

УДК 621.771

Г.В. Бергеман, А.А. Самсоненко, О.М. Кузьмина, О.А. Ремез

**СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ УСТРОЙСТВА ДЛЯ ОХЛАЖДЕНИЯ  
РЕЛЬСОВЫХ КАЛИБРОВ ВАЛКОВ ЧЕРНОВОЙ КЛЕТИ СТАНА 800  
ПАО «ЕВРАЗ - ДМЗ ИМ. ПЕТРОВСКОГО»**

*Проанализированы факторы, влияющие на стойкость прокатных валков, в частности, при прокатке рельсовых профилей на стане 800 ПАО «Евраз-ДМЗ им. Петровского». Экспериментально и теоретически исследована возможность снижения влияния одного из факторов – температурного – путем охлаждения валков. Предложена конструкция охлаждающего устройства. Показано, что применение устройства позволило повысить стойкость валков в заданных условиях от 8 до 17%.*

*Ключевые слова: качество проката, горячая прокатка, стойкость валков, охлаждающее устройство.*

*Проаналізовані чинники, що впливають на стійкість прокатних валків, зокрема, при прокатці рейкових профілів на стані 800 ПАО «Євраз - ДМЗ ім. Петровського». Експериментально і теоретично досліджена можливість зниження впливу одного з чинників – температурного – шляхом охолодження валків. Запропонована конструкція охолоджувального пристрою. Показано, що використання пристрою дозволило підвищити стійкість валків в заданих умовах від 8 до 17%.*

*Ключові слова: якість прокату, гаряча прокатка, стійкість валків, охолоджувальний пристрій.*

*The factors influencing to the firmness of mill rolls, in particular, at rail profiles rolling on a mill 800 of the PJSC Evraz — DMZ named Petrovsky are analysed. It is experimentally and theoretically investigated the possibility to decrease the influence of the temperature factor by cooling of rolls. The design of the cooling device is offered. It is shown that use of the device has allowed to increase the rolls at the set conditions from 8 to 17%.*

*Keywords: quality of roll production, hotrolling, firmness of rolls, cooling device*

Ресурсосбережение и конкурентоспособность продукции в настоящее время являются главными объектами внимания специалистов во всех отраслях промышленности, в том числе и в металлургии. Важной составляющей обоих указанных объектов в случае сортопрокатного производства является основной деформирующий инструмент – валки. Повышение стойкости прокатных валков позволяет улучшить качество продукции, снизить расходы по переделу и увеличить объем выпуска проката, соответственно снижая прямые и косвенные удельные потери металла, а также себестоимость. Кроме того, это позволяет более эффективно использовать прокатные станы за счет сокращения времени простоев.

Задача увеличения ресурса работы прокатных валков является комплексной, поскольку инструмент работает в сложных условиях:

высокие температуры, значительный температурный перепад, знакопеременные деформации, вибрации, различные факторы, влияющие на износ калибров и т.д. создают сложную для анализа картину. Решению этой задачи, в частности, посвящены работы [1-3].

В данной работе из указанного спектра факторов для исследований по увеличению стойкости валков выделено лишь одно направление: снижение воздействия высоких температур на инструмент за счет использования охлаждающего устройства. Целью работы является разработка и оптимизация охлаждающего устройства для валков черновой клетки стана 800 ПАО «Евраз-ДМЗ им. Петровского».

Исследование базировалось на экспериментальных и статистических данных, полученных при прокатке рельсовых профилей с использованием существующего на предприятии оборудования. Для теоретического анализа применялось компьютерное моделирование.

В состав рельсобалочной группы стана 800 ПАО «Евраз-ДМЗ им. Петровского» входят две реверсивные клетки дуо: черновая и чистовая. Анализ заводских данных показал, что самой частой причиной поломок валков и преждевременной замены калибров при прокатке рельсового профиля служит повышенный износ, образование сетки разгара, появление и развитие термических трещин в 4 калибре (рис.1, 2).



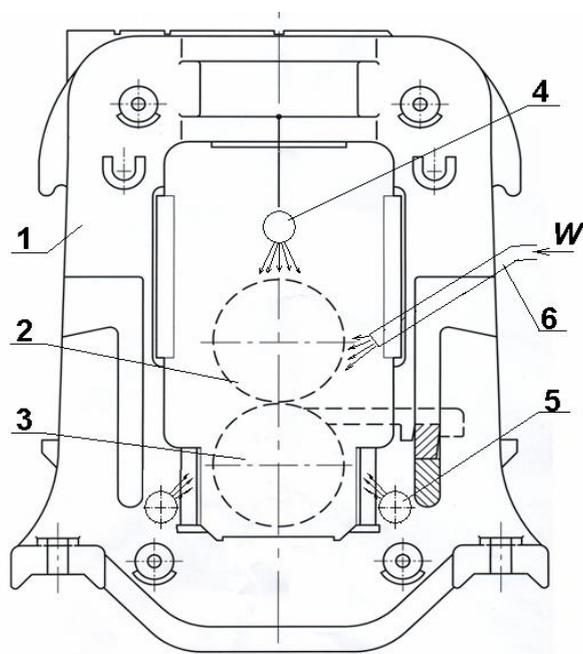
Рисунок 1 – Сетка разгара на поверхности валка рельсобалочного стана 800 ПАО «ЕВРАЗ-ДМЗ им. Петровского»



