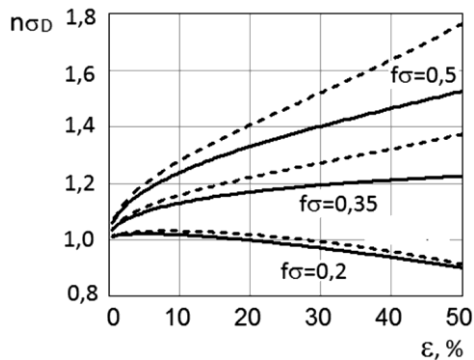


Рисунок 3 - Розрахункові значення $n_{\sigma D} = n_{\sigma D}(\varepsilon, f_{\sigma})$

На рис. 5 представлені розрахункові значення коефіцієнтів підпору $n_{\sigma F}$ (штрихові лінії) і $n_{\sigma D}$ (суцільні лінії) як функцій показника форми осередку деформації $\bar{L} = \frac{l_D}{h_{cp}}$ (тут $h_{cp} = \frac{h_0 + h_1}{2}$ – середня товщина смуги) і показника тертя f_σ .

Як випливає з наведених даних, якісний характер залежностей $n_{\sigma F} = n_{\sigma F}(\bar{L})$ і $n_{\sigma D} = n_{\sigma D}(\bar{L})$ суттєво різняться. Для високих (товстих) смуг (при $\bar{L} < 0,75 \dots 1,0$) функція $n_{\sigma D} = n_{\sigma D}(\bar{L})$ монотонно зростає із зменшенням показника $\bar{L}$, а функція $n_{\sigma F} = n_{\sigma F}(\bar{L})$, навпаки, – монотонно зменшується. Характер зміни функції $n_{\sigma F} = n_{\sigma F}(\bar{L})$ при $\bar{L} < 1$ кореспондується із змінням величини коефіцієнта підпору n_o (точки на рис. 5), розрахованої за формулою О.І. Целікова [5], формула III.69], яка може бути використана тільки при $\bar{L} < 1$.

Таким чином, на відміну від відомих методик, при використанні коефіцієнта підпору $n_{\sigma F}$,

На рис. 4 представлені результати розрахунку відносного тиску (коефіцієнта підпору) $n_{\sigma D}$ як функції відносного обтиснення $\varepsilon_h = \frac{\Delta h}{h_0}$ і

коефіцієнта тертя f при $\frac{R}{h_0} = 12,5$. Суцільні

лінії – розрахунок за рівнянням (17.1), пунктир – точне рішення рівняння Т. Кармана [4, формула 1.26]. Мають місце розбіжності в результатах розрахунків, які для представлених на рис. 4 даних складають до +16,8%, пояснюються тими ж факторами, що і на рис. 3.

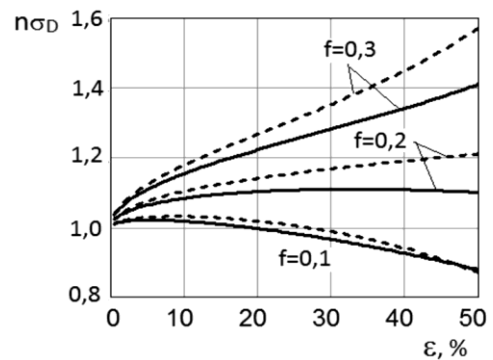


Рисунок 4 - Розрахункові значення $n_{\sigma D} = n_{\sigma D}(\varepsilon, f)$

одночасно враховується вплив відносної товщини смуги (через показник форми $\bar{L}$) та умов контактної взаємодії (через f або f_σ) на середній тиск при прокатці смуг в усьому можливому діапазоні значень показника $\frac{l_D}{h_{cp}}$.

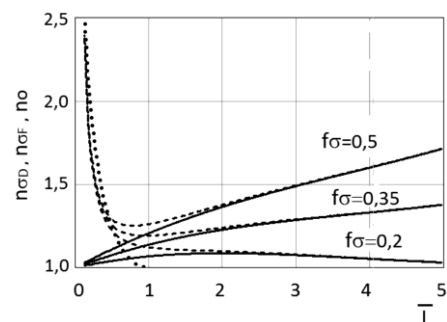


Рисунок 5 - Розрахункові значення $n_{\sigma F} = n_{\sigma F}(\bar{L}, f_{\sigma})$, $n_{\sigma D} = n_{\sigma D}(\bar{L}, f_{\sigma})$ і $n_o = n_o(\bar{L})$

Висновок.

Отримані значення коефіцієнтів підпору $n_{\sigma D}$ і $n_{\sigma F}$ можна використовувати для аналізу силових

умов позовжньої оправочної прокатки труб [6, стор. 114]. Для цього необхідно зробити заміни:

$l_D = l_S$ (тут l_S – довжина зони обтиснення стінки труби); $h_{cp} = S_{cp}$ (тут S_{cp} – середня товщина

стілки труби в осередку деформації); $\varepsilon = \frac{S_0 - S_1}{S_0}$

(тут S_0, S_1 – товщина стінки труби до і після деформації).

Бібліографічний список

1. Громов Н.П. Теория обработки металлов давлением / Н.П. Громов. – М.: Металлургия, 1978. – 360 с.
2. Теория пластических деформаций металлов / Е.П. Унков, У. Джонсон, В.Л. Колмогоров [и др.]. – М.: Машиностроение, 1983. – 598 с.
3. Чекмарев А.П. Некоторые вопросы теории прокатки. – В сборнике: Теория прокатки / А.П. Чекмарев. – М.: Metallurgizdat, 1962. – С. 31 – 56.
4. Гуляев Ю.Г. Технологические процессы обработки металлов давлением: Учебное пособие. Ч. IV / Ю.Г. Гуляев, Ю.Н. Николаенко. – Днепропетровск: НМетАУ, 2014. – 48 с.
5. Целиков А.И. Теория прокатки / А.И. Целиков, А.И. Гришков. – М.: Металлургия, 1970. – 358 с.
6. Обработка металлов давлением / Б.А. Романцев, А.В. Гончарук, Н.М. Вавилкин, С.В. Самусев. – М.: МИСиС, 2008. – 960 с.

УДК 621.365.22

Власов А.О., Зданевич С.В.*

Вибір жорсткості пружних елементів гасителя коливань балансируного електродотримача дугової сталеплавильної печі

Запропоновано розрахункову схему для дослідження коливань балансируного електродотримача в горизонтальній площині і залежності для вибору жорсткості пружних елементів гасителя коливань з урахуванням зміни довжини електрода за умови мінімального відхилення електрода від вихідного положення в горизонтальній площині при впливі електродинамічних сил на струмоведучий контур електродотримача.

Предложена расчетная схема для исследования колебаний балансируного электрододержателя в горизонтальной плоскости и зависимости для выбора жесткости упругих элементов гасителя колебаний с учетом изменения длины электрода при условии минимального отклонения электрода от исходного положения в горизонтальной плоскости при воздействии электродинамических сил на токоведущий контур электрододержателя.

Proposed calculation scheme for vibration analysis of the balanced electrode holder in a horizontal plane and dependence for choice of the spring stiffness of vibration absorber, with the consideration of changes of the electrode length on condition that minimum deviation of the electrode from the reference position in the horizontal plane influenced by electro-dynamical forces on current-carrying circuit of the electrode holder.

Постановка проблеми. Електродинамічна взаємодія струмопідводів і електродів трифазних дугових сталеплавильних печей (ДСП), збуджує згинальні та крутильні коливання в системі "електрод - електродотримач - стійка", що приводить до просторового переміщення електродів, впливає на струм дуги та може привести до руйнування електродів [1].

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Відомі дослідження, що спрямовані на зниження інтенсивності коливань електродотримачів ДСП [2, 3]. Одним з напрямків зниження амплітуд коливань у системі електродотримача ДСП є застосування балансируного електродотримача із шарнірним кріпленням рукава і динамічним гасителем коливань сухого тертя [4]. Амплітуда електродинамічної сили, що збуджує коливання електродотримача ДСП, може змінюватися в широких межах і вибір конструкції і параметрів гасителя коливань повинні вибиратися відповідно до найбільшого значення динамічного коефіцієнту.

Невирішені частини загальної проблеми. Немає рекомендацій з вибору місця встановлення шарніру рукава електродотримача та пружних параметрів пристрою, що демпфує механічні коливання, з урахуванням електродинамічних впливів, що змушують механічні коливання в триангульованому струмопідводі ДСП.

Постановка задачі. Дослідити систему балансируного електродотримача з шарнірним кріпленням рукава та гасителем коливань сухого тертя з метою вибору місця установки шарнірної опори і жорсткості пружного елементу гасителя коливань з урахуванням зміни довжини електрода за умови мінімального відхилення від вихідного

положення кінця електрода в горизонтальній площині при впливі електродинамічних сил на струмоведучий контур електродотримача.

Основний матеріал досліджень. На підставі конструкції струмопідводу ДСП (рис.1, а) складені розрахункові динамічні моделі систем електродотримачів з жорстким (рис.1, б) і шарнірним кріпленням рукава до стійки (рис.1, в), де m_{st} , I_{stz} , c_1 – відповідно маса, момент інерції щодо вертикальної вісі та крутильна жорсткість стійки; m_p , I_{pz} – відповідно маса і момент інерції рукава щодо вертикальної вісі; L_e , d_e , m_e , I_{ez} – відповідно довжина, діаметр, маса і момент інерції електрода щодо вертикальної вісі; c_{gk} , λ_{gk} – відповідно жорсткість пружних елементів і коефіцієнт поглинання гасителя коливань; L_1 , L_2 – координати розташування шарніру рукава і гасителя коливань щодо вісі стійки; L_{p1} , L_{p2} – геометричні розміри ділянок рукава.

Електродинамічні сили, що діють на рукава та електроди, залежать від їхніх геометричних розмірів, взаємного розташування, струмів взаємодіючих фаз, можливих режимів короткого замикання (КЗ). В дослідженні при оцінці електродинамічного навантаження на елементи струмоведучого контуру електродотримача прийняті відомі положення і рекомендації [5, 6].

Розподілені електродинамічні навантаження на електрод і рукав електродотримача на розрахунковій схемі замінені еквівалентними рівнодіючим силам F_e та F_p . У трифазній системі електродотримачів ДСП електродинамічні зусилля змінюються в часі з подвоєною частотою переминого струму і залежать від розташування провідників контуру, що підводить струм.

*Власов Андрій Олександрович, ст. викл. ЗДІА;

Зданевич Сергій Володимирович, доцент НМетАУ, к.т.н.

Рецензент Шломчак Георгій Григорович, професор-консультант НМетАУ, д.т.н., професор.

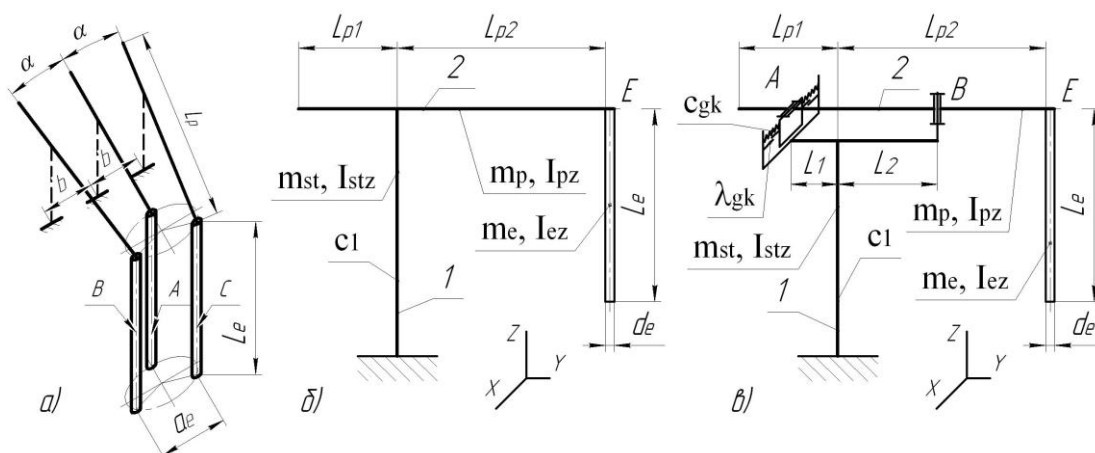


Рисунок 1- Схема триангульованого струмопідводу ДСП (а) та розрахункова динамічна модель електродотримача: б) з жорстким кріпленням рукава до стійки; в) з шарнірним кріпленням рукава до стійки і гасителем коливань (1 - стійка, 2 – рукав з електродом)

Приймаємо, що рукава електродотримачів триангульованого струмопідводу розташовані в одній горизонтальній площині. Розподілені електродинамічні навантаження залежать від конфігурації контуру і струмів взаємодіючих фаз і приймають максимальні значення при ударних струмах КЗ [5].

Максимальне зусилля на крайній рукав електродотримача при взаємодії зі струмами сусідніх фаз

$$F_p = 10^{-7} \cdot k_p \cdot I^2, \quad (1)$$

де k_p – геометричний коефіцієнт контуру струмів взаємодіючих фаз; I – ударний струм КЗ.

Рівнодіюча сила від рівномірно розподіленого електродинамічного навантаження при взаємодії в трифазній системі електродів, які розташовані по кутах рівностороннього трикутника зі стороною a_e , приведена до вертикальної площини, що перпендикулярна крайньому рукаву електродотримача, та приймає максимальні значення при струмах КЗ [6]

$$F_e = 10^{-7} \cdot k_{KZ} \cdot k_{pr.e} \cdot \frac{L_e}{a_e} \cdot I^2, \quad (2)$$

де k_{KZ} – коефіцієнт, що залежить від виду КЗ $k_{pr.e}$ – коефіцієнт приведення до площини нормальної до вісі рукава; a_e – відстань між електродами; L_e – робоча довжина електроду.

При трифазному КЗ: $k_{KZ(3)} = \sqrt{3}$; при двофазному КЗ: $k_{KZ(2)} = 2$ [6]. Для електродів крайніх електродотримачів: при трифазному КЗ: $k_{pr.e(3)} = \cos(30^\circ - \alpha)$; при двофазному КЗ (при замиканні фази А і В, А і С): $k_{pr.e(2)} = \cos(60^\circ - \alpha)$; при двофазному КЗ (при замиканні фази В і С): $k_{pr.e(2)} = \cos(\alpha)$, де α – кут між крайнім і середнім рукавами.

Для дослідження коливань системи балансируного електродотримача в горизонтальній площині складена приведена динамічна модель (рис. 2), де вісь шарніру в точці O_1 , збігається з вертикальною віссю Z стійки.

Приймаємо, в першому наближенні, металоконструкцію горизонтальної частини стійки і рукав електродотримача з електродом твердими тілами з відповідними інерційними параметрами.

Крутильна жорсткість стійки є функцією положення стійки електродотримача щодо точки умовного заземлення у верхніх опорних роликах

$$c_1(L_e) = \frac{G \cdot J_p}{L_{st0} + L_e - L_{emin}}, \quad (3)$$

де G – модуль пружності другого роду (для сталі $G = 8 \cdot 10^4$ МПа); J_p – полярний момент інерції перетину стійки; L_{st0} – мінімальна довжина вертикальної ділянки стійки; L_{emin} – мінімальна довжина робочої частини електроду.

На підставі рівності потенційних енергій крутильна жорсткість стійки електродотримача приведена до шарніру рукава (т.В, рис.2, а)

$$c_{st} = c_1 / L_2^2 \quad (4)$$

Для попереднього визначення жорсткості пружного елемента гасителя коливань у системі балансируного електродотримача складемо, відповідно до принципу можливих переміщень, систему рівнянь для незалежних кутових координат стійки φ_1 і рукава φ_2 (рис.2, б, в).

$$\left. \begin{aligned} \delta\varphi_1 &= \frac{F_p \cdot y_p + F_e \cdot L_0}{c_{st} \cdot L_2^2} \\ \delta\varphi_2 &= \frac{F_p \cdot (L_2 - y_p) - F_e \cdot (L_0 - L_2)}{c_{gk} \cdot (L_1 + L_2)^2} \end{aligned} \right\} \quad (5)$$

де y_p – координата точки прикладення сили F_p ; $L_0 = L_{p2} + 0,5 d_e$.

Можливе переміщення точки кріплення електроду (рис.2, г)

$$\delta S_E = \delta\varphi_1 \cdot L_0 - \delta\varphi_2 \cdot (L_0 - L_2). \quad (6)$$

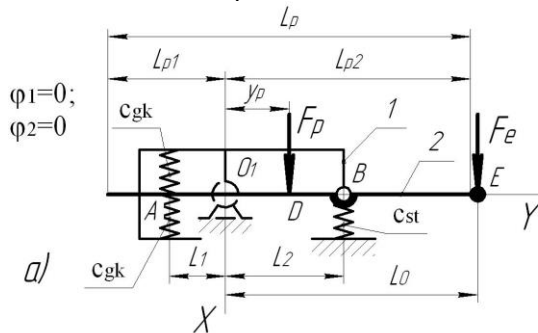
Розрахунковий коефіцієнт жорсткості гасителя коливання при нульовому статичному відхиленні ($\delta S_E = 0$) електроду складе

$$c_{gk} = \frac{c_{st}}{k_c}, \quad (7)$$

$$\text{тут } k_c = \frac{L_0 \cdot (L_1 + L_2)^2}{L_2^2 \cdot (L_0 - L_2) \cdot \left(L_2 \cdot \frac{\xi + 1}{\xi \cdot L_0 + y_p} - 1 \right)},$$

$$\xi = \frac{F_e}{F_p} = \frac{k_{KZ} \cdot k_{pr.e}}{k_p} \cdot \frac{L_e}{a_e}.$$

Для виконання умови $\delta S_E = 0$ необхідно, щоб момент від сили F_p щодо шарніру був більше моменту від сили F_e , тоді відстань між вертикальними вісями стійки і шарніру рукава повинна відповідати нерівності



$$\frac{y_p + \xi \cdot L_0}{1 + \xi} < L_2 \leq L_{p2} - L_B \quad (8)$$

де L_B – розмір обумовлений габаритами шарнірного вузла.

При підстановці електродинамічних сил у (8) необхідно вибирати варіант взаємодії між фазами, при якому $F_e > F_p$ при максимальній довжині електроду (табл.1).

Розмір L_1 (рис.2, г) може призначатися по граничному відхиленню $[S_A]$ точки А (для пристрою, що демпфує коливання) та граничній амплітуді кутових коливань $[\varphi_2]$ рукава

$$L_1 = \frac{[S_A]}{[\varphi_2]} - L_2 \quad (9)$$

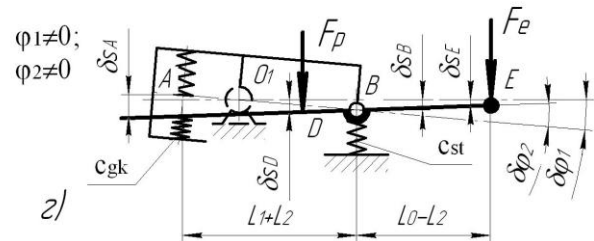
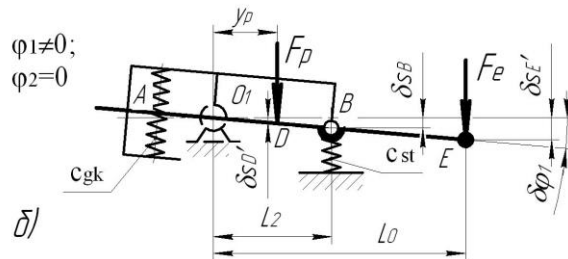
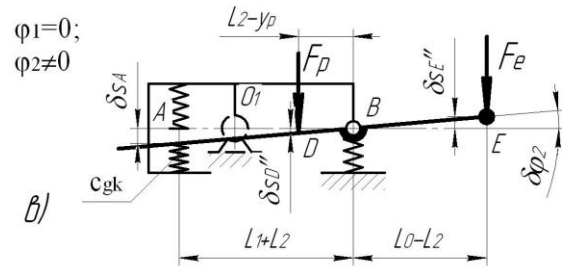


Рисунок 2 - Приведена до горизонтальної площини динамічна модель системи електродотримача із шарнірно-пружним кріпленням рукава в положеннях відповідних можливим переміщенням по координатах: а) вихідне положення; б) φ_1 ; в) φ_2 ; г) φ_1 і φ_2

Визначення положення шарніру рукава відносно вісі стійки та жорсткості гасителя коливань можна виконати по наступному алгоритму:

1) визначаємо відхилення точки кріплення електроду у функції довжини L_2 у крайніх

$$\delta S_{Emin} = F_p \cdot \left[\frac{y_p + \xi(L_{e.min}) \cdot L_0}{c_1(L_{e.min})} \cdot L_0 - \frac{L_2 - y_p - \xi(L_{e.min}) \cdot (L_0 - L_2)}{c_{gk} \cdot (L_1 + L_2)^2} \cdot (L_0 - L_2) \right]; \quad (10)$$

$$\delta S_{Emax} = F_p \cdot \left[\frac{y_p + \xi(L_{e.max}) \cdot L_0}{c_1(L_{e.max})} \cdot L_0 - \frac{L_2 - y_p - \xi(L_{e.max}) \cdot (L_0 - L_2)}{c_{gk} \cdot (L_1 + L_2)^2} \cdot (L_0 - L_2) \right], \quad (11)$$

тут жорсткість гасителя коливань при середній довжині електроду

$$c_{gk} = \frac{[L_2 - y_p - \xi(L_{e.cp}) \cdot (L_0 - L_2)] \cdot (L_0 - L_2)}{[y_p + \xi(L_{e.cp}) \cdot L_0] \cdot L_0 \cdot (L_1 + L_2)^2} \cdot c_1(L_{e.cp}), \text{ де } L_{e.cp} = 0,5 \cdot (L_{e.min} + L_{e.max});$$

2) визначаємо різницю відхилень точки Е в функції довжини L_2 :

$$\Delta S_E = \delta S_{Emax} - \delta S_{Emin} \quad (12)$$

положеннях стійки для значень сили F_e і крутильної жорсткості стійки при відповідних довжинах електроду:

3) визначаємо значення L_2 , при якому значення функції ΔS_E (12) не перебільшує допустиме значення $[\Delta S_E]$ в інтервалі (8);

4) у відповідності зі значенням L_2 визначаємо жорсткість гасителя коливань c_{gk} по (7) при середньому значенні довжини електроду.

У відповідності з конструкцією ДСП-50Н2: $a_e = 1,299$ м; кут між середнім і крайнім електродотримачами $\alpha = 7^\circ 22'$, діаметр і робоча довжина електроду відповідно $d_e = 0,5$ м, $L_e = 2,7 \div 5,0$ м. Для крайнього електродотримача ДСП-50Н2 прийняті основні геометричні розміри і розрахункові параметри перерізу стійки і рукава: $L_1 = 0,6$ м; $L_{p1} = 1,65$ м; $L_{p2} = 4,045$ м; $L_{st0} = 0,35$ м; $J_p = 1,351 \cdot 10^{-3} \text{ м}^4$.

Для робочої довжини електроду ($2,7 \div 5,0$ м) крутильна жорсткість стійки електродотримача відповідно складає $308,73 \div 40,78$ МНм. Коефіцієнти контурів взаємодіючих фаз у рукавах електродотримачів та електродів (табл.) визначалися з урахуванням розташування провідників та їхньої довжини [6].

Електродинамічні сили, що діють на електрод і рукав електродотримача, визначалися при максимальному струмі КЗ (73 кА), що зареєстровані при експериментальних дослідженнях (рис.3) у системі електродотримачів ДСП-50Н2.

Положення шарніру рукава електродотримача і жорсткість пружного елементу гасителя коливань для крайнього електродотримача ДСП-50Н2 визначались для режиму двофазного КЗ (BC, табл.1).

Таблиця – До розрахунку електродинамічного навантаження крайнього електродотримача ДСП-50Н2

Найменування параметру	Двофазне КЗ		Трифазне КЗ (ABC)
	(AB, AC)	(BC)	
k_p	7,269	4,003	11,273
$y_p, \text{ м}$	1,028	1,514	1,201
k_{KZ}	2	2	$\sqrt{3}$
$k_{pr.e}$	0,607	0,992	0,923
ξ	$0,347 \div 0,643$	$1,030 \div 1,908$	$0,295 \div 0,546$
$F_p, \text{ кН}$	3,87	2,13	6,01
$F_e, \text{ кН}$	$1,35 \div 2,49$	$2,20 \div 4,07$	$2,05 \div 3,79$
$L_2, \text{ м} >$	2,307	3,339	2,293

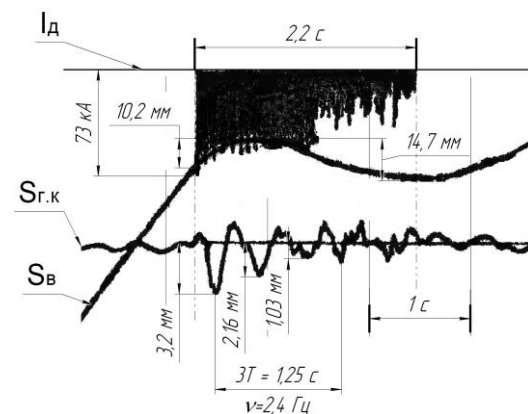
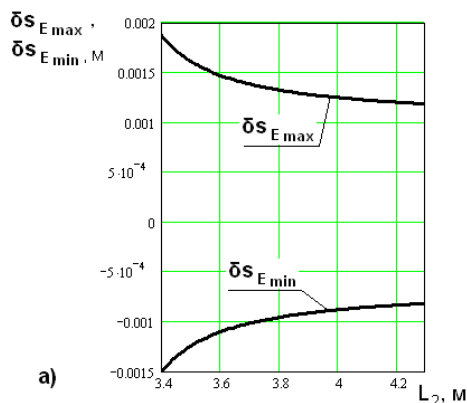


Рисунок 3 - Осцилограма вертикального переміщення (S_e) електроду та його коливань ($S_{e.k}$) у горизонтальній площині в процесі регулювання струму дуги (I_d) ДСП-50Н2

За запропонованим алгоритмом (10-12) побудовані графіки (рис.4). Для розрахунку жорсткості пружного елементу гасителя коливань, з урахуванням граничного допустимого значення $[\Delta S_E]$ функції (рис.4, б) та конструктивних параметрів рукава електродотримача (8), приймаємо значення $L_2 = 3,8$ м. При заданій зміні крутильної жорсткості стійки розрахункова жорсткість пружного елементу гасителя коливань повинна складати $85,44$ кН/м.

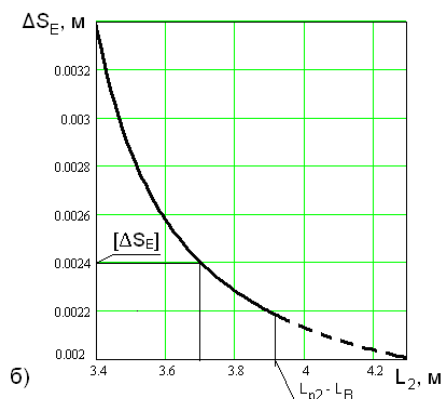


Рисунок 4 - Графіки зміни відхилення точки кріплення електроду (а) при граничних значеннях довжини електроду і різниці відхилень точки E (б) у функції координати L_2 положення шарніру рукава електродотримача

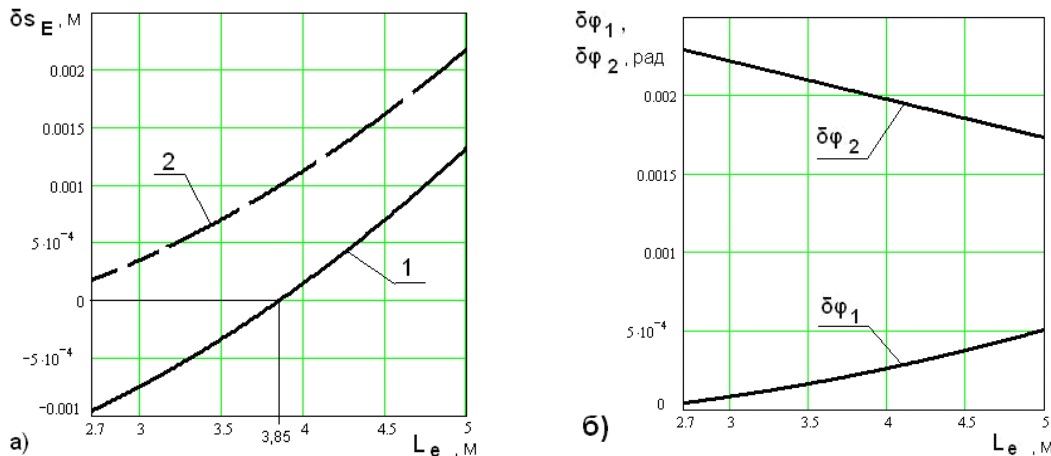


Рисунок 5 - Відхилення електроду (а) та кути повороту (б) стійки $\delta \varphi_1$ і рукава $\delta \varphi_2$ електродотримача у функції довжини електроду (статичне навантаження електродинамічними силами при двофазному КЗ) для конструкції: 1 - із шарнірним кріпленням рукава; 2 - із жорстким кріпленням рукава до стійки

Отримано графіки залежності відхилення електроду (рис.5, а) і кутів повороту стійки та рукава (рис.5, б) у функції довжини електроду (при статичному навантаженні електродинамічними силами в режимі двофазного КЗ) для конструкції електродотримача із шарнірним і жорстким кріпленням рукава до стійки. Розрахункові відхилення точки кріплення електроду в горизонтальній площині, при дії електродинамічних сил на шарнірно-пружну систему електродотримача в діапазоні можливої робочої довжини електроду, складають від -1 мм до 1,3 мм.

Висновки.

1. Наведено алгоритм розрахунку координати розташування шарніру рукава електродотримача і жорсткості пружних елементів гасителя коливань при статичній дії максимальних електродинамічних сил (з урахуванням виду КЗ) на елементи

струмоведучого контуру електродотримача за умови мінімального відхилення точки кріплення електроду від вихідного положення.

2. Результати розрахунків для крайнього електродотримача ДСП-50Н2 показують, що у відповідності з робочою довжиною електроду (2,7÷5,0 м) крутильна жорсткість стійки змінюється в межах 308,73÷40,78 МНм, при цьому жорсткість пружних елементів гасителя коливань повинна складати 85,44 кН/м.

3. Максимальне відхилення точки кріплення електроду в горизонтальній площині від початкового положення при статичній дії електродинамічних сил, що відповідають двофазному КЗ при струмі 73 кА, у шарнірно-пружній системі електродотримача складе 1,3 мм, що менше максимального відхилення 2,2 мм для вихідної жорсткої конструкції електродотримача ДСП.

Бібліографічний список

1. Коваль М.В. Про підвищення надійності роботи електродів дугових сталеплавильних печей / М.В. Коваль, В.К. Тарасов, С.С. Пилипенко, Ю.П. Єгоров, А.О. Власов // Металургія: Збірник наукових праць ЗДІА. - Запоріжжя: ЗДІА, 2016. - Вип. 35. - С. 58-62.
2. Сапко А.И. Исполнительные механизмы регуляторов мощности дуговых электропечей.- М.: Энергия, 1980. – 136 с.
3. Власов А.А. Пути снижения расхода электродов в дуговых электросталеплавильных печах / А.А. Власов, Н.В. Коваль, А.Я. Жук, П.И. Тищенко, С.М. Тимошенко, В.М. Печенникова // Металургія: наукові праці ЗДІА. - Запоріжжя: РВВ ЗДІА, 2001. – Вип.5. - С.97-100.
4. Патент України №43610А. Пристрій для кріплення електродотримача дугової сталеплавильної печі / А.О. Власов, М.В. Коваль, А.Я. Жук, І.В. Лебедева, С.Ю. Беляев, В.В. Бейник // – Опубл.17.12.2001.-Бюл.№11.
5. Буль Б.К. Основы теории электрических аппаратов. Под ред. Г.В. Буткевича. Учебное пособие для электротехнич. специальностей вузов. М.: Высшая школа, 1970. – 600 с.
6. ГОСТ Р 52736-2007 Короткие замыкания в электроустановках. Методы расчета электродинамического и термического действия тока короткого замыкания. - М.: Стандартинформ, 2007. - 40 с.

УДК 669.045

Похилько Л.К., Морозенко О.П., Вишневський І.В.*

Стенові та промислові випробування фрикційного захвату

Наведені результати стенових випробувань фрикційного захвату сталевих листів та виготовленого промислового зразка в статичних та динамічних умовах, а також в умовах підвищених динамічних навантажень. Визначена допустима погрішність при кинетостатичному розрахунку в порівнянні з реальними умовами роботи і характером розподілу навантажень при підйомі та транспортуванні вантажу.

Приведены результаты стеновых испытаний фрикционного захвата стальных листов и изготовленного промышленного образца в статических и динамических условиях, а так же в условиях повышенных динамических нагрузок. Определена допустимая погрешность при кинетостатическом расчете в сравнении с реальными условиями работы и характером распределения нагрузок при подъеме и транспортировании груза.

It is researched friction gripping devices for the steel sheets and for the manufactured industrial devices on the laboratory equipment for the conditions of static and dynamic loading. It is determined the allowed error based on kinetostatics calculation respectively to the industrial conditions of work. It is found the function of load distribution during lifting and transportation of the load.

Стан питання. Транспортування листової сталі в різних галузях промисловості є необхідною і дуже трудомісткою операцією. Універсальним і досить надійним способом переміщення листів можуть служити фрикційні захвати. Однак існуючі конструкції захватів мають недоліки: двокулачкові захвати, що розвивають великі нормальні сили затиснення вантажу, ненадійні при динамічних навантаженнях і мають обмежені межі товщин вантажів, що піднімаються; захвати, які зажимають вантаж клиноподібними площинами, забезпечують великі сили тертя, але не виключають заклинювання вантажу. Зазначені недосконалості відсутні в розглянутому повзунно-кулачковому захваті (рис.1), основу якого складають два механізми: кривошипно-кулачковий (коромисловий) $ДС_1B_1O_1$ і кривошипно-повзунний $ДС_2B_2$. Сполучення цих механізмів дає ряд переваг: коромисло-кулачок забезпечує максимальну силу притиснення N , рухливий повзун з насиченою поверхнею розширює межі товщин листів, що піднімаються, і збільшує надійність захвату. Захват [1] призначений для підйому листів до 16 мм, масою 3000 Н являє собою механізм змінної структури. У момент початку захвату вагу вантажу Q можна вважати розподіленою на дві складові P_1 і P_2 , прикладені в точках A_1 та A_2 ; при можливих переміщеннях ланок складові механізми мають одну міру свободи. В остаточній стадії захоплення кулачок, повзун, вантаж складають єдине тверде тіло, жорстко зв'язане з корпусом захвату, і весь пристрій перетворюється в статично невизначену систему.

Ціль дослідження. Визначити погрішність, що допускається при кинетостатичному розрахунку (без обліку сил тертя в шарнірах) у порівнянні з реальними умовами роботи, і характером розподілу навантажень по щочах і шатунам захвату при

підйомі вантажу. Для цього фрикційний захват був конструктивно виконаний зі змінними тягами і робочими органами - кулачком евольвентного профілю та клиноподібним упором.

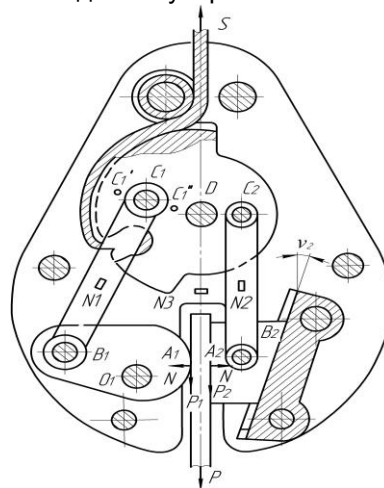


Рисунок1 - Схема фрикційного захвату

Опис досліджень та викладення результатів. При випробуванні змінюємо наступні параметри: кут клиноподібного упору ν_2 від 5 до 20°, вагу вантажу від 0 до 5000 Н, розташування центра шарніра C_1 (точки N_1' і N_2''); параметри

насічки на робочих органах $\beta + \rho < \frac{\pi}{2}$,

$\beta + \rho = \frac{\pi}{2}$, $\beta + \rho > \frac{\pi}{2}$ (β - кут зустрічі, кут на-

хилу передньої грані зуба насічки і вантажу, ρ - кут тертя); товщину і твердість матеріалу вантажу, що піднімається ($HB = 50 \div 250$). Датчики реєстрували розтягування двох складових тяг

*Похилько Леїна Костянтинівна, доцент НІЕТАУ, к.т.н.,
Морозенко Олена Петрівна, зав.каф.НМетАУ, к.т.н.,доцент,
Вишневський Ігор Володимирович, ст. викл. НМетАУ.
Рецензент Хричків Валерій Євгенович, зав.каф.НМетАУ, д.т.н., професор.

C_1B_1 (датчик № 1), стискування двох складових тяг C_2B_2 (датчик № 2) і розтягування щік захвату (датчик № 3), що дозволило визначити реакцію

упора N . Випробування проводилися на спеціальному стенді [2], типова осцилограма представлена на рис.2.

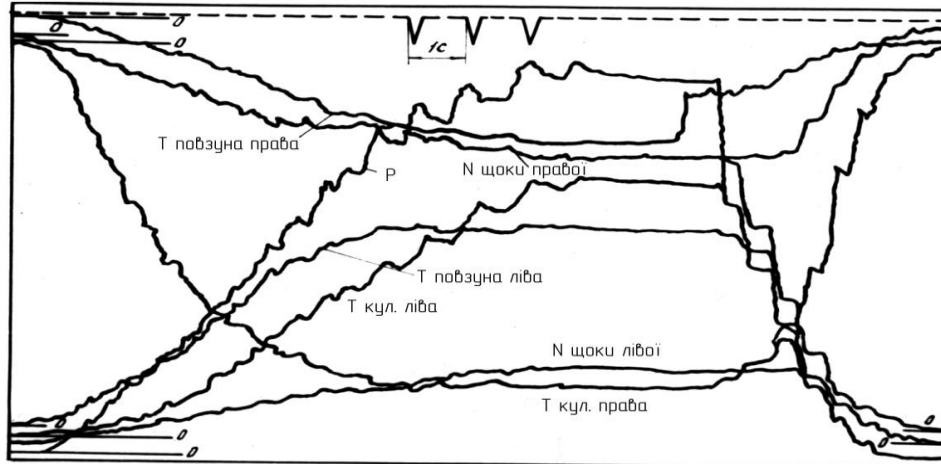


Рисунок 2- Осцилограма стендових випробувань фрикційного захвату

Після обробки осцилограм було встановлено, що зусилля в тягах відрізняються від розрахункових на $5 \div 10\%$, а максимальна нерівномірність навантаження по щоків і тягам складає 3:1.

Значний інтерес представляє аналіз залежності реакції упору N при змінах ваги вантажу P , кута клиноподібного упору V_2 і різних параметрів насічки (рис.3, 4).

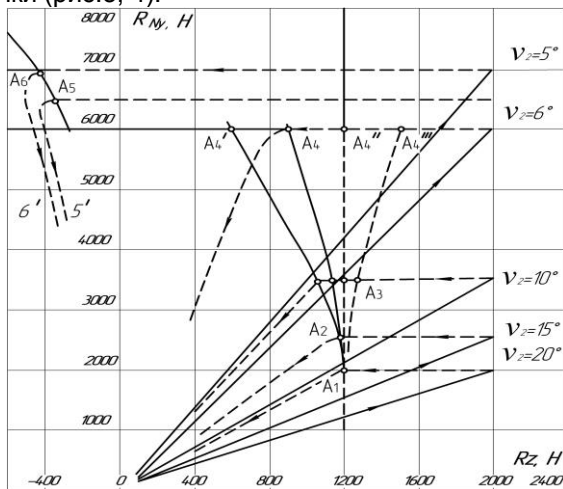


Рисунок 3 - Гистерезис реакції упору при навантаженні і розвантаженні захвату при різних значеннях кута V_2

Прямі 1 - 6 (рис.3) характеризують зміну реакції упору N при зміні ваги вантажу P при навантаженні, а прямі 1' - 6' - те ж, але при розвантаженні захвату. Насічка (рифлення) на робочих ор-

ганах відповідала $\beta + \rho < \frac{\pi}{2}$. Зі зменшенням навантаження P реакція упору зберігала своє значення і тільки при досягненні силою P певної величини (точки $A_1 - A_6$) реакція N різко знижувалася. Наявність такого гистерезиса позитивно поз-

начається на роботі захвату, перешкоджаючи зриву вантажу при випадкових діях, наприклад, ударах. Зі зменшенням V_2 до 10° положення точки A менш стійке, а при $V_2 = 5 \div 7^\circ$ стійкість роботи захвату цілком порушувалась: розвантаження починалося в точках A_4, A_4', A_4'', A_4''' ; спостерігалось заклинювання вантажу. У цьому випадку реакція упору N зберігала свою величину навіть за умови $P=0$ (прямі 5' і 6'). Для звільнення вантажу приходилося прикладати негативне навантаження, тобто виштовхувати вантаж у зворотньому напрямку (точки A_5, A_6). Стійка робота захвату, при наявності гистерезиса, у період зниження навантаження P до 40% спостерігалась в межах $V_2 = 15 \div 20^\circ$.

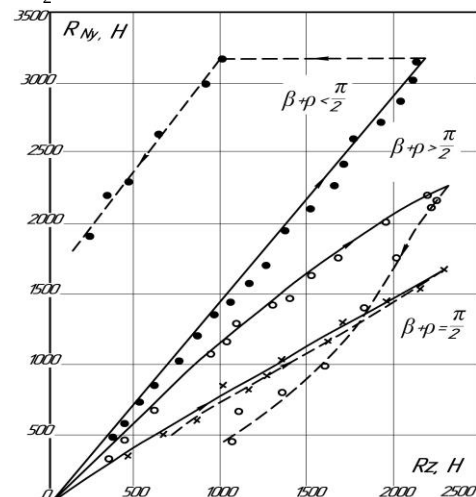


Рисунок 4 - Гистерезис реакції упору при роботі захвату з різними параметрами насічки

Однак заклинювання вантажу залежить не тільки від значення кута V_2 . Характер зміни кривих навантаження і розвантаження при роботі насічених робочих органів у значній мірі визначається па-

раметрами насічки і механічними властивостями вантажу - останні характеризуються сумою кутів $\beta + \rho$ (рис.4).

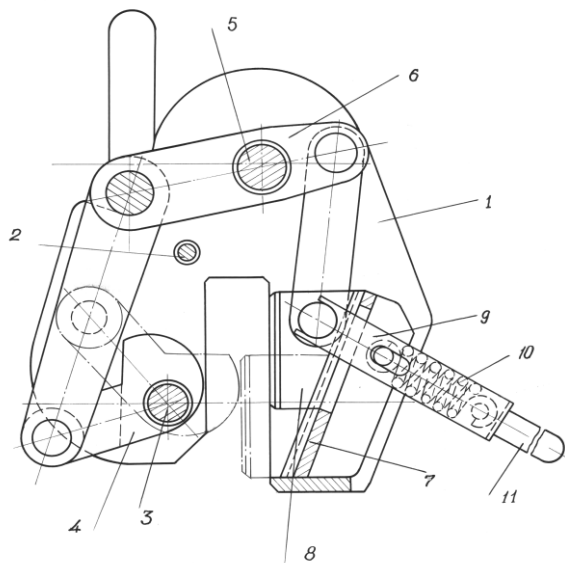


Рисунок 5 - Промисловий зразок фрикційного захвату

У випадку найбільш стійкої роботи захвату ($A_1 - B_1$) ($\nu_2 = 20^\circ$) при $\beta + \rho < \frac{\pi}{2}$ спостерігалася затримка зниження сили N на початку розвантаження захвату; при $\beta + \rho = \frac{\pi}{2}$ криві навантаження і розвантаження практично збігалися; при $\beta + \rho > \frac{\pi}{2}$ розвантаження йде швидше навантаження [3]. Характер навантаження і розвантаження захоплення визначається співвідношенням реакції упора і сили тертя, тому необхідно, щоб



Рисунок 6 - Промислові випробування фрикційного захвату

Програмою передбачалася перевірка роботи захвату в статичних і динамічних умовах під на-

насічка на робочих органах відповідала умові $\beta + \rho \leq \frac{\pi}{2}$, при цьому $\operatorname{tg} \beta \cdot \operatorname{tg} \rho = 0,8 \div 0,9$ і кут

$\nu_2 = 15 \div 20^\circ$, що забезпечить надійну й стійку роботу захватного пристрою і запобіжить заклинюванню вантажу.

Після випробувань фрикційного захвату на стенді, у відповідності з даними цих випробувань, був виготовлений промисловий зразок захвату для сталевих листів. Характеристика промислового захвату:

1. Вантажопідйомність – 10000 Н. Товщина листів, що піднімаються - 5÷30 мм.
2. Твердість металу вантажу – 50÷350 НВ.
3. Робочі органи:
 - гладкий кулачок – $R = 60$ мм
 - клиноподібний упор, кут клина – $\nu_2 = 20^\circ$.
5. Параметри насічки – $\operatorname{tg} \beta \cdot \operatorname{tg} \rho = 0,8$.
6. Габарити захвату – 300×220×100 мм.
7. Власна вага – 12 кг.

Корпус захвату (рис.5) виконаний у вигляді двох фігурних листів 1, з'єднаних між собою пальцями 2 і віссю 3, евольвентного кулачка 4, вісі 5, коромисла 6 і направляючих 7 клиноподібного упора 8. Захват забезпечений додатковими механізмами посилення та стопорним, які виконано спільно, у вигляді підпружиненої вилки 9, пружини 10, що має максимальний натяг у середньому положенні, а також рукоятки 11.

Випробування промислового зразка фрикційного захвату проводилися з метою встановлення його відповідності і безпечної експлуатації вантажозахватних кранів [5] і виявлення техніко-експлуатаційних переваг перед існуючими захватами того ж призначення.



вантаженням, яке дорівнювало 1,25 номінального. Крім обов'язкових випробувань згідно норм

Держпромнадзору в програму включалися додаткові дослідження, основна мета яких полягала в організації підвищених динамічних навантажень для створення штучних умов випадкового зриву вантажу. Для цього на піднятий захватом сталевий лист твердістю 80 HB впливали бічними і торцевими ударами, кидали лист торцем з висоти 4-5 м і швидко піднімали, а також різко послабляли канати. За рахунок асиметричної підвіски листа здійснювалася орієнтація захвату з вантажем під кутом $40\div 45^\circ$ (рис. 6). Викликати зрив вантажу не удалося. Не спостерігалось також залишкових деформацій в елементах пристрою і на поверхнях робочих органів. Контактна поверхня металу вантажу з боку кулачка залишалася неушкодженою. Зуби насічки клиноподібного упору проникали в метал вантажу на глибину $0,15\div 0,20$ мм.

При захваті листа дії підкранового робітника обмежувалися наведенням зева захвату на лист і відповідного переміщення рукоятки для привода механізму посилення-притиску робочих органів до листа. По закінченні роботи рукоятка вручну переміщалася в зворотну сторону, і лист вільно ви-

ходив із зева захвату. Механізм посилення дозволяє піднімати лист із горизонтального і вертикального положень. При цьому не обов'язково визначати центр ваги вантажу і орієнтувати по ньому захват.

Висновки.

1. Проведені промислові випробування показали досить високу надійність фрикційного захвату, раціональний рівень механізації виконання операцій для виробничих умов, можливість підйому і складування листів у горизонтальному положенні.

2. Захват визнаний придатним і прийнятий в експлуатацію на декількох металургійних заводах України.

3. Захват описаної конструкції також може бути рекомендований для застосування при монтажі великих металургійних агрегатів, металоконструкцій, виробничих споруджень, особливо в умовах механізації ремонтних робіт на підприємствах металургійного і коксохімічного виробництва чорної металургії, а також в інших галузях промисловості.

Бібліографічний список

1. А.с. № 347284 (СССР). Захват для подъема и транспортирования листового материала в вертикальном положении / Кирилюк В.Д., Трушин А.В., Похилько Л.К. – опубл. в Б.И., 1982, № 24.
2. Похилько Л.К., Коваль И.Ю. К выбору рациональной формы кернов клещевых захватов. // Теория и практика металлургии. – 2010. – № 1-2. – с.142-144.
3. Похилько Л.К., Коваль И.Ю. Теоретическая зависимость угла трения от параметров исполнительных органов фрикционных захватов. // Теория и практика металлургии. – 2011. – № 5-6. – с.75-77.
4. Похилько Л.К. К вопросу конструирования фрикционных захватных устройств. // Теория и практика металлургии. – 2012. – № 4. – с.51-52.
5. НПАОПООО-1.01-07. Правила устройства и безопасной эксплуатации грузоподъемных кранов. Офіційний вісник України від 20.07.2007. № 50/64. – 2007. – с.68/221.

УДК 621.771.06.5

Рахманов С. Р.*

К вопросу нестационарной динамики силовой линии стана холодной прокатки труб роликками

Изложена методика расчета нестационарной динамики силовой линии стана холодной прокатки труб роликками (ХПТР). Составлены дифференциальные уравнения движения для выбранной многомассовой динамической модели силовой линии стана ХПТР. Проведено исследование нестационарной динамики силовой линии стана ХПТР, как рядной многомассовой континуальной механической системы с учетом изменения во времени момента инерции и параметров электромеханической системы. Установлены особенности формирования избыточных динамических нагрузок в силовой линии стана ХПТР. Определены необходимые и достаточные условия для сведения к минимуму спектра динамических нагрузок и неравномерности движения элементов силовой линии стана ХПТР, путем оптимизации соотношения масс и жесткостей межмассовых связей стана ХПТР. Обоснована схема комплексной модернизации конструкции и предложена взаимосвязанная многодвигательная мобильная современная система управления механизмами стана ХПТР 15-30.