Рисунок 2 – Поверхность валка рельсобалочного стана 800 ПАО «ЕВРАЗ-ДМЗ им. Петровского», подвергшаяся адгезии с последующим глубинным вырыванием

На обеих клетях установлена одинаковая система охлаждения (рис. 3). Верхний валок охлаждается коллектором 4 в виде трубы с отверстиями по всей длине валка. Нижний валок охлаждается аналогичными коллекторами 5 с двух сторон. Охлаждающая жидкость – техническая вода вторичного цикла. На наиболее изнашиваемые калибры вода подается дополнительно с помощью гибкого элемента 6. Основным достоинством

данной системы охлаждения является универсальность ее применения для всего сортамента профилей стана 800. К недостаткам относятся: неравномерная подача охлаждающей жидкости (вода подается только на незначительный сектор валка в области коллектора), охлаждение начинается через значительное время после контакта валка с металлом, попадание воды в очаг деформации. Первые два фактора приводят к неполному охлаждению поверхности валка, проникновению тепла в тело валка и возникновению термических напряжений. Третий фактор может приводить к возникновению паровзрывного эффекта на контакте металла с валком. Для исключения попадания воды в очаг деформации на реверсивных станах необходимо применение воздушного отсекания. Оптимизация конструкции и расположения охлаждающих устройств и изменение режимов охлаждения позволяет минимизировать влияние вышеперечисленных факторов и добиться увеличения стойкости валков.



- 1 – станина;  
2, 3 – верхний и нижний валки;  
4, 5 – коллекторы для охлаждения верхнего и нижнего валков;  
6 – устройство дополнительного охлаждения

Рисунок 3 – Схема существующей системы охлаждения валков стана 800

Для устранения указанных недостатков существующей системы охлаждения валков была разработана базовая конструкция охлаждающего устройства. После анализа многообразных конструкций охлаждающих устройств [напр., 4-6], было предложено конструктивное решение в виде дугообразного коллектора в форме прямоугольной трубы со щелевыми отверстиями, направленными на ручей валка (рис. 4).

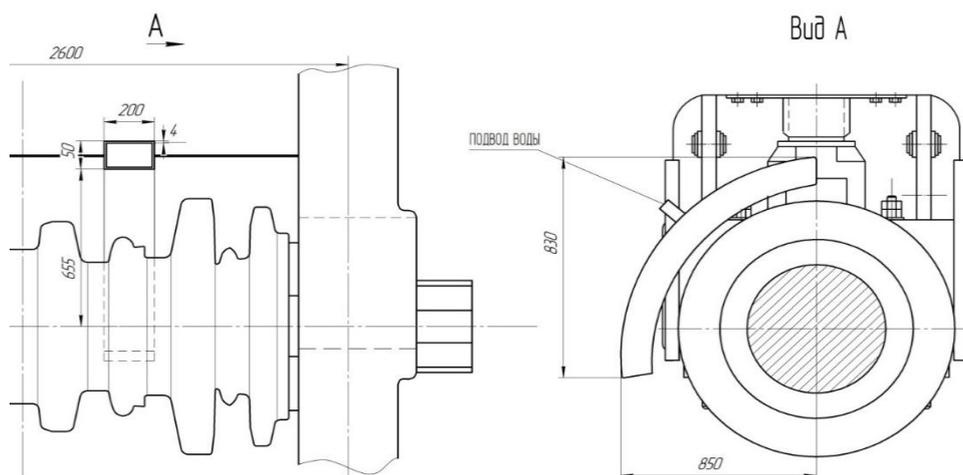


Рисунок 4 – Схема предлагаемого устройства для охлаждения верхнего валка черновой клетки стана 800 ПАО «ЕВРАЗ – ДМЗ им. Петровского»

Устройство располагается со стороны выхода металла из очага деформации. Подача воды в коллектор может быть осуществлена через гибкий или стационарный трубопровод. Давление в трубопроводе не меняется относительно существующего на стане. Предлагается охватывать охлаждением поверхность валка, соответствующую сектору 90°. Предлагаемое устройство должно обеспечить более равномерное распределение охлаждающей жидкости по периметру ручья и окружности валка. Устройство охлаждения выполнено в виде дугообразного короба, сваренного из металлического листа толщиной 4 мм, на внутренней поверхности которого вырезаны четыре прямоугольных отверстия, ширина и длина которых составляет 4 и 140 мм соответственно. Устройство имеет съемную крышку, находящуюся в донной части коллектора для чистки от возможного засорения. Габаритные размеры коллектора охлаждения верхнего валка, разводка трубопровода выполнены с учетом конструктивных особенностей проводкового бруса.