Викладена методика розрахунку нестационарної динаміки силової лінії стану холодної прокатки труб роликками (ХПТР). Составлені диференціальні рівняння руху для вибраної багатомасової динамічної моделі силової лінії стану ХПТР. Проведено дослідження нестационарної динаміки силової лінії стану ХПТР як рядної багатомасової континуальної механічної системи з урахуванням змін в часі моменту інерції та параметрів електромеханічної системи. Встановлені особливості формування надмірних динамічних навантажень в силовій лінії стану ХПТР. Визначені необхідні та достатні умови для того, щоб мінімізувати спектр динамічних навантажень та нерівномірність руху елементів силової лінії стану ХПТР шляхом оптимізації відношення мас та жорсткостей міжмассових зв'язків стану ХПТР. Обоснована схема комплексної модернізації конструкції та запропонована взаємопов'язана багатодвигальна мобільна сучасна система управління механізмами стану ХПТР 15-30.

The method of calculation of unevenness of the movement of elements of the power line of a camp of the cold rolling of pipes rollers (HPTR) is developed. The research of dynamics of the main power line of a camp of HPTR as line multi mass continual mechanical system of changeable structure is conducted. The differential equations of the movement for the chosen multi mass dynamic model of the power line of a camp of HPTR taking into account change in time of the moment of inertia and parameters of electromechanical model of system are worked out. Features of formation of excess dynamic loadings in the power line of a camp of HPTR are established. Certain opportunities for minimizing of a range of dynamic loadings and unevenness of the movement of elements of the power line of a camp of HPTR are reached by way of optimization of a ratio of mass of mass communications of a camp of HPTR. The scheme of complex modernization is proved and the multi-engine design of a camp of HPTR 15-30 is offered.

Keywords: cold rolling of pipes rollers, power line, dynamics, unevenness of the movement, dynamic model, mathematical model, weight, rigidity, inertia moment, differential equations, Fourier's number

Введение. Современных технологические линии по производству холоднокатаных труб отличаются растущими темпами внедрения инновационных процессов. Реализация данных технологических процессов сопровождается повышением скоростей и силовых воздействий на обрабатываемое изделие. Эти тенденции развития производства прецизионных труб высокого качества неизбежно выдвигают новые, более жесткие требования к станам холодной пильерной прокатки труб роликками (ХПТР), прежде всего в отношении надежности и долговечности их функционирования. В связи с ростом скоростей и уровня технологических нагрузок динамические процессы, определяющие долговечность станов ХПТР, приобретают первостепенное значение.

Постановка задачи. Изучение закономерностей функционирования основных механизмов станов ХПТР, установление влияния их параметров на формирование спектра

динамических нагрузок при переходных, неуставившихся и стационарных процессах позволяет подобрать такое сочетание их, чтобы амплитудные значения нагрузок не выходили за пределы, допускаемые заданной долговечностью для силовых линии данного типа машин периодического действия. Возникающие в механизмах станов ХПТР значительные знакопеременные динамические силы, наряду с другими технологическими и движущими нагрузками, формируют различные эффекты в силовой линии. Действия указанных сил в значительной мере определяются нестационарными условиями функционирования силовой линии станов ХПТР, как машин периодического действия, а, следовательно, и влияют на их производительность.

Силовая линия стана ХПТР состоит из ряда взаимодействующих узлов: электродвигателя 1; ременной передачи 2; кривошипного колеса 3; двух спаренных шатунов привода рабочей клетки

*Рахманов Сулейман Рахманович, доцент НМетАУ, к.т.н., директор ООО НПФ «Восток Плюс».
Рецензент Иващенко Валерий Петрович, проректор НМетАУ, д.т.н., профессор.

4; модулей рабочей клетки 5 (роликовая либо валковая); распределительно-подающего механизма 6; патрона поворота и подачи трубы заготовки 7; переднего патрона поворота готовой трубы 8, патрона стержня оправки 9; винта подачи патрона подачи 10 и других взаимосвязанных деталей (рис. 1).

Увеличение надежности и долговечности элементов силовой линии, как комплекса взаимосвязанных механизмов периодического действия, потребовало большей детализации расчетной схемы, развития основ расчета и разработки способов устранения действия избыточных динамических нагрузок в элементах

главной силовой линии стана ХПТР. Наиболее актуальным является исследование динамики механизмов главной силовой линии стана ХПТР, когда ведомые звенья ряда механизмов перемещаются с переменными скоростями. На основании этих исследований устанавливаются действительные величины и характер изменения динамических нагрузок с учетом истинного движения рабочей клетки и других звеньев стана ХПТР. При этом, как правило, широко варьируем параметрами, как самих базовых механизмов стана, так и силовыми воздействиями со стороны очага деформации, привода и рабочей (роликовая или валковая) клетки стана.

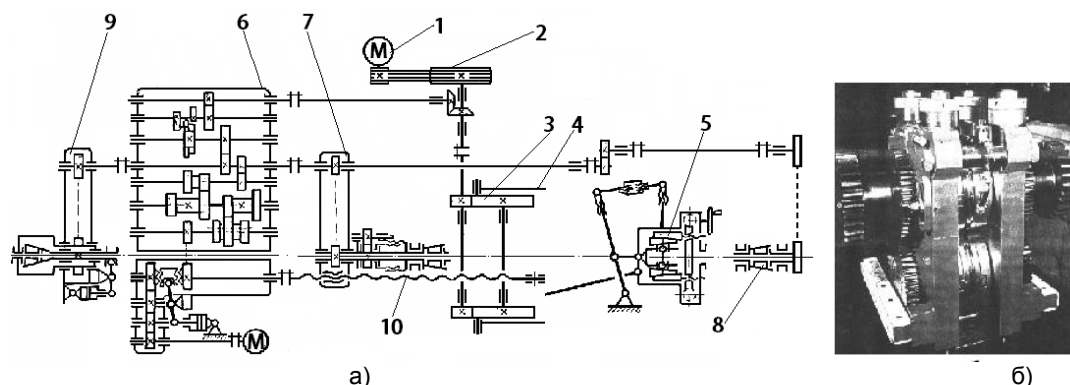


Рисунок 1- Кинематическая схема стана ХПТР 15-30 конструкции АКХ «ВНИИМЕТМАШ» (а) и его валковая клетка (б) [2]: 1 – электродвигатель; 2 – ременная передача; 3 – кривошипное колесо; 4 – шатуны привода клетки; 5 – рабочая клетка; 6 – распределительно-подающий механизм; 7 – патрон поворота и подачи трубы заготовки; 8 – передний патрон поворота готовой трубы; 9 – патрон стержня оправки; 10 – винт подачи

Необходимо отметить, что в данных условиях определенный интерес представляет разработка теоретических основ расчета и способов локализации зоны действия избыточных динамических нагрузок в элементах силовой линии стана ХПТР, а также синтез устройств, реализующих эти способы. Это требует подробного анализа и исследования особенностей воздействия инерционных нагрузок подвижных масс рабочей клетки, шатунов и поворотно-подающего комплекса, стана ХПТР на звенья всей силовой линии и обоснования возможности сведения к минимуму зоны действия избыточных динамических нагрузок.

Обоснование и решение поставленной задачи динамического синтеза достигается уравнивающими и выравнивающими устройствами с рациональными параметрами, исключаяющими передачу пиковых инерционных нагрузок на базовые элементы главной силовой линии стана ХПТР или его отдельные узлы. Это возможно реализовать на основании детального изучения закономерностей движения элементов комплекса взаимосвязанных узлов и механизмов механической системы стана ХПТР. Отметим, что при этом необходимость в совершенствовании базовых механизмов стана ХПТР, которые обладают оптимальными динамическими

характеристиками (массами, жесткостями и т.д.), продиктована стабилизацией условий холодной пильгерной прокатки трубы.

Цель работы. Выбор основных направлений исследований и разработка технических решений по совершенствованию конструкции стана ХПТР в большинстве случаев обуславливает определенный рост быстроходности комплекса основных механизмов с одновременным качественным улучшением их динамических характеристик. Это в целом создает необходимые и достаточные условия для увеличения эксплуатационной надежности, долговечности и работоспособности узлов стана ХПТР.

Анализ литературных источников. Опыт эксплуатации, методы и результаты исследования отечественных станов ХПТР подробно изложены в трудах М.И. Гриншпуна, В.И. Соколовского, В.В. Носалья, В.А. Вердеревского, Ю.Ф. Шевакина, Ф.С. Сейдалиева, С.Н. Кожевникова и его учеников, Л.И. Цехновича, А.С. Ткаченко, и др. В частности, в трудах С.Н. Кожевникова получил дальнейшее развитие метод непосредственного определения динамических нагрузок при стационарном и переходном режимах движения в многомассовых динамических моделях механических систем с

линейными и нелинейными характеристиками [2]. Вопросы исследования динамических явлений в станах с учетом переходных процессов и параметров электромеханической модели сложных механических систем широко освещены в работах С.Н. Кожевникова, Л.И. Цехновича и др. [6]. Результаты исследования взаимосвязи технологических параметров процессов холодной пильгерной прокатки труб с динамикой данных станов изложены в работах В.В. Носалья, Ю.Ф. Шевакина, Ф.С. Сейдалиева, В.И. Соколовского и др. [3, 4]. Динамические исследования силовой линии станов ХПТР, как машин периодического действия сводятся, в большинстве случаев, к рассмотрению нелинейных дифференциальных уравнений с переменными коэффициентами. Решение данной задачи в первом приближении получено использованием методики, которая предложена А.П. Бессоновым и в дальнейшем развита в работах В.В. Носалья, В.И. Соколовского и В.А. Вердеревского [1, 5].

Дифференциальное уравнение движения одномассовой упругой системы с переменным приведенным моментом инерции, обусловленным наличием в цепи исходной схемы КШМ или другого аналогичного (распределительно – подающего) механизма с индивидуальным приводом, решено различными приближенными методами, изложенными в работах С.Н. Кожевникова и др. авторов. Кроме того, известно частное решение подобной развитой задачи в очередном приближении, полученное В.И. Соколовским в аналитическом виде [1, 6]. С целью установление оптимальной зависимости между жесткостями и массами системы, использование современных компьютерных технологий для исследования движения сложной континуальной механической системы силовой линии стана ХПТ является актуальным.

Метод решения задачи. Решение поставленной задачи потребовало совершенствования методов динамического анализа и синтеза механизмов главной силовой линии стана ХПТР с заданными характеристиками и дальнейшее сравнение полученных результатов с данными базовых экспериментальных исследований, с целью реализации оптимальных вариантов модернизации стана ХПТР. При решении данной задачи учитывалось, что для реализации инновационной технологии производства и поддержания соответствующих показателей качества холоднокатаных труб, число звеньев

механизмов силовой линии стана ХПТР и соответствующие их массы должны быть минимальными, а ведомые звенья механической системы должны перемещаться с высокой точностью и позиционированием по заданной программе.

Используя известные методики исследования динамики машин периодического действия [1–5] переходим к детальному анализу неравномерности хода главной силовой линии стана ХПТР с учётом упругости звеньев, изменения момента инерции и параметров электромеханической системы. Согласно принятой расчетной схемы в дальнейшем проанализируем результаты работ [1, 9] и представим развитое решение системы дифференциальных уравнений движения элементов многомассовой (семимассовой) модели силовой линии стана ХПТР.

Разделим исходные уравнения системы на соответствующие коэффициенты при второй производной и вычтем каждое последующее уравнение из предыдущего. В результате получим систему взаимосвязанных дифференциальных уравнений для семимассовой динамической модели относительно углов закручивания $\phi_{i,i+1} = \phi_{i+1} - \phi_i$ силовой линии стана ХПТР, согласно [2, 7] в виде:

$$\begin{cases} \frac{d^2 \phi_{12}}{dt^2} + C_{12} \left[\frac{1}{I_1(\phi_1)} + \frac{1}{I_2} \right] \phi_{12} - \frac{C_{23}}{I_2} \phi_{23} = M_c; \\ \frac{d^2 \phi_{23}}{dt^2} + C_{23} \left(\frac{1}{I_2} + \frac{1}{I_3} \right) \phi_{23} + \frac{C_{23}}{I_3} \phi_{12} - \frac{C_{34}}{I_3} \phi_{34} = M_d; \\ \frac{d^2 \phi_{45}}{dt^2} + C_{45} \left(\frac{1}{I_4} + \frac{1}{I_5} \right) \phi_{45} + \frac{C_{34}}{I_4} \phi_{34} - \frac{C_{56}}{I_5} \phi_{56} = 0; \\ \frac{d^2 \phi_{56}}{dt^2} + C_{56} \left(\frac{1}{I_5} + \frac{1}{I_6} \right) \phi_{56} + \frac{C_{45}}{I_5} \phi_{45} - \frac{C_{67}}{I_6} \phi_{67} = 0; \\ \frac{d^2 \phi_{67}}{dt^2} + C_{67} \left(\frac{1}{I_6} + \frac{1}{I_7} \right) \phi_{67} + \frac{C_{56}}{I_6} \phi_{56} = 0, \end{cases} \quad (1)$$

где $M_d = \frac{ik}{I_3} \left(\omega_0 - \frac{d\phi_3}{dt} i \right)$ – момент электродвигателя;

$$M_c = -\frac{f mg + Pr}{I_1(\phi_1)} \left[\frac{2}{\pi} + \frac{2\delta}{\pi} \sin\left(\frac{\pi}{30}\right) + \frac{4\lambda}{3\pi} \cos(\phi_1) + \frac{8}{3\pi} \sin(2\phi_1) - \left(\frac{4}{3\pi} + \frac{4\delta}{\pi} \sin\left(\frac{\pi}{30}\right) \right) \cos(2\phi_1) \right]$$

момент сил сопротивления;

$I_1(\varphi)$ – приведенный момент инерции подвижных масс рабочей клетки и шатунов привода [8]; I_i ($i = 2, 7$) – приведенные моменты инерции элементов силовой линии стана; C_{ij} ($i = 1, 6; j = 1, 7$) – приведенные жесткости звеньев силовой линии стана; $\phi_{i,i+1}$ ($i = 1, 2, \dots, 6$) – угловые перемещения элементов силовой линии стана; $\lambda = r/l$, $\delta = a/l$ – геометрические параметры КШМ; a – дезаксиал главного привода; r – расстояние от места крепления шатуна до центра (радиус) кривошипного колеса; l – длина шатуна главного привода стана; k – тангенсом угла наклона касательной к реальной механической характеристике электродвигателя главного привода стана; i – передаточное

отношение элементов силовой линии стана; ω_0 – номинальная угловая скорость электродвигателя при идеальном холостом ходе; f – коэффициент трения скольжения; m – масса рабочей клетки; P_c – сила технологического сопротивления со стороны очага деформации [3].

Решение системы дифференциальных уравнений (1) реализовано численно методом Рунге – Кутты с применением компьютерных технологий для номинального режима работы силовой линии и исходной характеристики звеньев стана ХПТР 15-30. Расчет динамики силовой линии стана ХПТР 15-30 проведен в соответствии с данными таблицы 1 и представлен на рисунке 2.

Таблица 1 - Динамические параметры силовой линии стана ХПТ 15-30

Параметры	1	2	3	4	5	6	7
$I, \text{кгм}^2$	24,7	127,4	420,3	12,4	34,7	1,4	12,7
$C \times 10^5, \text{Н/м}$	37,2	84,5	98,56	18,2	11,4	18,4	-----

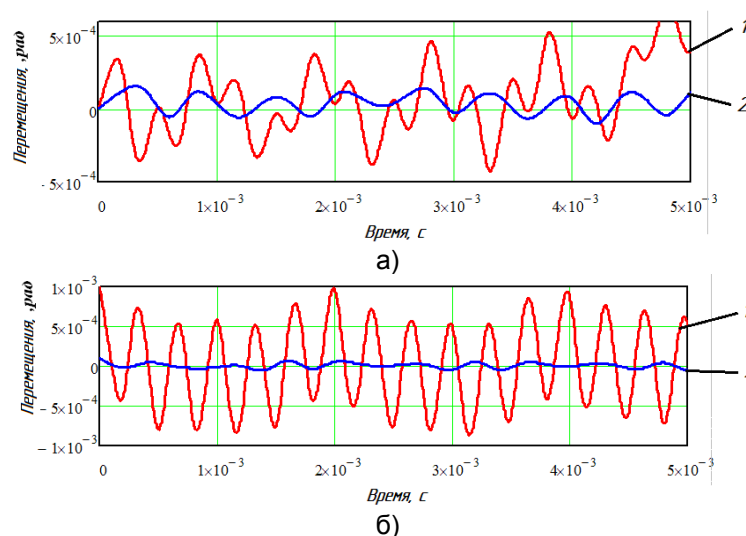


Рисунок 2 - Углы закручивания кривошипного колеса силовой линии стана ХПТР 15-30 за цикл прокатки трубы, по маршруту $\varnothing 32 \times 1,8 \rightarrow \varnothing 25 \times 0,8$, материал X18H10T: а) $n = 90$ дв.х/мин; б) $n = 120$ дв.х/мин; 1 – без выравнивающего устройства; 2 – с выравниванием подвижных масс силовой линии стана

Решение системы дифференциальных уравнений (1) проводим путем уточнения методики, которая приведена в работе [5]. Разложением в ряд Фурье представим функцию

$\phi_{i,i+1}$ ($i = 1, 2, \dots, 6$) в виде соответствующих отрезков

$$\left\{ \begin{array}{l} \phi_{12} = b_0 + b_1 \sin(vt) + b_2 \cos(vt) + b_3 \sin(2vt) + b_4 \cos(2vt); \\ \phi_{23} = c_0 + c_1 \sin(vt) + c_2 \cos(vt) + c_3 \sin(2vt) + c_4 \cos(2vt); \\ \phi_{34} = d_0 + d_1 \sin(vt) + d_2 \cos(vt) + d_3 \sin(2vt) + d_4 \cos(2vt); \\ \phi_{34} = e_0 + e_1 \sin(vt) + e_2 \cos(vt) + e_3 \sin(2vt) + e_4 \cos(2vt); \\ \phi_{45} = g_0 + g_1 \sin(vt) + g_2 \cos(vt) + g_3 \sin(2vt) + g_4 \cos(2vt); \\ \phi_{56} = r_0 + r_1 \sin(vt) + r_2 \cos(vt) + r_3 \sin(2vt) + r_4 \cos(2vt). \end{array} \right. \quad (2)$$

где ν – частота вынуждающей силы (при номинальном режиме функционирования силовой линии стана равна частоте вращения кривошипного колеса привода)

Умножим уравнение (1) на $I_1(\phi_1)$ и подставим (2) в уравнение (1). Далее разложив в первом уравнении произведения тригонометрических функций в ряды Фурье, ограничиваясь в этих разложениях вторыми гармониками и приравнявая, справа и слева от знака равенства коэффициенты при одинаковых гармониках, получаем достаточно громоздкую систему линейных алгебраических уравнений 30-ого порядка. Отметим, что в последних трех уравнениях системы (1) отсутствует значимая технологическая нагрузка. Тогда выражая r_i

через g_i из последнего уравнения, g_i через e_i и из предпоследнего уравнения e_i через d_i из следующего от конца уравнения переходим к частному решению задачи. Далее приравниваем соответствующие коэффициенты при гармонических функциях $\sin(jvt)$ и $\cos(jvt)$ и подставляем их в остальные уравнения (1). Следовательно, получаем систему уравнений 15-го порядка, содержащую неизвестные постоянные коэффициенты b_i, c_i, d_i ($i = 0, 1, 2, 3, 4$).

Расчетные значения коэффициентов, входящие в соответствующее решение уравнений (1) и (2), для стана ХПТР 15-30 приведены в таблице 2

Таблица 2 - Значения коэффициентов уравнения (2) для стана ХПТР 15-30

Коэффициенты системы (2)	1	2	3	4
a	-0.004547	-0.000051	-0.001534	-0.000016
c	-0.000134	-0.000097	0.0008739	0.000443
d	0.002478	0.000155	-0.001493	-0.000978
e	-0.001347	-0.000127	0.001124	0.000482
g	-0.000454	0.000029	-0.000137	-0.000073
r	-0.000179	-0.000017	0.000037	0.000091

Относительно определителя полученной системы уравнений известно, что он явно невыраженный, т.к. низшая собственная частота для выбранной базовой семимассовой динамической системы, описывающей упругую линию стана ХПТ 15-30 порядка 198 рад/сек (31,52 Гц) в то время как частота вынуждающей силы при номинальном режиме функционирования силовой линии

(90 дв.ход./мин) $\nu = 9,42$ рад/сек (1,5 Гц) т.е. намного меньше собственной частоты механической системы главного привод. Отметим, что правые части и коэффициенты первого уравнения системы (1) представляют собой периодические функции, а остальные уравнения системы имеют соответствующие постоянные коэффициенты. Учитывая равнопеременное движение масс механической системы, вместо $\phi_{i,i+1}$ ($i = 1, 2, \dots, 6$) необходимо в решение задачи подставить выражение

$$\phi(t) = vt + \omega$$

Определяем характер неравномерности вращения для выбранной семимассовой динамической модели главной силовой линии стана ХПТР, как абсолютно твердого тела, вычисленные по $\dot{\phi} / \nu = a_1 \cos(vt) - a_2 \sin(vt) + 2a_3 \cos(2vt) - 2a_4 \sin(2vt)$ с использованием исходных данных базовой модели механической системы стана ХПТР 15-30. Расчетные значения скоростей и относительных углов закручивания звеньев $\phi_{i,i+1} / \nu$ ($i = 1, 2, \dots, 6$) главной силовой линии стана ХПТР 15-30 за цикл прокатки трубы, по маршруту $\varnothing 32 \times 1,8 \rightarrow \varnothing 25 \times 0,8$, материал X18H10T с выравниванием и без выравнивания подвижных масс системы, приведены на рис.2.

Подставляя решение (2) для $\phi_{i,i+1}$ ($i = 1, 2, \dots, 6$) в исходную систему согласно (1), получаем несвязные уравнения относительно

$\phi_i (i = 1, 2, \dots, 7)$. При этом достаточно проинтегрировать одно из них, например, уравнение для угла поворота массы электродвигателя главного привода стана ХПТР. Расчетные значения переменной составляющей относительных угловых скоростей $\dot{\phi}_i / v (i = 1, 2, \dots, 7)$ элементов цепи главной силовой линии стана ХПТР 15-30 за один цикл его работы, по маршруту $\varnothing 32 \times 1,8 \rightarrow \varnothing 25 \times 0,8$, материал 12X18H10T, представляют определенный интерес. Расчеты показывают, что т.к. при номинальном режиме стана электродвигатель работает на естественной механической характеристике, то неравномерность хода стана сравнительно небольшая. Она может возрастать при других режимах работы, когда двигатель работает на искусственных механических характеристиках. Неравномерность вращения элементов главной силовой линии стана ХПТР 15-30, со стороны которой приложен возмущающий момент, несколько меньше и составляет 16,3% от средней скорости вращения привода. Неравномерность вращения масс с постоянным моментом инерции ведомого звена типового РГМ составляет 13,8%. Достоверность полученных результатов подтверждена результатами экспериментальных исследований силовой линии стана ХПТР 15-30 [5] и представлена на осциллограммах изменения частоты вращения базовых элементов главной силовой линии стана ХПТ 15-30 за несколько циклов прокатки. Сравнение существующей методики с предлагаемой схемой расчета, на примере силовой линии стана ХПТР 15-30 показывает некоторые отличительные особенности формирования неравномерности движения и условий функционирования всей механической системы (силовой линии). Следует подчеркнуть, что вследствие наличия упругих промежуточных звеньев в главной силовой линии стана ХПТР 15-30 угловые скорости масс цепи силовой линии стана в каждый момент времени отличаются друг от друга. Причем неравномерность вращения элементов на валу двигателя главного привода стана примерно совпадает с неравномерностью вращения главной линии как абсолютно твердого целого и составляет 18,9% от средней скорости вращения привода при умеренном режиме работы стана (80 дв.х./мин).