Предложенная конструкция была изготовлена и установлена на стане 800 ПАО «ЕВРАЗ – ДМЗ им. Петровского». В период с 16.05.2012 по 09.08.2012, после установки новой системы охлаждения, на указанном стане было прокатано 4829 т рельсовых профилей. Данные по прокатке рельсовых профилей и расход валков в черновой клетке стана 800 представлены в таблице 1. Сравнительный анализ расхода валков при прокатке рельсовых профилей на стане 800 с использованием экспериментальной установки устройства охлаждения прокатных валков показан рисунке 5.

Таблица

Стойкость валков черновой клетки стана 800 с использованием предлагаемого устройства охлаждения

Дата	Прокатываемый профиль	№ пары	Диаметр факт., мм	Факт. прокатано за кампанию, т	Дефекты вала
16.05.2012	КР-80	73	800	785	не установлено
23.05.2012	КР-140	3	797	725	не установлено
25.05.2012	КР-120	61	760	330	IV калибр трещины
20.06.2012	КР-100	93	832	751	Расточить конус V калибра и IV уменьшить яблоко
18.07.2012	КР-120	94	835	1567	б/з
09.08.2012	КР-70	85	805	906	Раскрыт IV

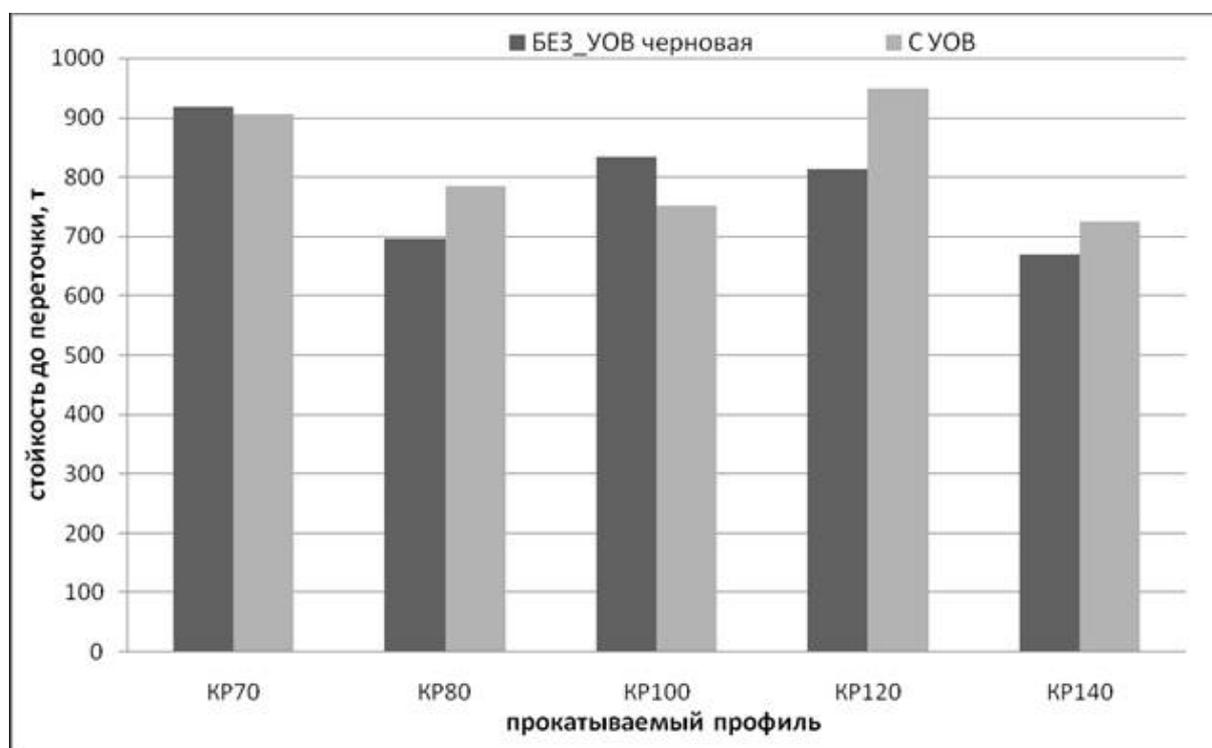


Рисунок 5 – Сравнение стойкости валков при прокатке рельсовых профилей без использования (БЕЗ\_УОВ) и с использованием (С УОВ) первой экспериментальной установки охлаждающего устройства

Анализ полученных результатов показывает, что установка охлаждающего устройства позволила увеличить стойкость валков черновой клетки стана 800 при производстве крановых рельсовида КР80 на 13%, КР120 - на 17%, КР140 - на 8%. Среднее значение стойкости валков черновой клетки увеличилось на 5%.

### Выводы

1. Сделан литературный обзор, в ходе которого проанализированы факторы, влияющие на стойкость рабочего инструмента прокатного производства – валков. Из всего объема факторов, влияющих на стойкость рабочего инструмента, для исследования выбрано влияние охлаждения.

2. Проанализирована конструкция охлаждающего устройства, установленного на стане 800 ПАО «Евраз-ДМЗим.Петровского». Показано, что существующая конструкция не позволяет достичь эффективного охлаждения инструмента, что влечет за собой поломки, простои и снижение качества проката.

3. Предложена, сконструирована и установлена новая конструкция охлаждающего устройства.

4. Получены данные по расходу валков при прокатке крановых рельсов на стане 800 ПАО «Евраз-ДМЗим.Петровского» после установки охлаждающего устройства новой конструкции. Анализ данных показал увеличение стойкости валков черновой клетки стана 800: на 13% - при производстве крановых рельсов КР80, на 17% - при производстве крановых рельсов КР120, и на 8% - при производстве крановых рельсов КР140. Среднее значение стойкости валков черновой клетки увеличилось на 5%.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Иващенко В. Ю. Повышение стойкости валков для горячего деформирования с использованием ТЦО / В.Ю.Иващенко, А.П.Чейлях // Вестник Харьковского национального автомобильно-дорожного университета. - 2009. - № 46. - 4 стр.
2. Горяной В.М. Температура и напряжение в валках горячей прокатки / В.М. Горяной, И.В.Адамов // Проблемы трения и изнашивания. - 1988. - № 34. - С. 31-34.
3. Кунцман Г. Основные факторы эффективного охлаждения валков / Г.Кунцман // Сталь. - 2001. - № 8. - С.14-15.
4. А. с. 1397108 СССР, МКИ В 21 В 27/06.Способ охлаждения прокатных валков и устройство для его осуществления: / Н.Ф.Легейда, Т.С.Скобло, И.Е.Анциферов, В.И.Балон(СССР) – № 4089666/23-02;заявл. 07.07.83; опубл. 1988 ;Бюл. № 19.
5. А. с. 1426665 СССР, МКИ В 21 В 27/06.Способ охлаждения прокатных валков и проката: / Л.Д. Ломтев, С.Ю. Уразов, Е.Н. Ларин, А.И. Баканов (СССР) – № 4091795/23-02 ; заявл.10.07.87 ; опубл. 30.09.88 ;Бюл № 36.
6. Заявка 62 – 45410 Япония, МКИ В 21 В 27/10.Способ охлаждения прокатных валков горячей прокатки / ЭгаваМотохиро. – № 183537;заявл. 21.08.85; опубл. 27.02.87.

УДК 669.184

Б.М. Бойченко, Л.С. Молчанов, Е.В. Синегин, К.Г. Низяев, А.Н. Стоянов

## ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА СОДЕРЖАНИЕ КИСЛОРОДА В СТАЛИ

*Аннотация. Статья посвящена актуальной проблеме снижения расхода дорогостоящих ферросплавов для раскисления и легирования стали путём точного прогнозирования содержания кислорода в металле перед обработкой. В ней представлена математическая модель, полученная на основании статистической обработки результатов лабораторного эксперимента.*

*Ключевые слова: активность кислорода, сталь, раскисление, легирование*

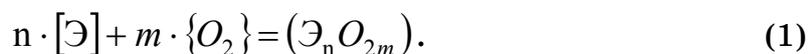
### Постановка задачи исследования

Технологические операции производства стали непосредственно связаны с физико-химическими процессами окисления примесей в железо-углеродистом расплаве. При этом окончание процесса обезуглероживания связано с установлением равновесия между кислородом в расплаве и другими примесями. На данный момент для оценки содержания кислорода в готовой стали применяется уравнение Вечера-Гамельтона. Учитывая, что в нем участвует только углерод, то данное выражение может давать некорректный результат при оценке содержания кислорода в легированных сталях. Таким образом, задачей исследования является уточнение уравнения Вечера-Гамельтона, с целью адаптации его к легированным расплавам.

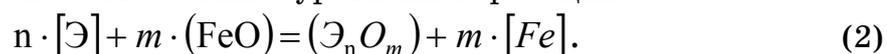
### Анализ последних исследований и публикаций

Операции производства стали связаны с протеканием окислительных физико-химических превращений. При этом существует несколько механизмов поступления кислорода в объём металлической ванны:

а) продувка металлической ванны газообразным кислородом, при этом формируются первичная и вторичная реакционные зоны. В пределах первичной реакционной зоны протекает процесс тотального горения примесей по реакции:



Основным продуктом окисления примесей в первичной реакционной зоне является FeO. При попадании продуктов окисления примесей из первичной реакционной зоны в объём расплава образуется вторичная реакционная зона, в которой окисление примесей протекает за счет взаимодействия с FeO в соответствии с уравнением реакции:



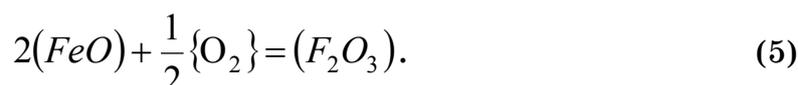
Кроме того вследствие введения в ванну газообразного кислорода наблюдается значительное переокисление металла, которое примерно в 2,2 раза выше равновесного содержания кислорода [1].