Вследствие наличия упругих промежуточных звеньев в главной силовой линии стана ХПТР угловые скорости масс цепи в каждый момент времени отличаются друг от друга. Причем неравномерность вращения элементов на валу двигателя главного привода стана примерно совпадает с неравномерностью вращения главной линии как абсолютно твердого целого и составляет 14,2% от средней скорости вращения привода при номинальном режиме работы стана

(78 дв.х./мин). Заметим, что масса двигателя и муфты тормоза из-за большой величины их момента инерции находятся в узле колебания. Это соответствует нижней собственной частоте механической системы. Неравномерность вращения масс с постоянным моментом инерции ведомого звена составляет 13,8%. Видно, что т.к. при номинальном режиме двигатель работает на естественной механической характеристике, то неравномерность движения стана сравнительно небольшая. Она возрастает при других режимах работы системы (например, при 160 – 180 дв.х./мин, когда электродвигатель работает на искусственных механических характеристиках). Заметим, что масса двигателя и муфты тормоза из-за большой величины их момента инерции близко расположены к узлу колебаний системы, динамические процессы обусловлены нижней собственной частотой системы. Неравномерность вращения элементов силовой линии стана ХПТР 15-30, со стороны главного привода стана, несколько меньше и составляет 12,3% от средней скорости вращения привода.

Математическое моделирование динамических процессов показывает, что при этом имеет место значительное снижение избыточной нагрузки на главный привод не только от переменной составляющей момента инерции механической системы, но и сил технологического сопротивления. Это достигается путем незначительного переуравновешивания (на 12%) подвижных масс рабочей клетки и шатунов главного привода стана ХПТР. Реализация данного предложения на стане возможна изготовлением кривошипного колеса с встроенными уравнивающими контргрузами. Снижение неравномерности вращения элементов силовой линии достигается выбором рациональных параметров массивного уравнивающего маховика и уравнивающего устройства подвижных масс механической системы стана. Это может быть реализовано путем проведения численного эксперимента на базе предложенной математической модели механической системы ХПТР. Для стана ХПТР 15-30 уравнивающий маховик имеет диаметр 800 мм и ширину 90 мм. Эти возможности были использованы при модернизации стана ХПТР 15-30 в условиях ООО «МЕДСПЕКТРУБ», в результате которой существенно уменьшилась материалоемкость агрегата, повысилась его производительность за счет, как повышения темпов работы, так и использования рациональных режимов прокатки. Для реализации рациональных режимов работы механизм возвратно-поступательного движения клетки претерпел изменения.

На рис.3 представлены кинематическая схема стана ХПТР 15-30 с модульной валковой клетью после его комплексной модернизации ООО «НПФ «Восток Плюс». При этом стан ХПТР 15-30

оснащен двумя сменными модулями (роликовым и валковым) рабочей клетки, что в целом существенно расширяет технологические возможности стана.

Силовая линия комплексно модернизированного стана ХПТР 15-30 состоит: электродвигателя 1; приводного вала с маховиками 2; кривошипного колеса 3; шатунов привода клетки 4; двух сменных модулей рабочей клетки 5 (роликовая или валковая с вертикальными валками); сервопривода 6 системы группового поворота патронов; переднего патрона поворота трубы 7; двух патронов поворота и подачи трубы заготовки 8; шарико-винтовой пары 9 привода перемещения патронов подачи; двух патронов стержня оправки 10; двух автономных сервоприводов патрона поворота и подачи трубы заготовки 11. Применение в конструкции стана ХПТР синхронных серводвигателей с постоянными магнитами на роторе, оснащенных системами обратной связи, позволяет существенно упростить реализацию операций периодических линейных и угловых перемещений обрабатываемого изделия в очаге деформации.

Высокая перегрузочная способность серводвигателей с магнитами открывает возможность использования в линии подачи шарико-винтовой передачи (ШВП), обеспечивающей как реализацию высокоточных перемещений, так и любых режимов подпора трубы – заготовки. В таблице 3 представлено сравнение основных характеристик модернизированного стана ХПТР 15-30 конструкции ООО «НПФ «Восток Плюс».

Существенное изменение металлоёмкости достигнуто заменой поворотного-подающего комплекса двумя независимыми системами механизмов, реализующих поступательные и вращательные движения заготовки, оправки и готовой трубы. Возможность дальнейшей модернизации с целью организации непрерываемого процесса обеспечена установкой двух механизмов периодической подачи при одновременном удвоении механизмов фиксации стержня оправки в линии поворота. Существующая односторонняя схема передачи вращательного движения от двигателя на кривошипные колёса трансформирована в двухстороннюю - симметричную.

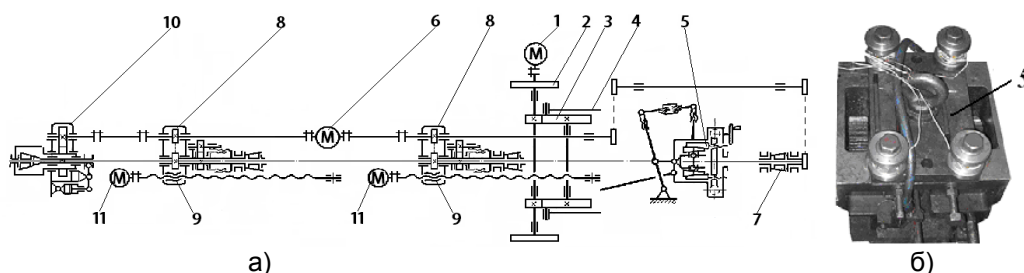


Рисунок 3 - Схема комплексно модернизированного стана ХПТР 15-30 конструкции ООО «НПФ «Восток Плюс»: а – модернизированный стан с роликовой клетью; б – валковый модуль конструкции НМетАУ: 1 – электродвигатель; 2 – приводной вал с двумя маховиками; 3 – кривошипное колесо; 4 – шатуны привода клетки; 5 – рабочая клеть (роликовая или валковая с вертикальными валками); 6 – сервопривод системы группового поворота патронов; 7 – передний патрон поворота трубы; 8 – патрон поворота и подачи трубы заготовки; 9 – шарико-винтовая пара привода перемещения патронов подачи; 10 – патрон зажима стержня оправки; 11 – сервопривод патрона поворота и подачи трубы заготовки

При этом на валу шкивы установлены с возможностью продольного перемещения вдоль его оси [10], что позволяет нивелировать проявления пагубных для протекания процесса холодного пильгерования в виде галлопирования и рыскания рабочей клетки, обуславливаемые неизбежной разницей линейных размеров звеньев спаренных кривошипно-шатунных механизмов (КШМ). Достоверность полученных результатов подтверждена результатами ряда экспериментальных исследований взаимосвязанных механизмов силовой линии стана ХПТР 15-30. Сравнительный анализ осциллограмм изменения частоты вращения элементов главной силовой линии стана ХПТР 15-30 за несколько циклов прокатки трубы, приведенные в работах [7, 10], указывает на некоторые погрешности расчетов (в пределах 7–

8%), что подтверждает высокую достоверность результатов исследований данного типа машин.

Выводы.

1. Путем развития динамической модели механической системы уточнена методика определения неравномерности хода главной силовой линии стана ХПТР.
2. Составлены дифференциальные уравнения движения для выбранной семимассовой динамической модели силовой линии стана ХПТР с учетом параметров электромеханической модели и переменности момента инерции механической системы.
3. Выявлено, что при номинальном режиме работы электродвигателя главного привода неравномерность хода силовой линии стана сравнительно небольшая. Она может возрастать при других режимах работы, когда электродвигатель работает на искусственных

механических характеристиках. Расчетным путем установлено, что неравномерность вращения элементов главной силовой линии стана ХПТР 15-30 составляет 14,2% от средней скорости вращения системы.

4. Моделированием динамических процессов установлено, что для уменьшения нежелательных динамических явлений в механической системе и элементах силовой линии стана ХПТР необходимо увеличить жесткость приводного вала до расчетной величины. Обоснована возможность сведения к минимуму избыточных динамических нагрузок в механической системе силовой линии стана ХПТР. Установлено, что активное управление неравномерностью вращения элементов силовой линии следует производить при помощи базового уравнивающего устройства подвижных масс системы.

5. Для уменьшения нежелательных динамических нагрузок в механической системе и элементах силовой линии стана ХПТР 15-30 необходимо осуществить комплексную модернизацию стана по предложенной схеме: заменить и установить асинхронный регулируемый электродвигатель на оси приводного вала; приводной вал снабдить двумя одинаковыми массивными выравнивающими маховиками; увеличить жесткость вала шестерни приводного механизма в 1,4 раза от исходной величины; заменить существующий распределительно - подающий механизм системой индивидуального поворота и подачи трубы на базе современных сервоприводов с последующей организацией непрерываемого технологического процесса маршрутной прокатки труб на стане.

Библиографический список

1. Гриншпун М.И. Станы холодной прокатки труб/ М.И. Гриншпун, В.И. Соколовский// М: Машиностроение, 1967. – 239 с.
2. Кожевников С.Н. Динамика нестационарных процессов в машинах. – Киев: Наукова думка, 1986. – 288 с.
3. Шевакин Ю.Ф. Станы холодной прокатки труб /Ю.Ф. Шевакин, Ф.С. Сейдалиев// М: Металлургия, 1966. – 212 с.
4. Фролов В.Ф. Холодная прокатка труб/ В.Ф. Фролов, В.Н. Данченко, Я.В. Фролов// Монография, – Днепропетровск: Пороги, 2005 – 255 с.
5. Бессонов А. П. Основы динамики механизмов с переменной массой звеньев. /А. П. Бессонов – М.: Наука, 1967. – 267 с.
6. Кожевников С.Н. Модернизация стана холодной прокатки /С.Н.Кожевников, А.С. Ткаченко, Г.И. Хаустов //Вестник машиностроения, 1984.-№ 4. С. 62-65.
7. Вышинский В.Т. Исследование и особенности упрощения динамических моделей рядных механических цепей. // Теория и практика металлургии.1999. №6. – С.35 – 37
8. Ткаченко А.С. Исследование статически определимого привода клетки стана холодной прокатки труб /А.С. Ткаченко, Р.П. Ермакович, Г.Э. Гохберг, В.Т. Вышинский, И.В. Мураш//Металлургия – 1970.-№8. – С 44 – 45
9. Рахманов С.Р. Исследование неравномерности хода главной силовой линии стана ХПТ/ С.Р. Рахманов, В.Т. Вышинский, Л.А. Морозова, В.В. Поворотный , А.В. Силич//Металлургическая и горнорудная промышленность – 2016. №1 – С. 92 –98
10. Вышинский В.Т. Анализ подходов к созданию станов холодной прокатки труб./В.Т. Вышинский, В.Н. Данченко, С.Р. Рахманов, Я.В. Фролов//Пластична деформація металів. Колективна монографія. Вид. тов. «Акцент ПП» 2014. С. 218 – 235.

УДК 621.74.669.131.622

Калинин В.Т., Кривошеев В.А., Калинин А.В., Навроцкий Д.И.*

**Повышение качества отливок путем использования
рафинированных шихтовых чушковых чугунов, легирования и
наномодифицирования литейных расплавов в печи, разливочных
ковшах и формах**

Исследовано качество чушкового рафинированного литейного чугуна, показана целесообразность использования его при производстве ответственных отливок металлургического назначения, рекомендовано улучшение качества литейных расплавов и отливок из этого чугуна путем легирования Nb, B, W, Co и модифицирования нанодисперсными частицами на основе тугоплавких соединений TiCN и SiC. Опытнo-промышленная проверка комплексной технологии производства качественных отливок на заводах Днепропетровского региона показала повышение эксплуатационной стойкости сталеразливочных изложниц на 30-45%, мелющих шаров – на 22-27%, а брак отбеленно-магнелевых валков по «черным пятнам» снизился на 4-5%.

Досліджена якість чушкового рафінованого ливарного чавуну, показана доцільність використання його при виробництві відповідальних отливок металургійного призначення, рекомендовано поліпшення якості ливарних расплавів та відливок з цього чавуну шляхом легування Nb, B, W, Co та модифікації нанодисперсними частками на основі тугоплавких з'єднань TiCN і SiC. Дослідно-промислового показала підвищення експлуатаційної стійкості сталерозливальних ізложниць на 30-45%, шаров, що мілять, - на 22-27%, а брак відбілено-магнієвих валків по «чорним плямам» зменшився на 4-5%.

The quality of pig iron refined cast iron has been studied, the expediency of using it in the production of critical castings for metallurgical purposes has been shown, improving the quality of foundry melts and castings from this cast iron by doping Nb, B, W, Co and modifying with nanodispersed particles based on refractory TiCN and SiC compounds is recommended. Experimental and industrial verification of the integrated technology for the production of quality castings at the plants of the Dnipro region showed an increase in the operational stability of steel casting molds by 30-45%, grinding balls by 22-27%, and the bleaching-magnesium rolls by "black spots" decreased by 4-5 %.

Вступление. Исследованию процессов рафинирования, легирования и наномодифицирования чугуновых литейных расплавов посвящено много работ[1-7], однако в них рассматриваются, в основном, отдельные этапы производства отливок: получение шихтовых рафинированных чугунов, дополнительное легирование чугуна в печи или ковше, наномодифицирование расплава перед заливкой или в форме. Авторы настоящей работе предприняли попытку обобщить результаты своих ранних исследований и предложить производителям применить комплексную технологию, включающую процесс использования шихтовых рафинированных чугунов, легирование и наномодифицирование их расплавов для производства литых изделий.

Изложение результатов исследования. Нами выбрана нижеприведенная методика проведения опытнo-промышленной проверки предлагаемой комплексной технологии при производстве ответственного металлургического литья (прокатных валков, сталеразливочных изложниц, мелющих шаров и др.), включающая следующие этапы:

1.Использование литейного чушкового рафинированного Mg чугуна производства ПАО

МК «Азовсталь» и ПАО «Мариупольский металлургический комбинат имени Ильича» по технологии Института черной металлургии НАНУ и исследование его качества[1-2].

2.Дополнительное легирование промышленных хромоникелевых валковых расплавов Nb, B, W, Co и др. элементами в печи, на желобе и в ковше, исследование их влияния на процессы перекристаллизации чугуна при температурах 200–600°С, структурные и механические характеристики отливок [3-4].

3. Расчет и обоснование термодинамической возможности зарождения и развития центров кристаллизации при наномодифицировании литейных расплавов.

4.Модифицирование литейных железо - углеродистых расплавов брикетированными тугоплавкими нанодисперсными порошками на основе TiCN, SiC и др. для создания кроме естественных дополнительно искусственных центров кристаллизации при затвердевании отливок в формах [5-6].

5.Определение влияния легирования и наномодифицирования литейных расплавов на эксплуатационные свойства отливок.

На первом технологическом этапе решался вопрос получения качественного доменного

*Калинин Василий Тимофеевич, профессор НметАУ, д.т.н.,
Кривошеев Владимир Андреевич, почетный профессор НметАУ, к.т.н.,
Калинин Александр Васильевич, доцент ПГСА, к.т.н.,
Навроцкий Денис Иванович, студент НметАУ.

рафинированного Mg литейного чугуна на МК «Азовсталь» и ММК им. Ильича, который выплавляли из железорудного сырья Криворожского месторождения. Низкое содержание серы ($\leq 0,005\%$) и чистота по неметаллическим включениям делает его перспективным материалом для применения в шихте при производстве отливок из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом, а также ответственных отливок из серого чугуна, чувствительных к наследственным свойствам доменного чугуна. Технические условия предусматривают поставку рафинированного чугуна с повышенными требованиями [2]:

- содержание серы не более 0,01%;
- гарантированное содержание углерода, пониженное на 0,1% против ГОСТа;
- отсутствие спели и низкое содержание микропримесей, %: Cr до 0,04; Ti до 0,05; сумма Cr, Ti, V, Al и Pb не более 0,15.

Такой чугун, благодаря высокой чистоте по газам, спели и другим неметаллическим включениям, обеспечивает хорошую отбеливаемость чушек и может быть использован в вальцелитейном производстве. Опробование его было проведено на Днепровском и Лутугинском заводах прокатных валков при выплавке металла для отбеленных и отбелено-магниевых прокатных валков [3-4]. В опытных плавках шихта состояла из низкокремнистого рафинированного магнием чугуна и лома валков. Все отлитые валки имели требуемую глубину и хорошее качество отбеленного рабочего слоя, брак по «черным пятнам» снизился на 4,0- 5,0%. Доменные печи страны работают на различных рудах, агломерате, коксе и поэтому чугуны имеют различное содержание микропримесей, газов, спели и других неметаллических включений, не контролируемых обычным химическим анализом. При низкотемпературном переплаве шихты в литейных цехах примеси в значительной степени сохраняются и создают сравнительно устойчивую зародышевую фазу, оказывающую определенное влияние на кристаллизацию и структурообразование чугуна отливок (наследственные свойства).

В последние годы в литейных цехах осуществлена замена вагранок, пламенных и мартеновских печей на индукционные и дуговые электрические печи, в которых технологически возможен процесс рафинирования жидкого чугуна до нужного уровня качества, поэтому вопрос о необходимости сохранения исходных наследственных свойств доменного чугуна остается но нивелируется более актуальными технологическими процессами легирования редкими металлами и наномодифицирования расплавов брикетированными нанодисперсными порошками на основе тугоплавких соединений.

Это позволяет эффективно воздействовать на процессы кристаллизации и перекристаллизации чугуна для повышения качества отливок. Вопросы легирования чугунных расплавов для отливки деталей металлургического оборудования, в том числе для прокатных валков, освещены в работе [7]. Исследовано влияние следующих легирующих элементов: Nb, B, W, Co и др. Однако, в связи с применением для валков текущего производства Cr-Ni чугунов, имеющих высокопрочную структуру бейнитно - мартенситного класса, повышение механических характеристик было незначительным, поэтому основное внимание было уделено исследованию процессов перекристаллизации, в частности, определению температур начала и скорости превращений в области 600-200°C. При этих температурах во время охлаждения отливки в форме протекает мартенситное превращение с приростом объема металла и возможно зарождение и развитие так называемых «волосовидных трещин», что может привести к браку отливок. Полученные данные о влиянии перечисленных легирующих элементов на кинетику перекристаллизации могут позволить корректировать эти процессы путем легирования с целью повышения температуры начала и уменьшения скорости превращения. Рекомендовано легирование валков 0,2% W, Nb либо Co, способствующих протеканию спокойного процесса перекристаллизации при температурах 400 - 500°C. При этих условиях лучше протекает процесс релаксации возникающих в отливке напряжений и устраняется необходимость длительного отпуска для их снятия. Однако, дополнительное легирование экономически затратно, что вызвало необходимость проведения исследований по поиску новых технологий для эффективного воздействия на качество отливок. С этой целью исследовано влияние нанодисперсных модификаторов на основе тугоплавких соединений TiCN и SiC на процессы зарождения центров кристаллизации и формирования структуры расплавов чугуна при затвердевании. Введенные в расплав тугоплавкие наночастицы (< 100 нм) могут рассматриваться как центры кристаллизации, если на их поверхности происходит зарождение первичной фазы, зависящей от размеров и свойств частицы, а также от ее взаимодействия с расплавом. Такое образование (частица - твердая фаза - расплав) будет устойчиво только в том случае, если свободная энергия системы уменьшается или же зависимость $\Delta F = f(r_0)$ имеет минимум [6]. Чем больше термодинамическая устойчивость инокулирующего наномодификатора и чем больше разница температур плавления частиц и Fe-C расплава, тем выше эффективность модифицирования. Также имеет значение электронное сродство модификатора и расплава, то есть

нерастворимые тугоплавкие частицы должны обладать металлическим типом проводимости. В обобщенном виде для эффективного наномодифицирования необходимы такие тугоплавкие соединения, которые имеют следующие свойства[6]:

- энтальпия образования модифицирующих соединений должна превышать энтальпию образования расплава;
- температура плавления частиц должна быть выше температуры плавления Fe-C расплава;
- наночастицы должны быть нерастворимы в расплаве и иметь металлический тип проводимости;
- тугоплавкие частицы должны быть соразмерны с величиной центров кристаллизации.
- параметры решетки тугоплавких частиц [8] должны соответствовать параметрам решетки кристаллизующейся фазы. Наиболее удовлетворяют этим требованиям

тугоплавкие соединения карбонитрида титана – TiCN. Карбид кремния (SiC) относится к разлагаемым соединениям ($\text{SiC} + \text{Fe} \rightarrow \text{FeSi} + \text{C}$) и может быть использован как графитизирующий модификатор либо самостоятельно, либо в комплексе с инокулирующими добавками. Установлено, что интенсивное снижение удельной поверхностной энергии (рисунок) начинается при уменьшении размера частиц менее 10-15 нм. Удельная поверхностная энергия нанодисперсной системы (НДС) максимальна, частицы обладают высокой адсорбционной активностью и зарождение кристаллизующейся фазы (нанооболочки) на их поверхности имеет высокую вероятность. Если же частица не обладает свойствами тугоплавкого модификатора, то нанооболочка твердой фазы будет отсутствовать. Образование «частица – твердая фаза – расплав» будет устойчивым только в том случае, если свободная энергия системы уменьшается.

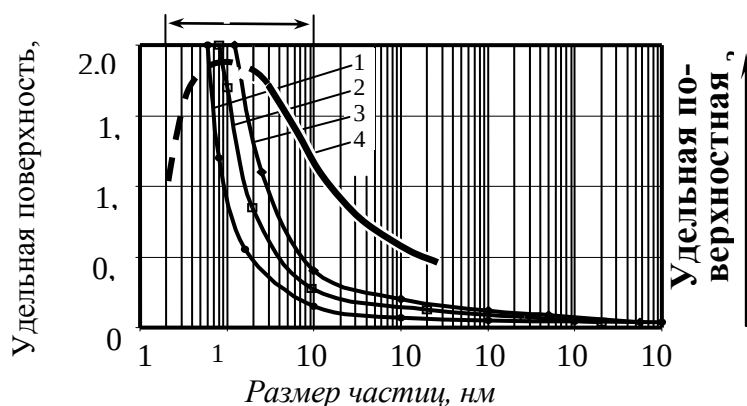


Рисунок - Влияние размера частиц на удельную поверхность (1 – TiCN; 2 – ZrN; 3 – SiC) и усредненную поверхностную энергию (4)

Зарождение первичной фазы (нанооболочки) на наночастицах облегчено и идет с уменьшением суммарной свободной энергии за счет изменения соотношения объемной и поверхностной составляющей свободной энергии, в то время как образование зародыша в немодифицированном расплаве требует затрат энергии, и только после достижения критического размера рост твердой фазы становится энергетически выгодным. Наличие большой удельной поверхности наночастицы делает процесс зарождения твердой фазы термодинамически выгодным: он идет с выделением энергии (скрытой теплоты кристаллизации). Твердая фаза, образовавшаяся в расплаве на поверхности частицы, находится в энергетически выгодном состоянии и условие к распаду у таких образований (нанооболочек) отсутствует. Такие участки твердой фазы при дальнейшем охлаждении выигрывают в конкурентной борьбе у спонтанно или гетерогенно возникших зародышей. Эти образования достаточно большие, чтобы

поглощать друг друга, поэтому размер дендритов (зерен) в отливке из модифицированного наносоединениями Fe-C сплава определяется количеством частиц: чем их больше, тем мельче дендриты первичного аустенита [9]. Установлено, что размер частицы критических зародышей аустенита при переохлаждении расплава на 10-40°C составляет 40-10 нм, а для графита – 305-55 нм. В модифицированном наносоединениями чугуна образование оболочки твердой фазы на наночастице, имеющей большую удельную поверхность, высокую адсорбционную активность и обладающей качествами тугоплавкого модификатора облегчено, и идет с уменьшением суммарной свободной энергии за счет изменения соотношения объемной и поверхностной энергии в пользу объемной. Следовательно, роль наночастиц сводится к созданию при кристаллизации расплава кроме естественных дополнительно искусственных центров кристаллизации. Они должны быть соразмерными с критическими зародышами, параметры их решетки должны соответствовать

параметрам кристаллической решетки кристаллизующейся фазы и их должно быть достаточное количество для получения в отливке субмикроскопической структуры. Опытнотехнологическая проверка комплексных технологических мероприятий для повышения качества доменного литейного чугуна и его расплавов при производстве отливок металлургического назначения показала, что эксплуатационная стойкость сталеразливочных изложниц повышается на 30 - 45%, мелющих шаров – на 22-27%, а брак валков по «черным пятнам» снижается на 4-5%.

Выводы.

1. Исследовано качество чушкового рафинированного литейного чугуна, показана целесообразность использования его при производстве ответственных отливок металлургического назначения (прокатных валков, сталеразливочных изложниц, мелющих шаров и др.) и особенно отливок из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом.
2. Рекомендовано улучшение качества литейных расплавов и отливок из этого чугуна путем легирования Nb, В, W, Со и

модифицирования нанодисперсными частицами на основе тугоплавких соединений TiCN и SiC.

3. Легирование прокатных хромоникелевых валков 0,2% ниобием или вольфрамом способствует протеканию спокойного процесса перекристаллизации при температурах 400-500°C, что ускоряет процесс релаксации возникающих в отливке при охлаждении напряжений и снижает опасность образования «волосовидных трещин».

4. Определена роль наномодифицирования (0,005-0,015%) железоуглеродистых сплавов в создании при кристаллизации кроме естественных дополнительно искусственных центров зарождения первичной фазы (нанооболочки).

5. Опытнотехнологическая проверка комплексной технологии производства качественных отливок на заводах Днепровского региона показала повышение эксплуатационной стойкости сталеразливочных изложниц на 30-45%, мелющих шаров – на 22-27%, а брак отбеленно-магнелевых валков по «черным пятнам» снизился на 4-5%.

Библиографический список

1. Шевченко А.Ф. Изучение закономерностей вдувания гранулированного магния в жидкий чугун через фурмы погружения с различным профилем канала / А.Ф.Шевченко, А.Н.Мальков, В.А.Кривошеев // ж. «Металлургическая и горнорудная промышленность». – 1982. - №31.-С. 11-12.
2. Воронова Н.А. Качество доменного литейного чугуна и пути его повышения /Н.А.Воронова, О.А.Могилевцев, Г.Н.Штейн. – Киев: УНИИ НТИ. - 1972.
3. Рудницкий Л.С. Рациональное использование доменных чугунов при литье прокатных валков / Л.С.Рудницкий, В.А.Кривошеев, В.Т.Калинин, А.Н.Филипчик// ж. «Литейное производство». – 1990. - №8. – С.3 -4.
4. Кривошеев В.А. Сравнительное исследование качественных показателей специальных доменных чугунов, используемых в вальцелитейном производстве /В.А.Кривошеев, Л.С.Рудницкий, В.Т.Калинин, Г.С.Петров// ж. «Теория и практика металлургии». - 2000.- № 6. – с.24-25.
5. Калинин В.Т. Перспективы применения ультра- и нанодисперсных модификаторов для повышения качества чугунолития / В.Т. Калинин, В.Е.Хрычиков, В.А.Кривошеев // ж. «Процессы литья». - Киев: ФТИМиС, – 2005. - №1. - С.29-33.
6. Калинин В.Т. Прогрессивные технологии комплексного легирования и модифицирования чугунов для литья деталей горно-металлургического оборудования /В.Т.Калинин, В.Е.Хрычиков, В.А.Кривошеев, В.Ю.Селиверстов, Ю.В.Доценко, А.А.Кондрат // ж. «Металлургическая и горнорудная промышленность». – 2010. - №1.-С. 51-54.
7. Кривошеев В.А. Влияние легирующих элементов на кинетику превращения аустенита в хромоникелевых валковых чугунах В.А.Кривошеев, В.Т. Калинин, Л.Т.Калинина, А.Н.Филипчик // ж. «Металловедение и термическая обработка металлов». – 1984.-№ 7. - С. 58-60.
8. Котельников Р.Б. Особо тугоплавкие элементы и соединения /Р.Б. Котельников, С.Н. Башлыков - М.: Металлургия, 1989. – 410с.
9. Гаврилин И.В. Плавление и кристаллизация металлов и сплавов. /И.В. Гаврилин – Владимир: Владимирский гос. ун-т. – 2000. – 260с.
10. Хрычиков В.Е. Повышение эксплуатационной стойкости мелющих шаров при модифицировании исходного расплава чугуна брикетированными наномодификаторами /В.Е. Хрычиков, В.Т.Калинин, Н.В.Сусло, В.А.Кривошеев, Е.В.Меняйло ж. «Металлургическая и горнорудная промышленность». – 2016. - №1.-С. 53-56.

УДК 621.315

Строительева Н.И., Головки А.К., Червоный И.Ф.*

О трансформации микродефектов в монокристаллическом кремнии

Рассмотрено влияние различных внешних воздействий на структурное совершенство монокристаллического кремния. Проанализированы воздействия тепловых полей, эффекта туннельной кристаллизации, радиационной обработки, нейтронного облучения и магнитного поля. Определены условия, позволяющие управлять структурными свойствами полупроводникового кремния.

Розглянута залежність структурної досконалості монокристалічного кремнію від різних зовнішніх впливів. Проаналізований вплив теплових полів, ефекту тунельної кристалізації, радіаційної обробки, нейтронного опромінення і магнітного поля. Визначені умови, що дозволяють управляти структурними властивостями напівпровідникового кремнію.

The influence of various external influences on the structural perfection of monocrystalline silicon is considered. Analysis of the influence of the effects of thermal fields, the effect of tunneling crystallization, radiation treatment, neutron irradiation and magnetic field are analyzed. Conditions that allow controlling the structural properties of semiconductor silicon are determined.

Введение.

Современный уровень развития микро- и наноэлектроники предъявляет высокие требования к качеству монокристаллического кремния, используемого в качестве основного материала электронной промышленности. На сегодняшний день накоплен обширный экспериментальный материал о природе, структуре и поведении микродефектов в монокристаллах кремния. Впервые микродефекты были проанализированы и классифицированы в работе [1]. На основе результатов металлографического и рентгеновского анализа были введены понятия о двух типах микродефектов в зависимости от их размеров и концентрации. А – микродефекты имеют более крупные ямки травления и меньшую концентрацию (10^6 см^{-3}), а В-микродефекты имеют более мелкие ямки травления, но более высокую концентрацию (10^7 см^{-3}). Дальнейшие исследования дефектной структуры монокристаллов кремния, выращенных в режиме повышенных скоростей (более 5 мм/мин) показали, что в них присутствуют микродефекты С- и D-типа с еще более мелкими ямками травления в концентрации 10^{10} - 10^{11} см^{-3} [2]. Позднее было определено, что С-микродефекты представляют собой форму распределения D-микродефектов, связанную с резким изменением тепловых условий роста кристаллов кремния [3]. По мере появления дополнительных данных о природе микродефектов изменялась и их классификация.

Современная классификация микродефектов в монокристаллическом кремнии. В соответствии с общепринятой в настоящее время классификацией микродефекты подразделяются на дефекты А-, В- и D-типа. Микродефекты А- и В-типа образуются при сравнительно низких скоростях выращивания ($\leq 3\text{--}4$ мм/мин), дефекты D-типа – при высоких (≥ 5 мм/мин).

На сегодняшний день многочисленными экспериментами установлено, что микродефекты А-типа являются дислокационными петлями внедренного типа [4-6], расположены в плоскостях $\{110\}$ и $\{111\}$ и, как правило, сильно декорированные атомами остаточных примесей [6]. Размер петель зависит от скорости роста кристалла. Так, при $V=1$ мм/мин дислокационные петли имеют размеры до 20 мкм, а с увеличением скорости до 3 мм/мин их размер уменьшается до 1–4 мкм [6]. А-микродефекты могут генерировать дислокации. В работе [6] впервые показано, что микродефекты В-типа также являются дефектами внедрения с размерами 15–45 нм и концентрацией $\sim 10^{10} \text{ см}^{-3}$. Они имеют ромбовидную или квадратную форму со сторонами по направлениям $[110]$ и $[100]$, и лежат в основном в плоскости $\{100\}$. Эти микродефекты являются преципитатами (выделениями), состоящими из собственных межузельных атомов кремния и атомов примесей кислорода и углерода. Микродефекты D-типа – дефекты внедренного типа с размерами 5–60 нм. Эти микродефекты являются скоплениями частиц SiO_2 и образуются при скорости выращивания ≥ 5 мм/мин [7]. Микродефекты D'-типа самые мелкие

*Строительева Нина Ивановна, доцент ЗГИА, к.физ.-мат.н.,

Головки Александр Константинович, аспирант ЗГИА,

Червоный Иван Федорович, профессор ЗГИА, д.т.н.

Рецензент Иващенко Валерий Петрович, проректор НМетАУ, д.т.н., профессор.

микродефекты с размерами 3,5 нм [7]. Это микропреципитаты, образующиеся в результате взаимодействия вакансий и атомов остаточного кислорода с образованием кристаллической и аморфной фаз типа SiO_2 . Микродефекты D-типа являются зародышами микродефектов D-типа. Установлено, что D - микродефекты являются также дефектами внедренного типа; их концентрация составляет 10^{13} см^{-3} , размер 5–10 нм [7].

1. Образование микродефектов связано с диффузией точечных дефектов и примесей и, следовательно, определяется температурой и временем пребывания монокристалла при данной температуре. С этим связано многообразие размеров и характера распределения микродефектов в монокристаллах даже имеющих одинаковый состав примесей, но выращенных в различных тепловых условиях.

Исследование влияния различных внешних воздействий на структурное совершенство выращенных кристаллов кремния, анализ причин и механизмов трансформации дефектов кристаллической структуры в перспективе могут дать возможность управлять структурой и свойствами исходных монокристаллов кремния на любом этапе промышленного производства.

2. Влияние тепловых условий выращивания монокристаллов

Исследование процессов дефектообразования в монокристаллах кремния с помощью электронной микроскопии позволило авторам работ [8-9] установить, что образование A и B- микродефектов усиливается примесью углерода и замедляется примесью кислорода, образование же D-микродефектов подавляется примесью углерода, а при легировании кислородом их распределение становится полосчатым. Экспериментально подтверждено, что образование A- и B- микродефектов в бездислокационных монокристаллах кремния связано с наличием градиента температуры в растущем монокристалле и повышенной концентрацией примеси, а области распределения D-микродефектов характеризуются пониженной концентрацией примеси [10]. Следствием осаждения примесей на микродефектах является возрастание их электрической активности [7].

Изложение основных результатов исследования. В работе [11] разработана математическая модель, связывающая распределение плотности микродефектов и равномерность распределения кислорода вдоль длины выращиваемого монокристалла с температурой расплава, скоростью выращивания, осевым температурным градиентом. Уравнение, описывающее плотность микродефектов в монокристаллах кремния в процессе выращивания с учетом влияния величины относительного осевого

температурного градиента A и относительной скорости выращивания B, имеет следующий вид [11]:

$$N=142,34-149,79A-1,8352B+ \\ +167,956A^2+42,0817B^2. \quad (1)$$

Решение данного уравнения показало, что существенное влияние на распределение плотности микродефектов оказывает осевой температурный градиент. Использование такой модели позволяет определять требуемые значения скорости выращивания и осевого температурного градиента уже на начальной стадии технологического процесса выращивания монокристаллов кремния большого диаметра. Проведенные в работе [11] исследования влияния тепловых условий ростовой установки на распределение плотности микродефектов в монокристаллах кремния позволили определить диапазон значений осевого температурного градиента в пределах от 50 до 93 К/см и скорости выращивания V в пределах от 0,33 до 0,8 мм/мин, обеспечивающие получение монокристаллов кремния с неравномерностью распределения плотности микродефектов по длине монокристалла, не превышающей 8 дефектов на см^2 . Влияние температурных условий выращивания на процессы дефектообразования в монокристаллах кремния было экспериментально изучено в работе [7]. Для определения температуры образования различных типов микродефектов автором были проведены эксперименты по выращиванию монокристаллов при различных скоростях с фиксацией начальных стадий образования микродефектов путем закалки. Закалка проводилась методом декантации расплавленной зоны.

Проведенный расчет температурных полей в растущем кристалле кремния позволил установить взаимосвязь между скоростью растущего монокристалла, осевым температурным градиентом и скоростью охлаждения слитка:

$$\frac{dT}{dt} = \frac{dT}{dz} \cdot \frac{dz}{dt} \quad (2)$$

Результаты расчета зависимости скорости охлаждения слитка от осевого температурного градиента для различных скоростей роста монокристалла приведены на рис.1. Сопоставление результатов расчетов с результатами металлографических исследований позволили автору работы [7] определить температуры образования различных микродефектов в зависимости от тепловых условий выращивания монокристалла кремния (табл.1). Модель, предложенная в работе [7], хорошо зарекомендовала себя в промышленной технологии выращивания бездефектного монокристаллического кремния, в настоящий момент проблема устранения свирл – дефектов на производстве полностью решена.

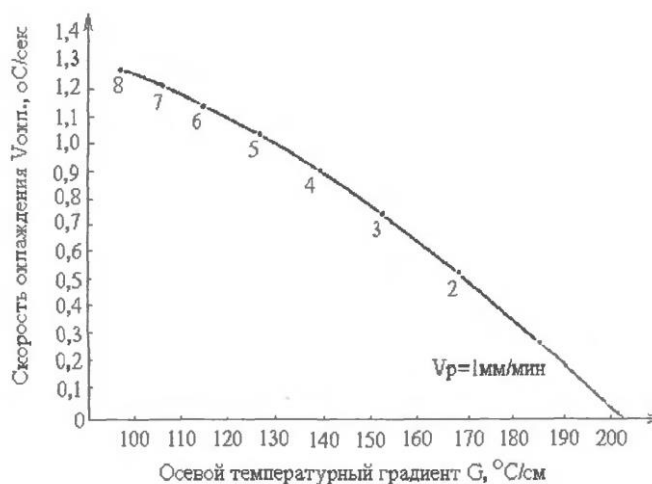


Рисунок 1 - Зависимость скорости охлаждения слитка от осевого температурного градиента для различных скоростей роста монокристалла [7]

Таблица 1 - Рассчитанные значения температур образования микродефектов различного типа [7]

Скорость роста V_p , мм/мин	Условия выращивания	Тип микродефектов	Расстояние от фронта кристаллизации, мм	Температура образования, $^\circ\text{C}$
2	Закалка	A,B	23	$T_A=1100$
3	Закалка	A,B	25	$T_B=1380$
5	Закалка	D	26	$T_D=1150$
6	остановка 60 мин	D	27	$T_D=1150$
6	остановка 30 мин +закалка	D	26	$T_D=1150$

Как известно, свирл-дефекты являются наиболее крупными дефектами и представляют собой скопления микродефектов А и В типа в виде спиралевидных полос в поперечном сечении монокристалла [10]. Исследование условий охлаждения монокристаллов различных диаметров, выращенных без подогрева, показало, что монокристаллы большего диаметра при равной скорости выращивания, имеют меньший осевой градиент температуры и условия выращивания монокристаллов без свирл-дефектов обеспечиваются для них при меньшей скорости выращивания [7]. При этом для определённой величины градиента температуры в растущем монокристалле существует своя минимальная скорость выращивания, при достижении которой и превышении её создаются условия выращивания монокристаллов без свирл-дефектов.

Экспериментально установлено, что их образование связано с диффузионными процессами, т.е. для их образования необходимы время и соответствующая температура. Увеличение градиента температуры приводит к увеличению диффузионного потока и, следовательно, способствует ускорению диффузионных процессов.

Поэтому, чем выше градиент температуры, тем выше необходимая скорость охлаждения монокристалла, при которой сокращается время на протекание диффузионных процессов для образования свирл-дефектов. Следовательно, снижение градиента температуры приводит к возможности выращивания монокристаллов без свирл-дефектов при меньшей скорости выращивания монокристаллов.

3. Влияние радиационной обработки монокристаллов

Процессы образования радиационных дефектов в полупроводниках рассматривались во многих работах, их обзор приведен в монографии [12]. Экспериментальные исследования взаимодействия радиационных дефектов с конкретными видами микродефектов были проведены в работе [7]. Монокристаллы кремния, легированные фосфором ($1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$), с различными видами микродефектов облучались потоком электронов с энергией 3,5 МэВ и интегральным потоком $5 \cdot 10^{14} - 5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ при температуре не более 60°C . Была обнаружена различная рекомбинационная активность микродефектов А- и D-типа, а также их различное поведение с точки зрения накопления радиационных дефектов в результате электронного облучения. Микродефекты А-типа

нейтронов ($E_n=100$ кэВ). Для этих целей используют исследовательские атомные реакторы либо реакторы атомных электростанций, имеющие высокую плотность и достаточную однородность потока тепловых нейтронов. Важным фактором при проведении НТЛ является структурное совершенство исходного монокристалла кремния.

Исследование влияния нейтронного легирования и последующего отжига (при 850°C в течение 2 часов) на структуру монокристаллов кремния, содержащих все известные типы микродефектов, было проведено в работе [7]. Анализ электрофизических параметров монокристаллов до и после НТЛ показал, что микродефекты А- и D-типов проявляют разную электрическую активность по отношению к радиационным дефектам, вводимым при нейтронном облучении. После НТЛ и относительно низкого температурного отжига происходит эффективный процесс дефектообразования, приводящий даже к появлению свирл-дефектов [7].

Определяющее влияние на этот процесс оказывает присутствие в кристаллах атомов остаточных примесей углерода и кислорода. Результаты экспериментов подтвердили, что нейтронное облучение монокристаллов кремния способствует увеличению концентрации исходных микродефектов и постепенной их трансформации из одного типа в другой с участием атомов примесей.

4. Влияние магнитных полей

Влияние постоянного магнитного поля на структуру, механические и электрофизические параметры монокристаллического кремния были изучены в работе [16]. В качестве исходных материалов выбраны образцы монокристаллического полупроводникового кремния, выращенного по методу Чохральского (Cz-Si), нелегированные и легированные Hf, Zr, Mg, Al, в количестве от $2 \cdot 10^{-4}$ до $8,7 \cdot 10^{-2}$ % ат. Кремний подвергали обработке в постоянном магнитном поле с индукцией 0,07 Тл. Экспозиция образцов составляла 240 и 720 часов.

Анализ экспериментальных результатов выявил влияние слабого магнитного поля на структуру, механические и электрофизические свойства исследуемых полупроводниковых материалов, а именно: увеличение плотности дефектов внутреннего строения, значительное повышение микротвердости и деградацию электрофизических свойств образцов. При этом снижение электрофизических свойств исследованных образцов после выдержки в постоянном магнитном поле находится в корреляционной зависимости с изменением микроструктуры исследованных образцов.

Интересным результатом обработки монокристаллического кремния постоянным магнитным полем явилось формирование

поликристаллической структуры за счет образования большого количества межзеренных границ специального типа. Дальнейшее экспонирование в постоянном магнитном поле способствовало некоторому уменьшению размеров зерен.

Авторы [16] предполагают, что формирование поликристаллической структуры образцов нелегированного кремния под воздействием постоянного магнитного поля обусловлено изменением волновых функций валентных электронов, которые в свою очередь вызывают изменения направлений, в которых реализуется ковалентная связь. Перестройка направлений ковалентной связи приводит к изменению типа кристаллической решетки кремния, то есть происходит фазовое превращение.

Вероятной причиной формирования большого количества двойников в структуре является образование в определенных объемах образца ромбической фазы кремния со сдвижным механизмом [17]. То, что в нелегированном кремнии сдвиговые преобразования $\text{Si}_{\text{ГЦК}} \leftrightarrow \text{Si}_{\text{РОМБ}}$ происходят при температурах выше 350°C говорит о том, что в данном случае оно обусловлено исключительно влиянием магнитного поля. По мнению авторов [16], все указанные выше легирующие элементы повышают критические температуры фазовых превращений в кремнии, а также стабилизируют высокотемпературную SiO_2KIII фазу, тем самым исключая низкотемпературные оползнево-диффузионные фазовые превращения и формирование двойников в структуре.

Авторами работы [16] определено, что влияние постоянного магнитного поля в течение 240 или 720 часов не только нивелирует влияние легирующих элементов на энергию взаимодействия атомов кремния, но и способствует облегчению оползневого и оползнево-диффузионного фазовых превращений в кремнии. При этом средние значения микротвердости как матрицы, так и структурных дефектов повышаются в образцах нелегированного кремния и кремния, легированного магнием и гафнием. Напротив, уменьшение средних значений микротвердости матрицы и структурных составляющих наблюдается на образцах кремния, легированного алюминием и цирконием. Таким образом, в работе [16] установлено, что использование магнитного поля позволяет управлять свойствами полупроводникового кремния за счет ликвидации или торможения

оползневых и оползнево-фазовых диффузионных преобразований.

5. Механизмы образования микродефектов

Автором [18] было высказано предположение о возможности образования микродефектов как по вакансионному, так и по междоузельному механизмам. В результате протекания диффузионных процессов и аннигиляции вакансий и междоузельных атомов, в зависимости от величины отношения скорости выращивания V и градиента температуры G в охлаждаемом монокристалле может создаваться избыточная концентрация или вакансий C_v или междоузельных атомов C_i . Если соотношение V/G меньше определенной критической величины J ($J = V/G = 3,3 \cdot 10^{-5} \text{ см}^2/(\text{К} \cdot \text{с})$), то образуются микродефекты вакансионного типа V_i . Если соотношение V/G больше J , то образуются микродефекты междоузельного типа, проходящие последовательно следующие превращения: микродефекты В-типа $\rightarrow$ микродефекты А-типа. В случае, если соотношение V/G равно J , то в монокристалле не должны образовываться микродефекты. Автором работы [19] были обобщены полученные результаты и предложена модель образования микродефектов, основанная на взаимодействии вакансий и междоузельных атомов с атомами кислорода и углерода.

Автором работы [7] предложен следующий механизм образования микродефектов, который учитывает как процессы рекомбинации точечных дефектов, так и взаимодействие примесей с определенным типом точечных дефектов. Согласно [18], при высокой скорости выращивания (≥ 5 мм/мин) имеет место избыток вакансий в кристалле, результатом чего является ускоренный процесс комплексообразования кислородно-вакансионных ассоциатов. Так как междоузельные атомы кислорода O_i очень подвижны при избытке вакансий, то комплексообразование происходит за счет ухода междоузельного кислорода в замещающее положение O_s . Понижение температуры способствует процессу скопления примесных атомов, причем атомы кислорода в замещающем положении O_s играют роль центров микропреципитатов – возникают D' -микродефекты. Это области по составу приближающиеся к SiO_2 .

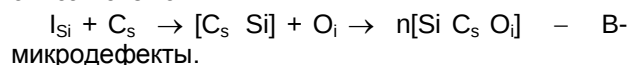
При большой скорости выращивания (более 8 мм/мин) атомы кислорода и кремния не успевают перестроиться в кристаллическую фазу. В результате образуются D' -микродефекты с аморфной структурой. Это аналогично общеизвестному эффекту образования аморфной фазы целого ряда веществ при сверхбольших скоростях кристаллизации. При скорости выращивания 5,6 мм/мин образуются D' -микродефекты с кристаллической структурой. Росту D' -микродефектов и переход их в D -

микродефекты будет способствовать избыток вакансий при данных условиях роста, ибо при образовании одной молекулы SiO_2 возникает избыток объема, равный объему одного атома кремния. Этот избыток объема будет скомпенсирован путем захвата вакансии границей раздела между микропреципитатом и матрицей (кремнием).

Подтверждением предлагаемого механизма, по мнению автора [7], является то, что эти дефекты являются дефектами внедренного типа. В-микродефекты образуются при выращивании монокристаллов со скоростью ≤ 3 мм/мин. В этом случае, согласно критерию [18], кристалл пересыщается собственными междоузельными атомами кремния. При выращивании монокристаллов с такой скоростью атомы углерода, находящиеся в замещающем положении, играют роль катализатора в образовании центров преципитации, т.к. области вокруг атомов углерода являются наиболее благоприятными для расположения междоузельных атомов кремния. Пересыщение по собственным междоузельным атомам кремния, а также достаточно большое количество атомов углерода ($5 \cdot 10^{15} - 1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$) приводит к образованию комплексов, состоящих из атома углерода в замещающем положении и междоузельного атома кремния ($C_s + I_{Si} \rightarrow [C_s Si]$) [7].

Кроме этого, пересыщение по междоузельным атомам кремния (I_{Si}) уменьшает критический радиус $[C_s Si]$ – зародышей и ускоряет диффузию атомов углерода в замещающем положении (C_s). Более того, пересыщение по I_{Si} , ускоряя диффузию C_s , может приводить к совместной преципитации O_i (атомов кислорода в междоузельном положении) и C_s (атомов углерода в замещающем положении) [20].

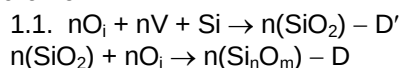
Таким образом, по мнению автора работы [7], процесс комплексообразования, приводящий к зарождению В-микродефектов, может быть описан схемой



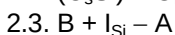
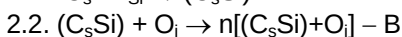
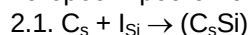
Условно можно считать, что В-микродефекты являются оксикаридами кремния. Рост В-микродефектов будет приводить к эмиссии собственных междоузельных атомов кремния I_{Si} в матрицу, и в результате становится возможным образование междоузельных дислокационных петель – микродефектов А-типа. В свою очередь на дислокационных петлях осаждаются атомы примесей [21].

Описанный выше механизм образования микродефектов можно представить следующей схемой:

1. При избытке вакансий (V) для скорости роста ≥ 5 мм/мин



При избытке межузельных атомов кремния (I_{Si}) для скорости роста ≤ 3 мм/мин



При выращивании монокристаллов кремния с промежуточной скоростью (от 3 мм/мин до 5 мм/мин), когда в кристалле одновременно имеется пересыщение и вакансии и межузельными атомами кремния, происходит сложный процесс комплексообразования на основе приведенной выше схемы (позиции 1.1; 1.2; 2.1 и 2.2). Важно при этом подчеркнуть, что присутствующие в кристалле примеси, не только участвуют в образовании микродефектов, но и являются определяющим фактором в их возникновении и развитии.