б) введение кислорода в металлическую ванну в виде оксидов (железородные материалы, прокатная окалина и т.д.). В ряде случаев при проведении окислительной плавки без возможности вдувания газообразного кислорода применяются материалы содержащие оксиды железа. Так механизм перехода кислорода из твердого материала в расплав осуществляется за счет переокисления шлака и дальнейшего взаимодействия металла со шлаком. Описать данный процесс можно системой уравнений протекающих одновременно химических реакций:



При такой форме ввода кислорода в расплав фактическая окисленность металла превышает равновесную в 1,2 раза [2].

в) окисление примесей за счет кислорода газовой фазы, который участвует в окислении. В ряде случаев при отсутствии прямого поступления кислорода в металлический расплав протекает стадийная миграция его через шлаковую фазу. Первоначально кислород газовой фазы взаимодействует со шлаком переокисляя оксиды железа по уравнению:



Далее перемещение кислорода осуществляется за счёт внедрения частиц переокисленных оксидов железа в расплав



и затем по реакции (4).

В процессе удаления примесей в металле устанавливается равновесие между кислородом и другими компонентами. Так для продувочных процессов производства стали установление равновесия между кислородом и другими компонентами расплава возможно только после предварительного раскисления. Равновесное содержание кислорода в металле (при установившемся равновесии) определяется, прежде всего, реакцией



Равновесное содержание кислорода в металле определяется исходя из активности углерода и парциального давления  $\{\text{CO}\}$  по формуле

$$[\text{O}]^* = \frac{p_{\text{CO}}}{a_{[\text{C}]}f_{[\text{O}]}} \quad (8)$$

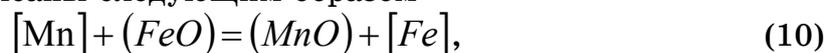
где  $p_{\text{CO}}$  – парциальное давление  $\{\text{CO}\}$ ;  $a_{[\text{C}]}$  – активность кислорода в металле;  $f_{[\text{O}]}$  – коэффициент активности кислорода в металле.

Известно [3], что при невысоком содержании углерода и температуре металла около 1600°C концентрация кислорода в металле может быть определена согласно уравнению Вачера-Гамильтона

$$m \equiv [\text{C}] \cdot [\text{O}] = 0,0025. \quad (9)$$

Величина  $m$  мало изменяется с температурой, что обусловлено небольшим тепловым эффектом реакции (7). Однако авторами [4] отмечается, что увеличение содержания элементов-раскислителей может приводить к изменению равновесного содержания кислорода в металле.

Марганец и кремний обычно окисляются на поверхности контакта металла со шлаком по двухстадийным реакциям, суммарные уравнения которых могут быть записаны следующим образом



При этом существенно искажается расчетное по уравнения Вечера-Гамельтона расчетное значение равновесного содержания кислорода в расплаве.

### Цели и задачи исследования

Задачами исследования является разработка методики и проведение эксперимента по изучению влияния содержания углерода, кремния и марганца в стали на равновесное содержание кислорода. На основании полученных данных производится уточнение модели Вечера-Гамельтона. Математическая модель, разработанная на основании результатов эксперимента, позволит определять равновесное содержание кислорода в расплаве с высоким содержанием примесей и может быть использована для осуществления рационального процесса раскисления и легирования.

### Основные материалы исследования

Экспериментальную часть исследования осуществляли по средству плавления в печи Таммана образцов Fe-C сплава с различным содержанием углерода, кремния и марганца и определении в них после кристаллизации равновесное содержание кислорода, углерода, марганца и кремния. Определение равновесного содержания кислорода в металлических образцах проводили в соответствии с ГОСТ 17745-90, определение углерода, кремния и марганца – ГОСТ 28473-90. Эксперимент производили в печи сопротивления Таммана, по средству плавления металлического лома в алуновом тигле с последующим введением ферросилиция марки ФС-65 и графита (для достижения требуемого содержания кремния и марганца) и затем выдерживали в печи в течение 20 минут для усреднения химического состава расплава по объёму тигля. По окончании данного процесса тигель извлекали из печи, охлаждали и полученную отливку подвергали анализу для определения содержания углерода, кремния, марганца и равновесного кислорода. Полученные при эксперименте данные представлены в таблице 1.

В процессе изучения влияния растворённых в стали элементов раскислителей на равновесное содержание кислорода было проведено сопоставление данных полученных экспериментально с результатами расчета по уравнению Вечера-Гамельтона (представлена на рис. 1). Как видно из предварительного анализа экспериментальных данных фактическое содержание кислорода в металле существенно отличается от равновесного.