Таким образом, все типы микродефектов имеют межузельный характер и образуются в результате взаимодействия точечных дефектов с атомами кислорода, углерода и других примесей. Из этого следует, что высокосоввершенные (без микродефектов А-, В- и D-типа) монокристаллы кремния можно получить путём использования сверхчистого исходного поликристаллического кремния, проведения процесса выращивания с соблюдением мер по недопущению попадания примесей в расплавленную зону (стерильность процесса), а также подавления процессов взаимодействия избыточных точечных дефектов с атомами остаточных примесей за счёт выбора оптимальных технологических параметров при выращивании монокристаллов.

Авторами работы [22] предложен механизм образования и трансформации микродефектов на основе кинетической модели роста и коалесценции преципитатов кислорода и углерода. Представлена схема единой модели процесса преципитации во время охлаждения бездислокационных монокристаллов кремния после выращивания в температурном интервале $(1410-30)^\circ\text{C}$. По мнению авторов [22], такая модель преципитации совместно с кинетическими моделями образования и роста межузельных дислокационных петель и вакансионных микропор может быть представлена математическим аппаратом, который позволяет теоретически описывать процессы образования и трансформации ростовых микродефектов в бездислокационных монокристаллах кремния любого диаметра, полученных с помощью методов БЗП и Чохральского.

6. Влияние туннельного эффекта кристаллизации

В процессе выращивания монокристаллов кремния методом бестигельной зонной плавки была установлена возможность увеличения скорости кристаллизации за счет создания высоких градиентов температуры в области фазового перехода. Такой прием выращивания авторы работы [23] объяснили эффектом

«туннельной» кристаллизации кремния, заключающееся в том, что при высоких градиентах температуры в области фазового перехода первого рода происходит скачкообразный («туннельный») переход плотности кремния в жидкой фазе от $2,53 \text{ г/см}^3$ до $2,33 \text{ г/см}^3$ - в его переохлажденной области вблизи фронта кристаллизации, минуя максимальное ее значение при температуре, несколько превышающей температуру плавления.

При рассмотрении влияния примесей на образование структурных дефектов туннельный эффект кристаллизации оказывает положительное действие при устранении стратовой (полосчатой) неоднородности, как элемент накопления примесей у фронта кристаллизации и последующего образования структурных дефектов [24]. При кристаллизации монокристалла кремния только часть примеси из расплава (при условии равномерного распределения примеси в объеме расплава и в соответствии с коэффициентом распределения примеси) усваивается растущим кристаллом. Остальная часть примеси (не усвоенная растущим кристаллом) остается в расплаве, обогащая прифронтовую область расплава.

При кристаллизации второго слоя кремния растущим кристаллом усваивается примесь из обогащенного примесью расплава после кристаллизации первого атомного слоя и т. д. Таким образом в прифронтовой области расплава происходит пошаговое накопление примеси и образование области концентрационного переохлаждения, включая возможное увеличение концентрации примеси до критического значения - достижения условий возникновения самостоятельной второй фазы, исходя из условий образования самостоятельных соединений на основе кремния и примеси или самостоятельных фаз на основе межпримесного взаимодействия. Для устранения или значительного снижения характеристик страт, предлагается применять режимы выращивания монокристаллов при высоких значениях градиента температуры, что исключит накопление примеси у фронта кристаллизации и обеспечит однородное ее распределение по объему монокристалла. В процессе выращивания монокристалла кремния на его поверхности, контактирующей с расплавом, вследствие обрыва периодичности кристаллической решетки образуется высокая концентрация ненасыщенных межатомных связей [25]. Присоединение к атомной ступеньке на поверхности растущего кристалла не только отдельных атомов, но и их группировок с уже сформированной тетраэдрической ориентацией ковалентных связей способствует ускоренному росту кристалла без образования таких протяженных структурных дефектов, как дислокации, дефекты

упаковки и двойники, но с повышенной вероятностью образования вакансий в кристаллической решетке. При охлаждении монокристалла вакансии выделяются из твердого раствора в решетке, образуя микродефекты вакансионного типа (D-микродефекты), что наблюдалось в экспериментах [26].

Выводы.

По результатам выполненного исследования установлена высокая чувствительность структурного совершенства монокристаллов кремния в зависимости от воздействия внешних источников энергии. Образование структурных дефектов при воздействии теплового поля связано с диффузионными процессами, и для их образования необходимы время и соответствующая температура. При радиационной обработке монокристаллов

определяющее влияние на дефектообразование оказывает присутствие в кристаллах атомов остаточных примесей углерода и кислорода. При этом нейтронное облучение монокристаллов кремния способствует увеличению концентрации исходных микродефектов и постепенной их трансформации из одного типа в другой с участием атомов примесей. Использование магнитного поля позволяет управлять свойствами полупроводникового кремния за счет ликвидации или торможения оползневых и оползнево-фазовых диффузионных преобразований. Использование эффекта туннельной кристаллизации обеспечивает устранение влияния примесного состава монокристалла и создает условие выращивания монокристаллов с равномерным распределением только вакансионных дефектов.

Библиографический список

1. De Kock, A. J. R. The Elimination of vacancy-cluster Formation in Dislocation-free silicon crystals [Текст] A. J. R. De Kock // *Electrochem.Soc.* - 1971. - 118. - №11. - P. 1851-1856.
2. Веселовская, Н. В. Дефекты типа кластеров в монокристаллах кремния [Текст] / Н. В. Веселовская, Э. Г. Шейхет, К. Н. Неймарк, Э. С. Фалькевич // Рост и легирование полупроводниковых кристаллов и пленок, Ч. 2 Новосибирск: Наука, 1977. - С. 284-287.
3. Sitnikova, A. A., Electron-Microscopic Study of Microdefects in Silicon Single Crystals Grown at High Speed [Текст] / A. A. Sitnikova, L. M. Sorokin, I. E. Talanin, E. S. Falkevich // *Phys. Stat. Sol.* - 1984. - V.81. - N2. - P. 433-438.
4. Petroff, P. M. Characterization of swirl defects in floatingzone silicon crystals [Текст] / P. M. Petroff, A. J. R. De Kock // *Crystal Growth.* - 1975. - 30. - №1. - P. 117-124.
5. Foll, H. Formation and nature of swirl defects in silicon [Текст] / H. Foll, B. O. Kolbesen // *Appl. Phys.* - 1975. - V. 8. - P. 319-331.
6. Ситникова, А. А. Исследование природы микродефектов в бездислокационных монокристаллах кремния [Текст] / А. А. Ситникова, Л. М. Сорокин, И. Е. Таланин, К. Л. Малышев, Э. Г. Шейхет, Э. С. Фалькевич // *Физика твердого тела.* - 1986. - Т. 28. - В. 6. - С. 1829-1833.
7. Таран, Ю. Н. Полупроводниковый кремний: теория и технология производства [Текст] / Ю. Н. Таран, В. З. Куцова, И. Ф. Червоный, Е. Я. Швец, Э. С. Фалькевич // Запорожье, ЗГИА. - 2004. - 344 с. - Библиогр.: с. 317-342. - 300 экз. - ISBN 966-7101-41-4.
8. Рейви, К. Дефекты и примеси в полупроводниковом кремнии [Текст] / К. Рейви; пер. с англ. В.В. Высоцкой, П.П. Поздева, Т.М. Ткачевой и О.П. Федоровой; под ред. С.Н. Горина // М. : Мир, 1984. - 470 с. - Библиогр.: с. 425-454. - 3300 экз. - ISBN отсутствует.
9. Abe, T. H. Swirl defects in float-zoned silicon crystals [Текст] / T. H. Abe, H. Yarada, J. Chikava // *Physica*, 1983. - DC116, 1-3. - P. 139-147.
10. Осовский, М. И. Образование свирл-дефектов в бездислокационных монокристаллах кремния [Текст] / М. И. Осовский, И. Ф. Червоный // *Цветные металлы*, 1986. - 133. - С. 8-13.
11. Гладкий, В. В. Влияния тепловых условий на плотность микродефектов в слитках кремния в процессе выращивания [Текст] / В. В. Гладкий, А. В. Вашерук, О. А. Петрова, Т. Ю. Баштовой // *Вісник КДПУ ім. Михайла Остроградського*, 2009, випуск 6. - Ч. 1. - С. 24-27.
12. Gosele, U. The role of carbon and point defects in Silicon [Текст] / U. Gosele // *Mat. Res. Soc. Symp.* - 1986. - vol. 59. - P. 419-431.
13. Довганюк, В. В. Трансформации в микродефектной структуре монокристаллов Cz-Si после облучения высокоэнергетическими электронами по данным рентгеновской дифрактометрии [Электронная версия] / В. В. Довганюк, В. Б. Молодкин, В. П. Кладько, Е. Н. Кисловский, Т. В. Литвинчук, С. И. Олиховский, И. М. Фодчук // Режим доступа: http://x-ray.net.ua/downloads/prints/papers/xray_285.pdf. Выборка 15.03.2017
14. Бугай, О. А. Нейтронне трансмутаційне легування - новий метод одержання напівпровідників кремнію з підвищеною однорідністю [Текст] / О.А. Бугай, Э. С. Фалькевич, В. А. Гірій // *Вісник АН УРСР*, 1983. - №9. - С. 5-11.
15. Lark-Horowitz, K. Nuclear-bombarded semiconductors in semiconductor materials [Текст] / K. Lark-Horowitz // *Proc. Conf. Univ. Reading. - London-Butterworths.* - 1951. - P. 47-50.

16. Куцова, В.З. Структура, механічні та електрофізичні властивості монокристалічного кремнію під дією постійного магнітного поля [Текст] / В. З. Куцова, О. А. Носко, В. А. Тутік, А. М. Сулай // Металлургическая и горнорудная промышленность, 2015. - № 1(292). - С. 73-79.
17. Червоний, І. Ф. Напівпровідниковий кремній: теорія і технологія виробництва. Монографія [Текст] / І. Ф. Червоний, В. З. Куцова, В. І. Пожусв, Є. Я. Швець, О. А. Носко, С. Г. Єгоров, Р. М. Воляр; Вид. друге, допрац., переробл.; під ред. доктора технічних наук, професора Червоного І. Ф. - Запоріжжя: ЗДІА, 2009. - 488 с. - Бібліогр.: с. 446-484. - 300 прим. - ISBN 978-966-8462-24-5
18. Voronkov, V. V. The mechanism of swirl defects formation in silicon [Текст] / V. V. Voronkov // Crystal Growth. - 1982. - V. 59. - № 3. - P. 625-643.
19. Таланін, І.Е. Микродефекты в бездислокационных монокристаллах кремния [Текст] / И. Е. Таланін // Запорожье: ЗГИА, 1996. - 80 с. - Библиогр.: с. 76-78. - 500 экз. - ISBN 966-7101-100-2.
20. Сорокін, Л. М. Механізм утворення мікродіфектів при вирощуванні бездислокаційних монокристалів кремнію [Текст] / Л. М. Сорокін, А. А. Ситнікова, І. Ф. Червоний, Э. С. Фалькевич // Фізика твердого тіла. - 1991. - т.33. - №11. - С. 3229-3233.
21. Ситнікова, А.А. Исследование природы микродефектов в бездислокационных монокристаллах кремния [Текст] / А. А. Ситнікова, Л. М. Сорокін, И. Е. Таланін // Фізика твердого тіла. - 1986. - Т.28. - В.6. - С. 1829-1833.
22. Talanin, V. I. A Selective Review of the Simulation of the Defect Structure of Dislocation-Free Silicon Single Crystals [Текст] / V. I. Talanin, I. E. Talanin // The Open Condensed Matter Physics Journal, 2011. - V. 4 - P. 8-31.
23. Червоний, І. Ф. Явлення тунельної кристалізації напівпровідникових матеріалів (ефект Червоного) [Текст] / Ю. В. Реков, І. Ф. Червоний, Е. Я. Швець, О.П. Головка, Ю. В. Головка, С. Г. Єгоров // Научные открытия - 2013. Сборник кратких описаний научных открытий, научных идей, научных гипотез. - М.: РАН, 2014 - С. 31-33.
24. Червоний, І. Ф. Исследование микрон неоднородности распределения примеси в монокристаллах кремния [Текст] / И. Ф. Червоний, О. П. Головка // Восточно-Европейский журнал передовых технологий, 2015. - № 6/5(78) С. 41-41
25. Шаскольская, М. П. Кристаллография [Текст] / М. П. Шаскольская // М.: Высш. Школа, 1976. - 391 с. - Библиогр.: с. 384. - 24000 экз. - ISBN отсутствует.
26. Воронков, В. В. Влияние скорости роста и температурного градиента на тип микродефектов в бездислокационном кремнии [Текст] / В. В. Воронков, Г. И. Воронкова, Н. В. Веселовская, М. Г. Веселовская, И. Ф. Червоний // Кристаллография, 1984. - Вып. 6. - С. 1176-1181.

УДК 669.147

Мешалкин А.П., Камкина Л.В., Колбин Н.А., Безшкуренко А.Г., Сеницин Я.С.

Концепция выбора рациональных составов рафинирующих смесей на основе техногенных отходов, способов тепловой обработки и применения в основных процессах производства черных металлов

Разработана технологически гибкая схема получения материалов с прогнозируемыми для условий их применения свойствами и назначением. Она основана на использовании комплекса полезных исходных и приобретаемых в процессе совместной тепловой обработки свойств используемых отходов металлургического и растительного происхождения.

Розроблена технологічна гнучка схема отримання матеріалів з прогнозованими для умов їх використання властивостями та призначенням. Вона заснована на використанні комплексу корисних початкових та набутих в процесі спільної теплової обробки властивостей використовуваних відходів металургійного та рослинного походження.

A technologically flexible scheme for obtaining materials with the properties and purpose predicted for the conditions of their application has been developed. It is based on the use of a set of useful initial and acquired in the process of joint heat treatment properties of used wastes of metallurgical and plant origin.

Введение. Интенсивный рост производительности сталеплавильных агрегатов в условиях практического отсутствия эффективных малоотходных технологий и способов утилизации отходов привел к быстрому неконтролируемому накоплению техногенных отходов (шламов и пыли газоочистных сооружений) и вторичных неизбежных отходов выплавки чугуна и стали (шлаков). Основным объектом их утилизации являлась строительная индустрия. В дальнейшем, развитие процессов утилизации техногенных отходов металлургического производства происходило в направлении создания технических решений по их возврату в основное производство на основе минимизации затрат на их подготовку: использование пыли, шламов, прокатной окалины и других железосодержащих отходов металлургического происхождения в агломерационном процессе; применение материалов, полученных путем совместной тепловой обработки кусковой извести и сталеплавильного шлака (железофлюс), обеспечивающих раннее наведение основного шлака в кислородно-конвертерном процессе и др. Достигнутые результаты подтвердили возможность использования техногенных отходов без снижения качества металлопродукции, что инициировало проведение дальнейших исследований по разработке теоретических и практических основ их рециклинга в металлургическое производство.

Однако, существующие способы обработки техногенных отходов перед их использованием в металлургических процессах не предусматривают достаточно полного

использования комплекса полезных исходных и, приобретаемых в процессе подготовки, свойств. Это не позволяет в достаточной степени расширить их функциональные возможности и значительно увеличить степень их рациональной утилизации в металлургических процессах.

Состояние вопроса. В 80-ые годы прошлого столетия в ДМетИ при участии сотрудников ПЛНМП и кафедры ТМП была реализована идея использования при производстве теплоизолирующих и шлакообразующих смесей углеродсодержащего продукта гидролизной переработки отходов растительного происхождения (агримуса и лигнина) [1].

При совместном обжиге исходных компонентов материалы, содержащие CaO , SiO_2 и Al_2O_3 (цемент, силикатная глыба, флогопит, вермикулит, перлит, флюорит и др.), формируют минеральную основу с требуемыми свойствами. В дальнейшем она образует на поверхности жидкой стали шлаковую фазу заданного функционального назначения. Пиролизный углерод, образующийся при термической деструкции агримуса или лигнина, заменяет в смесях такого типа дефицитный аморфный углерод, выполняет функции регулятора скорости плавления минеральной основы и источника тепловой энергии, обеспечивая при использовании шлакообразующих смесей ряд явных преимуществ технологического характера по сравнению со смесями, получаемыми механическим смешением исходных компонентов. По этой технологии были получены опытно-промышленные смеси для изоляции зеркала жидкой стали в изложнице, сталь - и промковше, кристаллизаторе МНЛЗ.

* Мешалкин Анатолий Павлович, зав.каф. НМетАУ, доц., к.т.н.
Камкина Людмила Владимировна, декан НМетАУ, д.т.н., профессор,
Колбин Николай Алексеевич, доцент НМетАУ, к.т.н.,
Безшкуренко Алексей Георгиевич, ассистент НМетАУ,
Сеницин Ярослав Сергеевич, аспирант НМетАУ.
Рецензент Иващенко Валерий Петрович, проректор НМетАУ, д.т.н., профессор.

Обжиг только одного агримуса, ввиду его высокой зольности, приводит к образованию теплоизолирующей смеси без дополнительного ввода компонентов минеральной основы. При использовании низкосольного лигнина необходимо дополнительно вводить компоненты для образования в готовой обожженной смеси требуемого количества оксидной основы (шлака) и доведения в ней заданного содержания углерода. Положительные результаты их промышленного использования, полученные на многих заводах бывшего СССР, использованы при разработке проекта на строительство цехов по производству смесей данного функционального назначения.

В дальнейшем была создана технологическая схема производства «черной» извести, использование которой повысило эффективность десульфурации стали при вводе порошкообразного реагента ($\text{CaO}+\text{C}$) в поток несущего газа в объем конвертерной ванны [2]. Разработаны составы и способы использования шлакообразующих смесей на основе техногенных отходов для улучшения шлакового режима выплавки стали [3]. При существенной экономии природного газа, достигнутой за счет использования теплоты сгорания пиролизных газов, замены дефицитного природного графита, улучшения условий труда при производстве и применении смесей такого типа эта технология имела некоторые ограничения. Спектр функционального назначения ограничивался только получением шлакообразующих смесей для ковшей и кристаллизатора при незначительном, практически минимальном, вовлечении в их производство техногенных отходов металлургического происхождения. Повышение уровня использования техногенных отходов металлургического и других производств в основных процессах производства черных металлов возможно на основе создания научно-обоснованных подходов при выборе рациональных исходных составов смесей, разработке энергоэффективных и ресурсосберегающих способов их предварительной обработки и последующего применения новых материалов.

На основании результатов изучения исходных свойств техногенных отходов, их направленной трансформации в процессе совместной обработки, может быть составлен прогноз приобретенных в процессе обработки конечных составов и свойств нового материала. Последние, в свою очередь, определяют функциональное назначение и область применения новых материалов. Анализ существующих способов подготовки и применения техногенных отходов металлургического происхождения свидетельствует о целесообразности проведения комплексного исследования, целью которого

является более полное использование потенциала их полезных свойств, при значительном увеличении (вплоть до 100%) их доли в производстве новых материалов металлургического назначения. Одним из способов достижения этой цели является процесс их совместной тепловой обработки в смеси с углеродсодержащими материалами растительного происхождения или отходами их переработки. Эффективность такой комплексной технологии, очевидно, будет зависеть от уровня использования на этапе производства новых материалов таких составляющих потенциала исходных полезных свойств техногенных отходов, как сырье и вторичная энергия и определяться положительными эффектами, достигаемыми при целевом применении нового материала. Таким образом, задача рационального использования техногенных отходов является комплексной и многоуровневой, которая основывается на решении ряда вопросов по рациональному использованию энергии, сырья и улучшению экологии окружающей среды. Эти вопросы и в целом поставленная задача и могут быть наиболее эффективно решены при использовании системного метода проведения исследований. Последний основывается на накоплении, обобщении, анализе и систематизации данных об исходных свойствах компонентов-отходов, необходимые для последующего выбора способа и установления рациональных параметров их совместной обработки, обеспечивающих создание нового материала с прогнозируемыми свойствами.

Важным моментом разработки такого метода, основной задачей которого является повышение эффективности исследований, является учет на основных этапах создания комплексной технологии различного рода физико-химических изменений и превращений, происходящих в процессе обработки исходной смеси материалов – отходов, которые приводят к образованию материала с новыми приобретенными свойствами, отвечающими его функциональному назначению. Также необходимо обосновать проведение ряда технологических приемов, направленных на более полное использование скрытого потенциала полезных свойств техногенных отходов (сырьевых, энергетических и способствующих улучшению экологии) при их обработке и применении. Это обеспечит как на отдельных этапах комплексной технологии, так и в целом реальное повышение энергоэффективности, сбережение материалов природной сырьевой базы черной металлургии и повышение экологической чистоты процессов производства и применения новых материалов.

Актуальность исследования процессов совместной тепловой обработки смесей на основе отходов металлургического и растительного происхождения вызвана

отсутствием четких представлений о процессах и явлениях, происходящих в процессе их тепловой обработки при направленно-обоснованном изменении внешних воздействий: температуры в широком диапазоне ее изменения, времени выдержки, окислительно-восстановительного потенциала газовой среды и других параметров. На низком уровне остается использование вторичных энергоресурсов процесса тепловой обработки отходов – физической теплоты отходящих газов и топливной энергии пирогазов.

Повышение эффективности исследований в направлении более полного использования техногенных отходов металлургического происхождения возможно при рациональном использовании в процессе подготовки и применения потенциала их полезных свойств, которое определяется уровнем использования его сырьевой, энергетической и экологической составляющих - триады полезных свойств отходов.

Результаты исследования Рациональное решение такой многоуровневой задачи может быть получено с использованием системного метода, включающего проведение последовательного комплекса взаимосвязанных исследований. На первом уровне (поисково-аналитически-прогнозный) - изучение составов и свойств исходных компонентов-отходов с целью классификации отходов по наиболее эффективным направлениям использования потенциала исходных физико-химических свойств материалов-отходов и разработки на их основе составов исходной смеси компонентов-отходов и обоснования наиболее рационального режима их тепловой обработки. В качестве примера, в таблице 1 приведена классификация исходных свойств и прогнозируемых технологических эффектов, использование которых может привести к образованию заданных функциональных свойств нового материала на основе отходов.

Таблица 1 - Классификация исходных свойств техногенных отходов и прогнозируемых технологических эффектов их применения при выплавке и внепечной обработке стали

Вид отходов	Составляющие потенциала полезных свойств отхода	Прогнозируемые эффекты. Назначение
Пыль, шламы газоочистных сооружений сталеплавильного производства	Сырьевая	Окисление примесей сталеплавильной ванны. Формирование и стабилизация свойств шлакового расплава для дефосфорации и десульфурации стали.
СаО – содержащий дисперсный материал газоочистных сооружений производства извести	Сырьевая	Формирование основных шлаков для дефосфорации и десульфурации стали.. Стабилизации свойств шлаковой фазы.
Шлаки производства металлического марганца и алюминотермии ферромарганца	Сырьевая	Формирование и стабилизация свойств шлаковой системы ($\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-FeO-MnO}$) по вязкости, температуре плавления, окислительному потенциалу и ассимилирующей способности.
Углеродсодержащий материал растительного происхождения	Сырьевая энергетическая +	Науглероживание, углеродное раскисление стали. Топливо, восстановитель. Стабилизация свойств газопорошковых струй.

Таким образом, основным результатом решения вопросов первого уровня исследования, который используется в дальнейшем при обосновании рационального способа получения новых материалов с прогнозируемыми свойствами и назначением, может быть создание классификации исходных свойств и прогнозируемых эффектов, трансформация которых приводит к созданию нового продукта и заданных условий рафинирования стали.

Полученные данные являются базовыми и используются при решении вопросов второго уровня комплексного исследования (опытно-практического), цель которых - достижение

реальных позитивных эффектов при производстве и применении новых материалов металлургического назначения. Учитывая особенности свойств техногенных отходов металлургического происхождения (их высокая влажность и дисперсность) и, основываясь на результатах собственных исследований, можно утверждать, что наиболее рациональным способом подготовки смеси на основе отходов металлургического происхождения и углеродсодержащих материалов растительного происхождения является их совместная тепловая обработка.

На втором уровне исследования получают опытные партии материалов, которые используются по их целевому назначению (дефосфорация, десульфурация, раскисление, науглероживание и др.) при выплавке и внепечной обработке стали. Важным фактором, определяющим эффективность решения вопросов второго уровня исследований, является анализ физико-химических процессов и явлений, происходящих при тепловой обработке смеси отходов, управление и контроль которых обеспечивают положительные эффекты при их производстве и применении. В дальнейшем, на основании изучения особенностей процессов и явлений, происходящих при тепловой обработке опытных смесей прогнозируемого функционального назначения и анализа практических результатов, корректируются и уточняются исходные составы смесей, режимы их тепловой обработки и анализируются достигаемые положительные эффекты применения новых материалов.

На третьем заключительном уровне исследований анализируются и обобщаются результаты решения вопросов предыдущих уровней и принимаются инновационные решения на основе достигнутых позитивных эффектов в плане энергоэффективности и ресурсосбережения производства и использования новых материалов, а также их экологической чистоты. Еще одним из важных вопросов этого уровня исследования является оценка негативного влияния реализуемого способа обработки материалов – отходов (газообразных продуктов и пыли) на экологию окружающей среды и условия работы и экологической чистоты производства и применения новых материалов металлургического назначения.

На заключительном этапе финишного уровня исследования, кроме анализа достигнутых технико-экономических показателей производства и применения новых материалов, целесообразно также оценивать и эффективность проведения исследования путем сопоставления уровня снижения негативных эффектов синергии, источником которых является накопление техногенных отходов различных производств и позитивных синергетических эффектов, проявляющихся при производстве и применении нового материала на основе техногенных отходов. Логическим завершением всех этапов многоуровневого исследования является опытно-промышленный этап с последующим внедрением и тиражированием разработанных способов производства и применения новых материалов с комплексом приобретенных свойств и реализуемых эффектов. В современных условиях при практическом отсутствии инвестиционных фирм, выполняющих роль посредника между

исследователями, разработавшими инновационные решения и «инертными» владельцами металлургических заводов, эта проблема является достаточно трудно выполнимой. В отдельных случаях для решения конкретной технологической задачи количество уровней исследования может быть снижено до минимума (или, соответственно, увеличено). Так, вовлечение в процесс агломерации железорудных материалов прокатной окалины, пыли и шламов сталеплавильного производства, является вполне обоснованным и не приводит к нарушениям хода спекания и не снижает прочность и металлургическую ценность агломерата. Для этого варианта решение задачи сводится к определению наиболее рационального количества материала – отхода, вводимого при окомковании исходной аглошихты взамен соответствующего концентрата.

Примером решения задачи через реализацию двухуровневого исследования является способ получения железоблины. Он включает физико-химическое обоснование видов материалов, их количества и соотношения (1 уровень) и выбор технологического режима их комплексной тепловой обработки (2 уровень), обеспечивающих получения новых свойств блины, проявляющихся в создании условий для более раннего шлакообразования и, соответственно, более полного перевода в шлак фосфора и серы. Другим примером решения двухуровневой задачи является разработка способа агломерации с использованием дисперсного марганцевого концентрата 2 сорта. Решение включает обоснование вида эффективного связующего (1 уровень) и установление рационального количества дисперсного материала в исходной аглошихте с корректировкой ее состава (2 уровень). Заключительным этапом исследования является проведение серии экспериментальных спеканий на лабораторной аглошаше с установлением положительных эффектов в плане изменения качества и прочности готового агломерата (3 уровень). Новый материал для рафинирования металла с требуемыми свойствами и назначением может быть получен путем формирования состава исходной шихты при обоснованном выборе входящих в нее компонентов-отходов, основой которых являются оксиды примесных элементов металлошихты, образующихся в условиях окислительной плавки. Их количество и весовое соотношение определяется необходимостью получения шлакового расплава с требуемыми свойствами (модуль основности, вязкость, температура плавления, окислительный потенциал и др.), определяющими их назначение. Основой, достаточной для обоснованного прогнозирования будущих свойств, функционального назначения новых материалов и способов их достижения,

является наличие достаточно полной информации о составе и свойствах исходных компонентов – отходов и свойствах и функциональном назначении нового материала.

Выбор компонентов – отходов при решении задач первого уровня комплексного исследования производится на основе результатов полного вещественного анализа исходных материалов (химического состава, физико-химических свойств, гранулометрического состава и др.), определения принципиальной возможности и уровня использования сырьевой, топливной и тепловой составляющих вторичных ресурсов и др. Обоснование рационального компонентного и химического состава исходной смеси из материалов-отходов, который влияет на выбор способа их подготовки, определяется четко обозначенной конечной целью использования нового материала. Так, количественное соотношение компонентов-отходов оксидной части смеси перед ее тепловой обработкой определяется необходимостью получения шлакового расплава с требуемыми свойствами (модуль основности, вязкость, температура плавления, окислительный потенциал и др.), определяющими их назначение. С физико-химической стороны выбор компонентов исходной смеси и их соотношения, необходимый для получения нового материала с прогнозируемым назначением, определяется термодинамическими предпосылками и кинетическими условиями проведения их тепловой обработки. Основным результатом решения задач первого уровня исследования, по нашему мнению, может быть создание классификации исходных компонентов-отходов по их свойствам и основным эффектам, используемым для разработки технологического режима тепловой обработки исходной смеси и прогнозирования свойств нового материала и его целевого назначения. В качестве компонентов – отходов металлургического происхождения наиболее целесообразно использование следующих материалов:

- в качестве источника FeO - пыль и шламы газоочистных сооружений сталеплавильного производства;

- в качестве источника CaO – мелкодисперсная пыль газоочистных сооружений производства извести;

- в качестве источника MnO, Al₂O₃ – шлаки производства металлического марганца и ферромарганца, получаемого алюминотермическим способом;

При создании исходной смеси, состоящей из оксидных техногенных отходов и в качестве источника пироуглерода и вторичных энергоресурсов материала растительного происхождения, наиболее рациональным способом обработки представляется ее совместная тепловая обработка. В зависимости

от функционального назначения получаемых реагентов, необходимо обосновать количество вводимого в исходную смесь углеродсодержащего материала растительного происхождения. Это требует учета условий тепловой обработки, количества образующихся пиролизных газов и оставшейся части растительного углерода, которая может быть использована в качестве альтернативного топлива в тепловом агрегате с заданным окислительным потенциалом. При заданных температуре и времени обработки окислительный потенциал определяется коэффициентом избытка кислорода (α_{O_2}). Изменение содержания углерода в материалах целевого назначения расширяет спектр их функционального назначения: раскисление и науглероживание стали (80-90% C); дефосфорация, десульфурация (4-8%). При составлении материального баланса тепловой обработки исходной шихты на основе рассматриваемых материалов – отходов необходимо учитывать их многокомпонентность и нестабильность химических составов. Логическим завершением первого этапа исследования является разработка рациональных составов исходной шихты, обеспечивающих при ее тепловой обработке, с учетом физико-химических превращений, прогнозируемые технологические свойства нового материала.

Рассмотрим термодинамические предпосылки, которые могут быть положены в основу разработки технологических параметров тепловой обработки смеси на основе техногенных материалов металлургического и растительного происхождения. Остановимся на анализе условий тепловой обработки смеси оксидных отходов металлургического происхождения, содержащих в основном оксиды железа и углеродсодержащим материалом растительного происхождения. Важным моментом, определяющим результат процесса их тепловой обработки, является обоснование наиболее рациональной температуры. Так, повышение температуры до ~ 800°C, согласно термодинамическим расчетам, не приведет к заметному развитию процессов восстановления оксидов железа (для реакции $FeO + C = Fe + CO$ $\Delta G_{800} = -12,474 \text{ кДж}$; $\Delta H_{800} = 153,001 \text{ кДж}$ и $K_{800} = 4,048$), оксидов кремния и марганца. Для формирования заданных свойств шлакообразующих материалов рафинировочного назначения, которые определяются составом, снижают вероятность восстановления железа и других элементов из их оксидов пирогазы (в основном CO и CH₄), образующиеся над поверхностью пересыпающегося слоя исходной смеси. Продукты горения образовавшихся пирогазов в рабочем пространстве теплового агрегата могут быть удалены по различным схемам эвакуации газообразных продуктов

(прямая, обратная и комбинированная), что влияет на полноту использования их вторичной тепловой энергии, что, в свою очередь определяет и технологическую гибкость разработанной технологической схемы производства новых материалов. Рассматривая процесс вовлечения трудноутилизируемых отходов различного происхождения в плане проявления эффектов синергии, можно отметить следующее. Интенсивное развитие процессов производства черных металлов и сплавов без должного внимания к разработке малоотходных технологий и рациональных способов утилизации техногенных отходов привело к их накоплению в виде шламохранилищ и отвалов, занимающих огромные площади плодородной в прошлом земли. Это привело к значительному загрязнению воздушного, водного бассейнов и почвы. Эти негативные явления являются своего рода проявлениями отрицательных синергетических эффектов образования техногенных отходов в условиях увеличения производства при отсутствии рациональных способов утилизации текущих и ранее накопленных отходов.

В противоположность этому, основными положительными эффектами реализации предлагаемой комплексной технологии, включающей обоснование и выбор компонентов – отходов исходной смеси, обоснование и разработку рационального способа ее тепловой обработки и эффективных технологических схем применения нового материала с заданными свойствами и назначением, являются:

- ресурсно – экологический, проявляющийся при производстве материалов аналогичного назначения в уменьшении расходов природных материалов путем их полной или частичной замены компонентами – отходами и снижении их вредного влияния на экологию окружающей среды и условия труда;

- научно-технический, являющийся результатом проведения исследовательской работы с целью создания новых энергоэффективных и ресурсосберегающих технологий получения и применения инновационных материалов металлургического назначения;

- экономический проявляется в снижении себестоимости новых реагентов на основе компонентов - отходов и, соответственно, готовой металлопродукции без снижения ее качества при уменьшении расходных коэффициентов материалов на тонну стали.

Алгоритм решения многоуровневой задачи, целью которой является повышение эффективности использования в процессах производства и внепечной обработки металла материалов на основе техногенных отходов

различного происхождения, включает проведение следующих последовательных этапов.

1. Обоснование компонентного состава и рационального соотношения в исходной смеси компонентов – отходов, обеспечивающего после проведения ее тепловой обработки получение материала с прогнозируемыми свойствами, определяющими его функционально-технологическое назначение.

2. Обоснование энергоэффективного и ресурсосберегающего способа тепловой обработки исходной смеси отходов, обеспечивающего получение ряда новых материалов целевого назначения. Технологическая гибкость предлагаемого способа определяется возможностью изменения в широком диапазоне таких параметров, как температура, время выдержки, состав газовой среды, ее окислительный потенциал, давление и др. Снижение уровня энергозатрат достигается за счет использования вторичного энергетического потенциала углеродсодержащего отхода растительного происхождения - топливной и тепловой составляющих. В качестве такого компонента наиболее целесообразно использовать углеродсодержащие отходы растительного происхождения, применение которых позволяет значительно уменьшить расход традиционных видов топлива на тепловую обработку исходной шихты, (твердого и газообразного) существенно расширив функциональные возможности новых материалов

3. Создание экспериментальной установки для установления наиболее рационального по основным ТЭП процесса, режима и параметров тепловой обработки. Получение ряда опытных материалов целевого назначения в количествах, достаточных для проведения опытных плавов в лабораторных условиях.

4. Использование в соответствии с их назначением опытных материалов при выплавке и внепечной обработке стали на высокотемпературных масштабных моделях металлургических агрегатов (конвертер, ДСП, ковш). На основе анализа особенностей применения новых материалов и объективной оценки полученных результатов составляется техническая документация на производство и опытно-промышленное применение материалов целевого назначения.

Ниже в таблице 2 приведены данные о химических составах основных техногенных отходов металлургического происхождения, которые могут использоваться для формирования свойств шлаковой основы опытных шлакообразующих смесей целевого назначения

Таблица 2 - Химический состав основных техногенных отходов металлургического происхождения

Материал	Содержание элементов и соединений, %									
	Fe _{заг.}	MnO	SiO ₂	CaO	MgO	Al ₂ O ₃	в.п.п.	S	P	C
Шлам кислородно-конвертерного производства	64,0**	0,44	4,34	10,40	1,05	0,96	1,24	0,253	до 0,02	6,86
Известняк	0,30	0,14	0,40	53,5	0,74	0,05	42,5	0,063		
Пыль CaO	0,005		1,9	89,7	0,52	0,65		0,065	0,04	
Окалина	68,96*	0,61	3,84	2,02	0,17	0,64		0,054	0,021	7,94
Шлак алюмотермического ферромарганца	0,180	24,5	8,80	10,45		55,82		0,015	0,014	

* В окалине содержится 36,39% Fe₂O₃ и 30,16% FeO.

** В шламе кислородно-конвертерного производства - 36,57% Fe₂O₃ и 36,45% FeO.

Таким образом, решение многоуровневой задачи в предлагаемом алгоритме проведения исследований, включающем обоснование рационального состава смеси компонентов-отходов, установление технологических параметров совместной тепловой обработки и создание эффективных схем использования новых реагентов, существенно сокращает время от выбора составов исходной смеси до практического использования новых материалов по их функциональному назначению.

Выводы.

Для повышения эффективности использования ресурсосберегающих шлакообразующих смесей в процессах производства и внепечной обработки стали использован системный подход, рассматривающий тепловую обработку смесей как многоуровневую задачу, связанных между собой взаимодействующих между собой этапов обработки. Разработана технологически гибкая схема получения материалов с прогнозируемыми для условий их применения свойствами и назначением. Она основана на использовании комплекса полезных исходных и приобретаемых в процессе совместной тепловой обработки

свойств используемых отходов металлургического и растительного происхождения. Спектр функционального назначения (дефосфорация, раскисление, десульфурация, науглероживание стали и др.) формируется при совместной тепловой обработке смеси компонентов-отходов, при которой достигаются положительные синергетические эффекты, проявляющиеся в достаточно полном использовании потенциала полезных свойств техногенных отходов (его сырьевой и энергетической составляющих) и в улучшении экологической чистоты процесса. Реализация такой технологии получения новых материалов на основе компонентов-отходов приведет и к значительному снижению основных негативных эффектов синергии, проявляющихся при образовании и накоплении техногенных отходов различного происхождения.

Предлагаемый алгоритм многоуровневого исследования основан на достижении более полного использования на стадиях производства и применения новых материалов триады составляющих потенциала полезных свойств отходов: сырья, энергии и экологии.

Библиографический список

1. А.П. Мешалкин, Н. А. Колбин, А. М. Гришин, В.П. Камкин. Энергоресурсосберегающие технологии получения и применения порошкообразных материалов заданных свойств в черной металлургии. Бюллетень научно-технической и экономической информации «Черная металлургия» №1, 2009г., с.76-78.
2. А.П. Мешалкин, А. Г. Величко Л.В., Камкина. Влияние взаимодействия реакционных зон на удаление серы и фосфора при газопорошковой продувке в конвертерах комбинированного дутья. Nove technologie i osiagniecia w metalurgii I inzynierii materialowej / Chestochowa: Wydawnictwo Politecnkij. - 2008. – p.345-349. – ISBN 978-83-7193.].
3. А.П. Мешалкин. В.В. Перескока, В.М. Власенко, В.П. Камкин. Совершенствование шлакообразования в сталеплавильных процессах путем применения подготовленных техногенных отходов. Регіональний міжвузівський збірник наукових праць «Системні технології», 2011. - випуск 3 (74). — С. 3 – 9. — Дніпропетровськ.

УДК 621.774.35 0508211370

Гуляев Ю.Г., Шифрин Е.И.*

Расчет изменения толщины стенки при продольной безоправочной прокатке труб

Предложена методика определения величины деформации стенки трубы. Выполнено сопоставление расчетных и эмпирических данных о характере изменения средней толщины стенки трубы при пластическом формоизменении.

Запропоновано методику визначення величини деформації стінки труби. Здійснено співставлення розрахункових та емпіричних даних про характер зміни середньої товщини стінки труби при пластичній формозміні.

A technique is proposed for determining the magnitude of the wall wall deformation. A comparison is made of the calculated and empirical data on the nature of the change in the average thickness of the pipe wall during plastic shaping.

Введение. Общее изменение средней по периметру трубы толщины стенки $\Delta S_{общ} = S_T - S_0$ (здесь S_0 , S_T – средняя стенка до и после прокатки) является важной характеристикой процесса прокатки, которая определяет распределение угловых скоростей валков и общей деформации $m_{общ} = \frac{D_0 - D_T}{D_0}$

(здесь D_0 , D_T – диаметр черновой и готовой трубы) между клетями стана. При прокатке в одной клетки частное изменение толщины стенки $\Delta S_i = S_i - S_{i-1}$ (здесь S_{i-1} , S_i – толщина стенки до прокатки и после деформации; i – порядковый номер клетки по ходу прокатки в n – клетевом непрерывном стане) в основном зависит от:

частной деформации $m_i = \frac{D_{i-1} - D_i}{D_{i-1}}$ (здесь

D_{i-1} , D_i – диаметр до прокатки и после прокатки);

частного показателя тонкостенности T_i ;

среднего коэффициента пластического натяжения в клетях $Z_i = \frac{Z_{zi} + Z_{ni}}{2}$ (здесь

$Z_{zi} = \frac{\sigma_{zi}}{K_f}$, $Z_{ni} = \frac{\sigma_{ni}}{K_f}$ – соответственно

коэффициенты заднего и переднего пластического натяжения; σ_{zi} , σ_{ni} – заднее и переднее осевое напряжения, действующие

на трубу; K_f – сопротивление деформации материала трубы).

Величина общего изменения толщины стенки $\Delta S_{общ}$ зависит от:

общей деформации $m_{общ}$;

среднего для всего стана показателя тонкостенности T_{cp} ;

средневзвешенного для всего стана коэффициента пластического натяжения

$$Z_{cp} = \frac{\sum_{i=1}^n Z_i e_{xi}}{\sum_{i=1}^n e_{xi}}, \quad (1)$$

где $e_{xi} = \ln \left(\frac{S_{i-1}}{S_i} \cdot \frac{D_{i-1} - S_{i-1}}{D_i - S_i} \right)$ – истинная

деформация i -той в клетях.

За период с 50-х годов прошлого века предложено значительное число эмпирических и теоретических формул для определения величин $\Delta S_{общ}$ и ΔS_i . Практически все эмпирические формулы пригодны для расчета значений $\Delta S_{общ}$ и ΔS_i только при прокатке без натяжения. Теоретические формулы можно разделить на две группы:

формулы, в которых используется исходная модель формоизменения цилиндрической трубы, находящейся в условиях всестороннего равномерно распределенного по периметру сжатия;

*Гуляев Юрий Геннадиевич, консультант ООО «ИНТЕРПАЙП НИКО-ТЪЮБ», д.т.н., проф.

Шифрин Евгений Исаевич, руководитель сектора ГП «НИТИ», к.т.н.,

Рецензент Шломчак Георгий Григорьевич, профессор-консультант НМетАУ, д.т.н., профессор.

формулы, при выводе которых используют вариационные принципы механики сплошной среды (как правило, в постановке Д.У.Релея (J.W.Rayleigh) – В.Ритца (W.Ritz)).

В первом случае используют общее решение Г.Ламе (G.Lame) для деформации полого цилиндра, рассматривая частный случай пластической деформации при всестороннем сжатии наружным давлением, либо совместно решают дифференциальное уравнение равновесия Г.Ламе, уравнение пластичности М.Т.Губера (M.T.Huber) – Р.Мизеса (R.Mises) совместно с обобщенным законом текучести (связи напряжений и деформаций) Г.Генки (H.Hencky). Дальнейшее решение проводят с использованием допущений, суть и количество которых определяют вид конечной формулы для определения связи ΔS с параметрами формоизменения m , T и Z .

Во втором случае вид конечных формул для определения зависимости $\Delta S(m, T, Z)$ определяется видом исходного “подходящего” уравнения перемещений либо деформаций (скоростей деформаций) и количеством варьируемых параметров используемых в нем.

Цель работы. Определить величину $\Delta S(m, T, Z)$ при минимальном количестве допущений в ходе решения задачи о пластической деформации полого цилиндра в условиях всестороннего сжатия. Сопоставить полученные результаты с некоторыми известными решениями. Оценить соответствие полученных результатов и экспериментальным данным об изменении толщины стенки трубы в реальном процессе прокатки.

Основные формулы. Общее уравнение Г.Ламе [1, стр. 81] для случая пластической деформации (коэффициент С.Пуассона μ равен 0,5) бесконечно длинной трубы под воздействием внешнего давления p принимает вид

$$U_{rp} = -\frac{r}{2E} p \frac{\left(1 + \frac{3r_b^2}{r^2}\right)}{\left(1 - \frac{r_b^2}{r_n^2}\right)},$$

где U_{rp} – радиальное перемещение точки поперечного сечения трубы с радиальной координатой r ;

E – модуль упругости деформируемого материала;

r_b , r_n – внутренний и наружный радиусы трубы.

При наличии осевого напряжения σ_x дополнительные радиальные перемещения $U_{r\sigma_x}$ в результате пластической деформации составят величину

$$U_{r\sigma_x} = -\frac{\sigma_x}{2E} r.$$

Таким образом, суммарное радиальное перемещение $U_r = U_{rp} + U_{r\sigma_x}$ составит величину

$$U_r = -\frac{r}{2E} \left[p \frac{\left(1 + \frac{3r_b^2}{r^2}\right)}{\left(1 - \frac{r_b^2}{r_n^2}\right)} + \sigma_x \right], \quad (2)$$

При условии, что перемещения на наружной поверхности трубы (при $r = r_n$) равны величине $U_r = -\Delta r$, в соответствии с уравнением (2) модуль упругости E должен составлять величину

$$E = \frac{r_n}{2\Delta r} \cdot \left[p \cdot \frac{\left(1 + \frac{3r_b^2}{r_n^2}\right)}{\left(1 - \frac{r_b^2}{r_n^2}\right)} + \sigma_x \right]. \quad (3)$$

Подставляя (3) в (2), получаем

$$U_r = -\frac{\Delta r}{r_n} \cdot \frac{\left[p \cdot \left(1 + \frac{3r_b^2}{r^2}\right) + \sigma_x \cdot \left(1 - \frac{r_b^2}{r_n^2}\right) \right]}{\left[p \cdot \left(1 + \frac{3r_b^2}{r_n^2}\right) + \sigma_x \cdot \left(1 - \frac{r_b^2}{r_n^2}\right) \right]} \cdot r. \quad (4)$$

Будем считать допустимым усреднение тангенциальных напряжений σ_θ по толщине стенки. В этом случае для цилиндрической трубы, находящейся в состоянии пластического течения под воздействием внешнего давления p , должно выполняться условие [2, стр. 51]

$$p = \frac{2S}{D} K_f (1 - Z), \quad (5)$$

где D , S – текущие значения наружного диаметра и толщины стенки трубы в процессе деформации.

Подставляя уравнения $\sigma_x = ZK_f$ и (5) в (4), имеем:

$$U_r = -\frac{\Delta r}{r_n} \cdot \frac{\left[\frac{2S}{D} \cdot \left(1 + \frac{3r_b^2}{r^2} \right) \cdot (1-Z) + Z \cdot \left(1 - \frac{r_b^2}{r_n^2} \right) \right]}{\left[\frac{2S}{D} \cdot \left(1 + \frac{3r_b^2}{r_n^2} \right) \cdot (1-Z) + Z \cdot \left(1 - \frac{r_b^2}{r_n^2} \right) \right]} \cdot r. \quad (6)$$

Учитывая, что $\Delta r = \frac{\Delta D}{2}$, $r_n = \frac{D}{2}$ и $r_b = \frac{D}{2} - S$ (здесь $\Delta D = S_0 - D$), преобразуем (6) к виду

$$U_r = -\frac{\Delta D}{D} \cdot \frac{\frac{2S}{D} \cdot \left[1 + \frac{3D^2}{4r^2} \cdot \left(1 - \frac{2S}{D} \right)^2 \right] \cdot (1-Z) + Z \cdot \left[1 - \left(1 - \frac{2S}{D} \right)^2 \right]}{\frac{2S}{D} \cdot \left[1 + 3 \cdot \left(1 - \frac{2S}{D} \right)^2 \right] \cdot (1-Z) + Z \cdot \left[1 - \left(1 - \frac{2S}{D} \right)^2 \right]} \cdot r. \quad (7)$$

В соответствии с (7) радиальное перемещение на внутреннем контуре трубы при $r = D \left(1 - \frac{2S}{D} \right)$ составит величину

$$U_{rb} = -\frac{\Delta D}{2} \cdot \frac{\frac{2S}{D} \cdot \left[1 + \frac{3D^2}{4r^2} \cdot \left(1 - \frac{2S}{D} \right)^2 \right] \cdot (1-Z) + Z \cdot \left[1 - \left(1 - \frac{2S}{D} \right)^2 \right]}{\frac{2S}{D} \cdot \left[1 + 3 \cdot \left(1 - \frac{2S}{D} \right)^2 \right] \cdot (1-Z) + Z \cdot \left[1 - \left(1 - \frac{2S}{D} \right)^2 \right]} \cdot \left(1 - \frac{2S}{D} \right). \quad (8)$$

Изменение толщины стенки трубы при обжатии по диаметру на величину ΔD составляет величину $\Delta S = U_{rb} - \frac{\Delta D}{2}$. Подставляя (8) в последнее уравнение, после приведения подобных имеем

$$\Delta S = \frac{\Delta D}{2} \left\{ 1 - \frac{2 \cdot (1-Z) + Z \cdot \left(1 - \frac{S}{D} \right)}{2 \cdot \left[1 + 3 \cdot \frac{S}{D} \cdot \left(1 - \frac{S}{D} \right) \right] (1-Z) + Z \cdot \left(1 - \frac{S}{D} \right)} \cdot \left(1 - 2 \cdot \frac{S}{D} \right) \right\}. \quad (9)$$

Заменяя конечные изменения ΔS и ΔD бесконечно малыми величинами dS и dD , преобразовываем (9) в дифференциальное уравнение

$$\frac{dS}{dD} = 1 - \frac{2 \cdot (1-Z) + Z \cdot \left(1 - \frac{S}{D} \right)}{2 \cdot \left[1 + 3 \cdot \frac{S}{D} \cdot \left(1 - \frac{S}{D} \right) \right] (1-Z) + Z \cdot \left(1 - \frac{S}{D} \right)} \cdot \left(1 - 2 \cdot \frac{S}{D} \right). \quad (10)$$

Точное решение. Решение дифференциального уравнения (10) возможно только численными методами. На рис. 1 приведено решение уравнения (10) при начальных условиях $S(D_0) = S_0$. Расчетные данные показывают, что независимо от начальных условий (соотношения $T_0 = \frac{S_0}{D_0}$) при “мгновенном критическом” соотношении, равном $T_{кр} = 0,333$, начинается утонение стенки трубы по

отношению к предыдущему “мгновенному” значению.