Таблица 1

Экспериментальные данные

[O], ppm	[C], %	[Mn], %	[Si], %	[S], %	[P], %
240	0,19	0,5	0,05	0,021	0,09
192	0,17	0,47	0,05	0,03	0,08
191	0,18	0,47	0,07	0,029	0,01
222	0,19	0,5	0,05	0,025	0,012
232	0,16	0,48	0,05	0,025	0,08
184	0,2	0,51	0,06	0,025	0,09
192	0,19	0,5	0,07	0,023	0,013
174	0,18	0,49	0,05	0,033	0,018
170	0,17	0,49	0,06	0,03	0,016
152	0,18	0,47	0,05	0,029	0,015
200	0,19	0,49	0,07	0,03	0,014
169	0,19	0,5	0,05	0,024	0,013
172	0,17	0,51	0,06	0,024	0,012
224	0,14	0,49	0,04	0,025	0,01
165	0,17	0,51	0,06	0,026	0,013
150	0,18	0,51	0,06	0,029	0,015
214	0,15	0,52	0,04	0,029	0,011
219	0,18	0,52	0,06	0,028	0,09
169	0,18	0,61	0,05	0,029	0,016

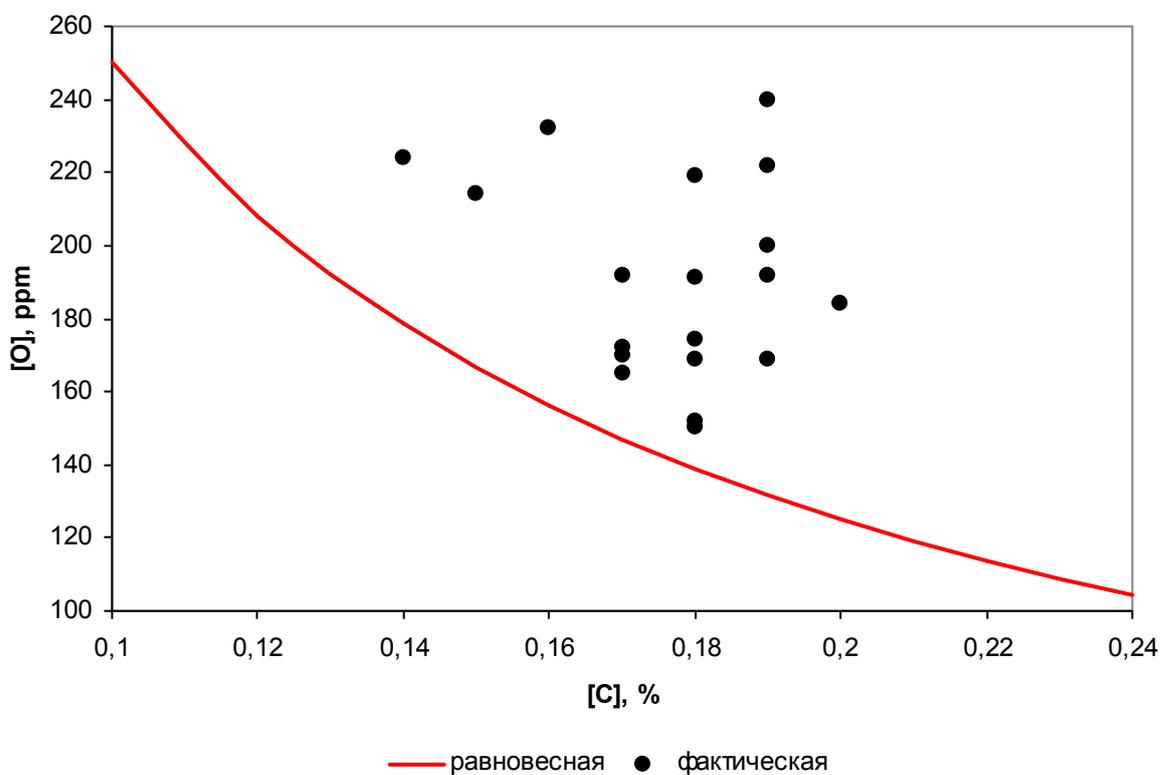


Рисунок 1 – Сравнение равновесной и фактической концентрации кислорода в стали

Для определения влияния химического состава стали на содержание растворённого в ней кислорода был выполнен регрессионный анализ, результаты которого приведены в таблицах 2 и 3.

Таблица 2

Регрессионная статистика экспериментального массива

Множественный R	R <sup>2</sup>	Нормированный R <sup>2</sup>	Стандартная ошибка	Наблюдения
0,9874	0,9750	0,9147	0,00057	19

Таблица 3

Оценка значимости полученных коэффициентов регрессии

Параметр	[Mn]	[Si]
Коэффициенты регрессии	0,005142	0,01409
Стандартная ошибка	0,001491	0,0134
t-статистика	3,449054	1,051535
P-Значение	0,003064	0,307731

Таким образом, полученная модель имеет вид

$$[C] \cdot [O] = 0,01409[Si] + 0,005142[Mn] \quad (12)$$

#### Выводы и перспективы дальнейших исследований

1. Установлено влияние содержания наиболее распространённых легирующих компонентов стали на содержание кислорода в металле.

2. Предложена математическая модель для описания содержания кислорода в металле, на основании которой может быть разработана технология экономного легирования стали. Математическая модель может быть усовершенствована в случае производства качественных сталей легированных прочими элементами, имеющими высокое сродство к кислороду.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Баптизманский В.И. Физико-химические основы кислородно-конвертерного процесса / В.И. Баптизманский, В.Б. Охотский. – Киев-Донецк: Вища школа, 1981. – 184 с.
2. Лифшиц С.И. Мартеновское производство стали / С.И. Лифшиц. – Харьков-Москва: Государственное научно-техническое издательство литературы по чёрной и цветной металлургии, 1953. – 212 с.
3. Теорія металургійних процесів [Підручник] / В.Б. Охотський, О.Л. Костьолов, В.К. Сімонов [та ін.]. – К.: ІЗМН, 1997. – 512 с.
4. Меджибожский И.Я. Основы термодинамики и кинетики сталеплавильных процессов: [Учеб.пособие] / И.Я. Меджибожский. – К.-Донецк: Вища школа, 1979. – 280 с.

**ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ В ЖИДКОМ И ТВЕРДОМ  
СОСТОЯНИИ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ И КОМПЛЕКС  
МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СИЛУМИНОВ**

*Изучено влияние физико-химических способов воздействия на расплав и термоциклирования в твердом состоянии на структуру и механические свойства сплава Al-18%Si(B-Sn). В работе использован один из новейших методов изучения механических свойств сплава – индентирование. С помощью этого метода определен деформационный рельеф, износ, сила трения и пластическая деформация поверхности образцов сплава Al-18%Si(B-Sn).*

*Ключевые слова: заэвтектические силумины, физико-химическая обработка, термоциклирование, твердость, дорожка трения, износ.*

*Вивчено вплив фізико-хімічних способів впливу на розплав і термоциклювання в твердому стані на структуру і механічні властивості сплаву Al-18%Si(B-Sn). У роботі використаний один з найновітніших методів вивчення механічних властивостей сплаву – індентування. За допомогою цього методу визначений деформаційний рел'єф, знос, сила тертя і пластична деформація поверхні зразків сплаву Al-18%Si(B-Sn).*

*Ключові слова: заэвтектичні силуміни, фізико-хімічна обробка, термоциклювання, твердість, смуга тертя, знос.*

*The influence of physical - chemical methods on the melt and thermal cycling in the solid state on the hypereutectic silumin structure has been studied at present work. The mechanical properties of alloy Al-18% Si (B-Sn) were studied. For researching mechanical properties was used one of the new investigation methods - indentation. The deformation relief, wear, friction force and plastic deformation of the alloy samples Al-18%Si(B-Sn) were determined by using this method.*

*Keywords: hypereutectic silumins, physical and chemical treatment, thermocycling, hardness, path of friction, wear.*

**Введение.** В настоящее время в современном, динамично развивающемся мире появляется большое количество принципиально новых технически сложных устройств, происходит усовершенствование и усложнение уже существующих при постоянно ужесточающихся требованиях к ним, что приводит к необходимости повышения их эксплуатационных характеристик. Следовательно, интенсификация разработок технологических процессов, обеспечивающих получение качественных изделий с однородной структурой и повышенными механическими свойствами весьма актуальна.

Заэвтектические силумины - литейные сплавы на основе алюминия, обладающие хорошими литейными свойствами, высоким модулем упругости, низким температурным коэффициентом линейного расширения, хорошей свариваемостью и обрабатываемостью резанием при сравнительно невысокой стоимости. [1]. С целью улучшения структуры и механических

свойств силуминов, их подвергают модифицированию, физико-химическому воздействию на расплав и термической обработке в твердом состоянии [2, 3].

**Цель работы:** исследование закономерностей структурообразования, механических свойств и износостойкости заэвтектического силумина Al-18%Si(B-Sn) в зависимости от условий охлаждения и физико-химической обработки в жидком и твердом состояниях

**Материал и методики.** Объектом исследования в настоящей работе служили образцы заэвтектического силумина, химический состав которого приведен в таблице 1.

Таблица 1

Химический состав исследуемого силумина

Марка сплава	Химические элементы, %					
	Si	Fe	Mn	Mg	B-Sn	Al
AK18	18.0	0.3	0.2	0.3	0.05	основа

Для выявления общей микроструктуры образцы травили 0,5% водным раствором плавиковой кислоты с последующей промывкой в струе проточной воды. Исследование микроструктуры осуществляли с помощью оптического микроскопа “Neophot-21”. Микротвердость фаз и структурных составляющих определяли с помощью микротвердомера ПМТ-3 по стандартной методике. Твердость сплава определяли методом Бринелля. Испытания на трение и износ по схеме «шар-диск» проводились на машине трения «Micron-tribo». Профилограммы с 2-D изображениями и 3-D изображения дорожки трения получены на «Микрон-альфа».