Варианты приближенных решений. Рассмотрим варианты приближенного определения толщины стенки трубы в ходе обжатия по диаметру. Учитывая, что $\Delta S = S_0 - S_T$, можно записать $S_T = S_0 - \Delta S$. Подставляя значение ΔS из формулы (9) в последнее уравнение и заменяя величины S и D на S_T и D_T соответственно, получим

$$S_T = S_0 \left\langle 1 - \frac{1}{2} \left(\frac{1}{T_0} + \frac{1}{T_T} \right) \left[1 - \frac{[2(1-Z) + Z(1-T_{cp})](1-2T_{cp})}{2 \cdot [1 + 3T_{cp}(1-T_{cp})](1-Z) + Z(1-T_{cp})} \right] \right\rangle, \quad (11)$$

$$\text{где } T_0 = \frac{S_0}{D_0}; T_T = \frac{S_T}{D_T}; T_{cp} = \frac{1}{2}(T_0 + T_T).$$

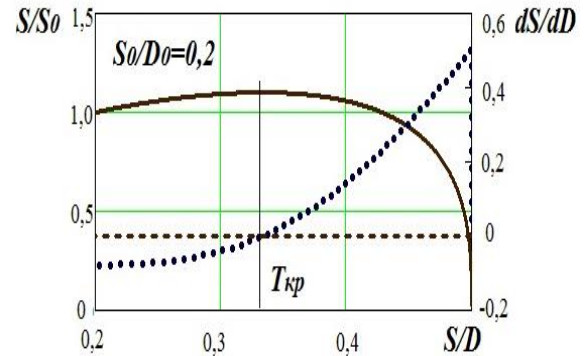
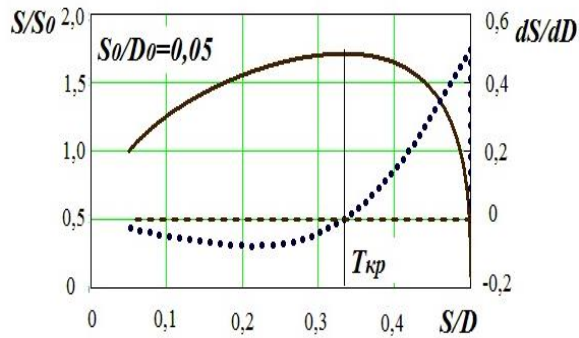


Рисунок 1- Значения $\frac{S}{S_0}$ и $\frac{dS}{dD}$, рассчитанные по дифференциальному уравнению (10)

Значение S_T определится как корень уравнения

$$S_T - \Re(S_T) = 0, \quad (12)$$

где $\Re(S_T)$ – функция в угловых скобках в формуле (11).

$$\text{Если принять, что } T_{cp} = \frac{1}{2} \left(\frac{S_0}{D_0} + \frac{S_0}{D_T} \right),$$

величина S_T определится прямым расчетом по уравнению (11).

Сопоставление расчетов по различным методикам и эмпирическим

данным. Сопоставление точного (S) и приближенных (S_T) расчетных значений толщины стенки показывает, что относительное расхождение $P = \frac{S - S_T}{S}$ не превышает +1% в

случае использования уравнения (11), и –0,2% в случае использования уравнения (12), если общая деформация $m_{общ} = \frac{D_0 - D_T}{D_0}$ не

превышает 20% (рис. 2).

Используя эмпирическую формулу Ю.Г.Гуляева [3]

$$S_T = S_0 \left\{ \left[0,5781 + 0,0493T_0 - 4,152T_0^2 - 4,541T_0^3 - 0,81(1+Z) \right] m_{общ} + 1 \right\}, \quad (13)$$

оценили степень соответствия расчетных теоретических и эмпирических значений толщины стенки трубы (рис. 2) и соотношения $DS = \frac{\Delta S}{\Delta D}$

(рис. 3). Как следует из приведенных на рис.2 данных относительное расхождение между теоретическими и эмпирическими данными об изменении толщины стенки при деформации

трубы не превышает –1,2% при $m_{общ} \leq 20\%$.

Анализ данных, приведенных на рис. 3 показывает, что абсолютные расхождения P_{DS} между значениями параметра DS , рассчитанными по теоретической формуле (10) и эмпирической формуле (13), лежат в пределах $P_{DS} = -0,023 \dots +0,008$.

Из практики редуцирования труб известно, что каждой величине коэффициента пластического натяжения $Z < Z_{кр}$ соответствует величина показателя тонкостенности $T_0 = T_{0max}$, при которой параметр DS достигает максимума [2, рис. 10, 11]. Так, например, при деформации в одной клетки без натяжения $T_{0max} \approx 0,2$. При $Z \geq Z_{кр}$ даже самые тонкостенные трубы ($\lim T_0 \rightarrow 0$) деформируются с уменьшением толщины стенки.

На рис. 4 приведены значения T_{0max} , рассчитанные по теоретической формуле (12) и эмпирической зависимости (13) в соответствии с условием

$$\left[\frac{\partial DS(T_0, Z)}{\partial T_0} \right]_{T_0 = T_{0max}} = 0.$$

Как следует из приведенных на рис. 4 данных значения T_{0max} , рассчитанные по обеим методикам весьма близки между собой. При этом значение $Z_{кр}$ в соответствии с теоретическими расчетами составляет величину $Z_{кр} = 0,5$, а по эмпирической формуле $Z_{кр} = 0,482$.

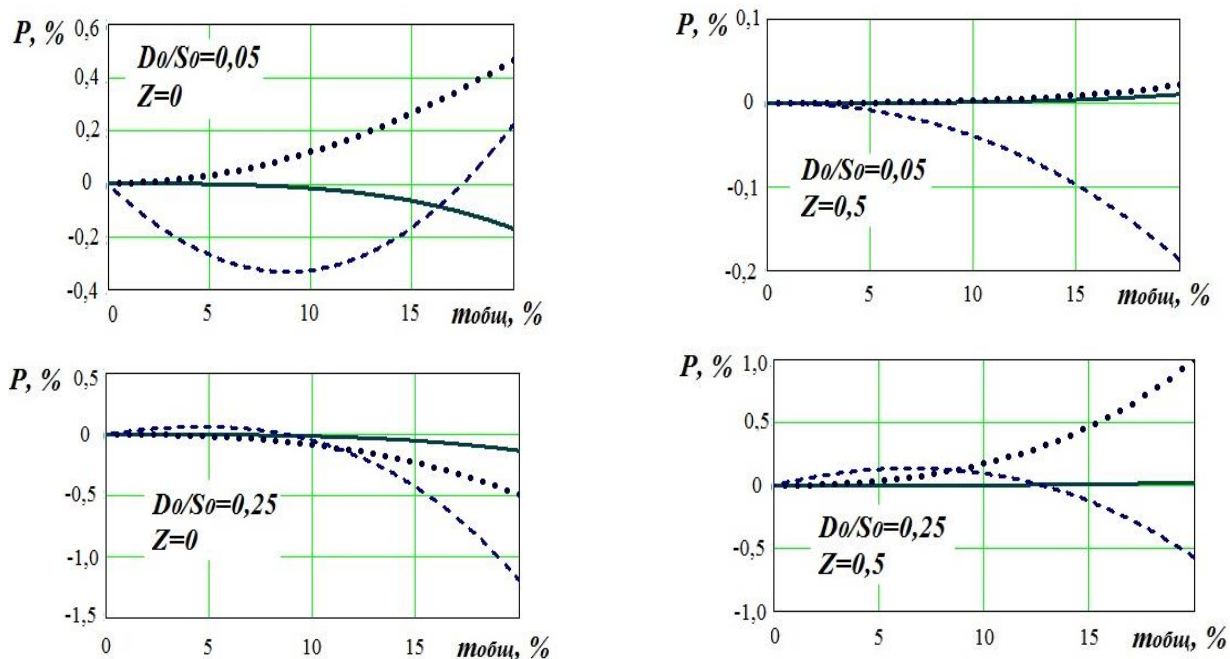


Рисунок 2 - Расхождения P значений толщины стенки трубы, рассчитанных по дифференциальному уравнению (10) и: приближенной формуле (11) – точки; приближенной формуле (12) – сплошная линия; эмпирической формуле (13) – пунктир

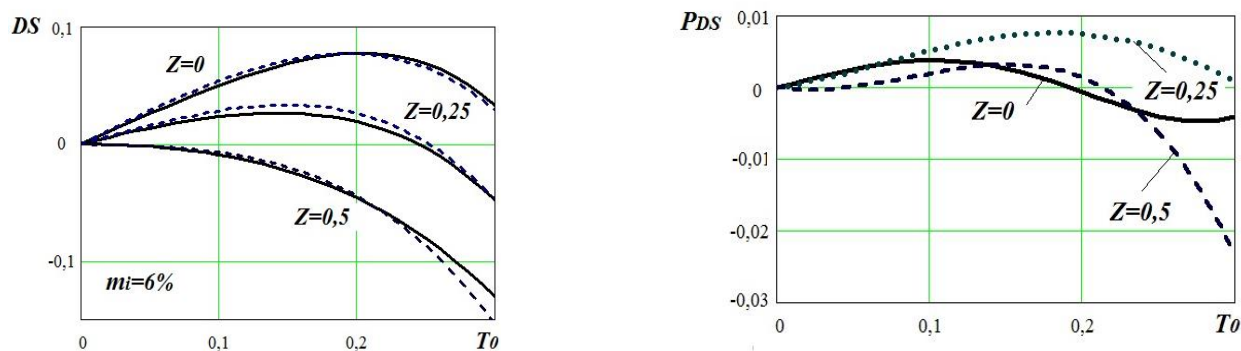


Рисунок 3 - Зависимость $DS(T_0, Z)$ при $m_i = 6\%$ (расчёт по формуле (10) – сплошные линии; расчёт по формуле (13) – пунктир) и значения абсолютных расхождений P_{DS}

Из формулы (13) имеем

$$\Delta S = S_T - S_0 = [0,5781 + 0,0493T_0 - 4,152T_0^2 - 4,541T_0^3 - 0,81(1+Z)]S_0m_{общ}.$$

Если в последнее уравнение подставить условие $\Delta S = 0$, то получим эмпирическую формулу для определения мгновенного критического соотношения $T_{кр}$, при котором увеличение толщины средней стенки деформируемой трубы переходит в её утонение, –

$$0,5781 + 0,0493T_{кр} - 4,152T_{кр}^2 - 4,541T_{кр}^3 - 0,81(1+Z) = 0. \quad (14)$$

Величина эмпирического критического соотношения $T_{кр}$ определится как корень уравнения (14). Аналогичным образом, используя результаты расчетов по уравнению (10) получаем теоретическое значение величины $T_{кр}$.

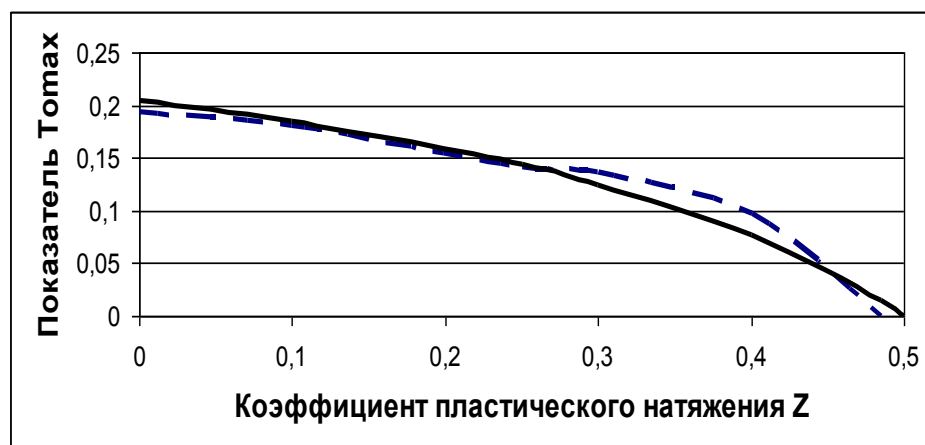


Рисунок 4 - Теоретические (сплошная линия) и эмпирические (пунктир) значения показателя $T_{0\max}$ при $m_i = 6\%$

На рис. 5 приведены значения теоретических и эмпирических критических соотношений $T_{кр}$ в зависимости от коэффициента пластического натяжения Z . Как следует из приведенных данных теоретические и эмпирические значения величин $T_{кр}$ весьма близки между собой.

Результаты реализации модели. Высокий уровень адекватности разработанной модели реальному процессу деформации труб позволил использовать её при расчете режимов прокатки в редуционном стане ТПА-80 ПАО «Днепропетровский трубный завод» и редуционном и калибровочном станах ТПА «30–102» ООО «ИНТЕРПАЙП НИКО–ТЪЮБ». В настоящее время осуществляется адаптация разработанной модели в программу прогнозирования уровня наведенной в ходе $T_{кр}(Z)$

Выводы.

1. На основе преобразования уравнения Г.Ламе получено дифференциальное уравнение связывающее толщину стенки и величину диаметра бесконечно длинной трубы при пластической деформации с приложением осевой нагрузки.
2. Приведены результаты численного решения полученного дифференциального уравнения.

безоправочной прокатки поперечной разностенности труб.

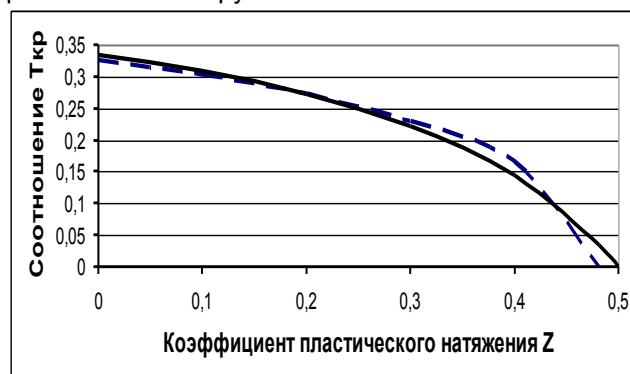


Рисунок 5 - Теоретические (сплошная линия) и эмпирические (пунктир) значения соотношения

3. Предложены варианты приближенного решения полученного дифференциального уравнения, сопоставлены результаты точного и приближенных решений.

4. Проведено сравнение расчетных и эмпирических данных об изменении толщины стенки трубы при пластической деформации подтвердившее высокий уровень адекватности предложенной модели реальному процессу безоправочной прокатки труб.

Список литературы.

1. Курс сопротивления материалов. Часть вторая / М.М.Филоненко–Бородич, С.М.Исюмов, Б.А.Олисов и др.; Под общей редакцией М.М.Филоненко–Бородича – М.–Л.: ГИТТЛ, 1949. – 528 с.
2. Технология непрерывной безоправочной прокатки труб / Г.И.Гуляев, П.Н.Ившин, И.Н.Ерохин и др.; Под ред. Г.И. Гуляева – М.: Металлургия, 1975. – 264 с.
3. Гуляев Ю.Г. Пути снижения граненности при безоправочном редуцировании труб / Тезисы докладов и сообщений на Всесоюзном семинаре «Повышение точности труб с помощью АСУ ТП». – М.: Черметинформация, 1983.– С.17–18.

ЗМІСТ

МЯНОВСКАЯ Я. В., ПРОЙДАК Ю. С.

ОЦЕНКА СТЕПЕНИ ЗАВЕРШЕННОСТИ ТЕПЛО- И МАССООБМЕННЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ДВИЖЕНИИ ФАЗ В ПРОЦЕССАХ ФОРМИРОВАНИЯ
МАРГАНЦЕВЫХ СПЛАВОВ 5

КАМКИНА Л. В., БАБЕНКО А. В., МЯНОВСКАЯ Я. В., ТУРИЩЕВ В. В., ТОКАРЕВ С. И.

ОПЫТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНО АКТИВНЫХ ВЕЩЕСТВ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ КОМКУЕМОСТИ
МЕЛКОДИСПЕРСНЫХ МАТЕРИАЛОВ 10

ШУВАЕВ С. П., ГАСИК М. И., ЖАДАНОС А. В., САЛЬНИКОВ А. С., БОРТНИКОВ Ю. Н.

РЕНТГЕНСПЕКТРАЛЬНЫЙ МИКРОАНАЛИЗ ХИМСОСТАВА СТРУКТУРНЫХ ФАЗ МАРГАНЦЕВОГО КОНЦЕНТРАТА ВЫСОКОИНТЕНСИВНОЙ
МАГНИТНОЙ СЕПАРАЦИИ ШЛАМА ОТРАБОТАННОГО ШЛАМОНАКОПИТЕЛЯ 13

МАКУРОВ С. Л.

ТЕПЛОВАЯ РАБОТА ПРИБЫЛИ И УСАДОЧНЫЕ ДЕФЕКТЫ КРУПНЫХ СТАЛЬНЫХ СЛИТКОВ 18

ВЕНЕЦ Ю. С.

ПРОВЕРКА РАСЧЕТА РАСТВОРИМОСТИ АЗОТА В ВЫСОКОХРОМИСТЫХ СТАЛЯХ 23

ДОМОРАЦКИЙ В. А.

УГОЛЬНЫЕ ШЛАМЫ – СЫРЬЕ ДЛЯ ВОДОУГОЛЬНОГО ТОПЛИВА 27

КАДИЛЬНИКОВА Т. М., ДІННІК Ю. О., ЛАЗАРЕВА Є. Д., КАДИЛЬНИКОВА А. В.

МОЖЛИВОСТІ ЗАСТОСУВАННЯ СИТУАЦІЙНОГО ПІДХОДУ ДО АНАЛІЗУ СИСТЕМИ УПРАВЛІННЯ ПРОЕКТАМИ В ОСВІТІ 32

КОЗЛОВ В. М., КАЛЕНИЧЕНКО В. В., ТИМОШЕНКО В. Н.

ТЕКСТУРА ЗАРОЖДЕНИЯ ЭЛЕКТРООСАЖДЕННЫХ ОЦК МЕТАЛЛОВ НА ИНДИФФЕРЕНТНОЙ ПОДЛОЖКЕ 35

КОЗЛОВ В. М., КАЛЕНИЧЕНКО В. В., ТИМОШЕНКО В. Н.

ОБРАЗОВАНИЕ ДВОЙНИКОВОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ Г. Ц. К. МЕТАЛЛОВ 39

ШЛОМЧАК Г. Г., ПРОЙДАК Ю. С.

ЗАКОНОМІРНОСТІ ПЛАСТИЧНИХ ДЕФОРМАЦІЙ ТА РУЙНУВАННЯ МЕТАЛІВ РІЗНИХ РЕОЛОГІЧНИХ КЛАСІВ 44

ГРЕС Л. П., БЫСТРОВ А. Е., ФЛЕЙШМАН Ю. М., ВОРОБЬЁВА Л. А., ИВАНОВ М. Ю.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОЭФФИЦИЕНТОВ ТЕПЛООТДАЧИ БЛОЧНОЙ НАСАДКИ С ГОРИЗОНТАЛЬНЫМИ ПРОХОДАМИ ДОМЕННЫХ
ВОЗДУХОНАГРЕВАТЕЛЕЙ 49

ШАПРАН Л. А., ИВАНОВА Л. Х., ХИТЬКО А. Ю.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ РОЛИКОВ ЗОНЫ ВТОРИЧНОГО ОХЛАЖДЕНИЯ МНЛЗ 52

КУВАЄВ М. В.

ГОЛОВНИЙ ЕЛЕКТРОПРИВОД НОВОГО ПРОМИСЛОВОГО СЕРВОПРЕСА 56

КУВАЄВ В. М., ІВАЩЕНКО В. П., ІВАНОВ Д. О., ПОЛІТОВ І. В., БЕШТА Д. О.

ОПТИМАЛЬНІ УМОВИ ЗАХОДУ ПРОКАТУ В МОТАЛКУ ТИПУ ГАРРЕТА 59

БОЙКО О. О.

ВИБІР РАЦІОНАЛЬНОЇ СТРУКТУРИ МОДЕЛІ ДВОХКЛІТЬОВОГО ДРІБНОСОРТНОГО БЕЗПЕРЕРВНОГО ПРОКАТНОГО СТАНУ 64

КУВАЄВ В. М., НОВОДРАНОВА Н. О.

МОДЕЛЬ РОЗРІЗАННЯ ПРОКАТУ БАРАБАНИМИ ЛЕТЮЧИМИ НОЖИЦЯМИ 67

ГУЛЯЕВ Ю. Г., ГАРМАШЕВ Д. Ю., НИКОЛАЄНКО Ю. М.

ВИЗНАЧЕННЯ ЕНЕРГОСИЛОВИХ ПАРАМЕТРІВ ПРОКАТКИ МЕТОДОМ БАЛАНСУ РОБІТ 71

ВЛАСОВ А.О., ЗДАНЕВИЧ С.В.

*ВИБІР ЖОРСТКОСТІ ПРУЖНИХ ЕЛЕМЕНТІВ ГАСИТЕЛЯ КОЛИВАНЬ БАЛАНСИРНОГО ЕЛЕКТРОДОТРИМАЧА
ДУГОВОЇ СТАЛЕПЛАВИЛЬНОЇ ПЕЧІ* 77

ПОХИЛЬКО Л.К., МОРОЗЕНКО О.П., ВИШНЕВСЬКИЙ І.В.

СТЕНДОВІ ТА ПРОМИСЛОВІ ВИПРОБУВАННЯ ФРИКЦІЙНОГО ЗАХВАТУ..... 82

РАХМАНОВ С. Р.

К ВОПРОСУ НЕСТАЦИОНАРНОЙ ДИНАМИКИ СИЛОВОЙ ЛИНИИ СТАНА ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ ТРУБ РОЛИКАМИ..... 86

КАЛИНИН В.Т., КРИВОШЕЕВ В.А., КАЛИНИН А.В., НАВРОЦКИЙ Д.И.

*ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ОТЛИВОК ПУТЕМ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ РАФИНИРОВАННЫХ ШИХТОВЫХ ЧУШКОВЫХ ЧУГУНОВ, ЛЕГИРОВАНИЯ И
НАНОМОДИФИЦИРОВАНИЯ ЛИТЕЙНЫХ РАСПЛАВОВ В ПЕЧИ, РАЗЛИВОЧНЫХ КОВШАХ И ФОРМАХ* 94

СТРОИТЕЛЕВА Н.И., ГОЛОВКО А.К., ЧЕРВОНЫЙ И.Ф.

О ТРАНСФОРМАЦИИ МИКРОДЕФЕКТОВ В МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ КРЕМНИИ..... 98

МЕШАЛКИН А.П., КАМКИНА Л.В., КОЛБИН Н.А., БЕЗШКУРЕНКО А.Г., СЕНИЦИН Я.С.

*КОНЦЕПЦИЯ ВЫБОРА РАЦИОНАЛЬНЫХ СОСТАВОВ РАФИНИРУЮЩИХ СМЕСЕЙ НА ОСНОВЕ ТЕХНОГЕННЫХ ОТХОДОВ, СПОСОБОВ
ТЕПЛОВОЙ ОБРАБОТКИ И ПРИМЕНЕНИЯ В ОСНОВНЫХ ПРОЦЕССАХ ПРОИЗВОДСТВА ЧЕРНЫХ МЕТАЛЛОВ* 107

ГУЛЯЕВ ЮГ., ШИФРИН Е.И.

РАСЧЕТ ИЗМЕНЕНИЯ ТОЛЩИНЫ СТЕНКИ ПРИ ПРОДОЛЬНОЙ БЕЗОПРАВОЧНОЙ ПРОКАТКЕ ТРУБ 114