В качестве методов физико-химической обработки расплава выбраны водородная и гидроциркуляционная обработки, осуществляемые по методике чл.-корр. НАНУ Г.П.Борисова [2] на оборудовании ФТИМС НАНУ.

Термоциклирование в твердом состоянии проводили в пять циклов в интервале температур 475-485°С. Режимы обработки приведены в таблице 2.

Таблица 2

Режимы обработки сплава AK18

Режимы обработки сплава AK18(B-Sn)	№ обр.
исходный сплав медленно охлажденный	1
исходный сплав медленно охлажденный после термоциклирования	2
30 мин гидроциркуляционной обработки с последующим медленным охлаждением	3
30 мин гидроциркуляционной обработки с последующим быстрым охлаждением и термоциклированием	4
20 мин водородной обработки с последующим медленным охлаждением	5
20 мин водородной обработки с последующим медленным охлаждением и термоциклированием	6
40 мин водородной обработки с последующим быстрым охлаждением	7
40 мин водородной обработки с последующим быстрым охлаждением и термоциклированием	8

**Результаты исследований.** В данной работе изучена структура, фазовый состав и механические свойства заэвтектического силумина АК18(B-Sn) после физико-химической обработки в жидком и твердом состоянии в соответствии с табл. 2.

Основные фазы и структурные составляющие модифицированного сплава АК18 – кремниевый твердый раствор ( $\beta$ -Si), эвтектика -  $\alpha$ -Al- $\beta$ -Si и алюминиевый твердый раствор ( $\alpha$ -Al). Легирующие элементы и примеси образуют интерметаллидные фазы, которые с помощью металлографического анализа и травления идентифицированы [3] как интерметаллиды типа  $(\text{FeMn})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$ .



Рисунок 1 – Микроструктура сплава АК18(B-Sn) в исходном состоянии (а) и после обработок (б-в) по режимам, представленным в табл. 2:  
а – 1; б – исходный сплав, ускоренное охлаждение; в – 4; г – 8

Анализ микроструктур образцов (рис.1) свидетельствует о том, что с увеличением скорости охлаждения наблюдается уменьшение размеров первичных кристаллов  $\beta$ -Si твердого раствора и их существенное разветвление (рис. 1, а, б). Наблюдается также уменьшение сечений эвтектических кристаллов кремния и межпластинчатого расстояния в эвтектике  $\alpha$ -Al +  $\beta$ -Si, морфология эвтектики сохраняется пластинчатой. Гидроциркуляционная (рис. 1, в) и водородная (рис. 1, г) обработка наряду с термоциклированием также приводит к изменению форм и размера кристаллов первичного и эвтектического кремниевого твердого раствора, повышению дифференцированности эвтектики, появлению псевдопервичных дендритов алюминиевого твердого раствора ( $\alpha$ -Al).

Исследуемый сплав используют для изготовления поршней двигателей внутреннего сгорания, работающих в условиях циклических нагрузений. При нагружении в процессе эксплуатации на поверхности поршня формируется деформационный рельеф (ДР). ДР обусловлен явлениями, сопровождающими пластическое деформирование поверхностных слоев – образованием полос скольжения, экструзии, интрузии, ротациями дислокационной структуры [4].

Для количественной оценки усталостного повреждения поликристаллических материалов авторами [4] предлагается использовать параметр D, который характеризует насыщенность поверхностного слоя следами ДР. Если площадь контролируемой поверхности равна A, а часть этой поверхности площадью S занимает ДР, то:

$$D=S/A \quad (1)$$

Определяющим фактором формирования ДР является локальное пластическое деформирование, обусловленное дислокационными

механизмами. Дислокации, двигаясь по линиям скольжения в направлении действия максимальных напряжений, выходят на свободную поверхность, что приводит к образованию ступенек и полос сдвига. Формирование ступеньки сдвига приводит к элементарному изменению рельефа поверхности и соответственно к увеличению ее площади. Таким образом, формирование ДР должно сопровождаться увеличением площади поверхности.

Важной характеристикой прочности сплава является пластическая деформация поверхности  $\varepsilon$ , равная

$$\varepsilon = \rho h / A, \quad (2)$$

где  $h$  – средняя высота ДР, характеризующая износостойкость сплава.

Площадь контролируемой поверхности равна  $A$  и для всех испытываемых образцов одинакова.

На рисунках 2 - 4 приведены микрофотографии, профилограммы с 2-D изображениями и 3-D изображения дорожки трения образцов сплава АК18(В-Sn) в зависимости от режимов физико-химической и термической обработки.

В таблице 3 приведены структурные параметры сплава АК18(В-Sn) в зависимости от режимов обработки: количественное соотношение первичных кристаллов  $\beta$ -Si твердого раствора и эвтектики  $\alpha$ -Al- $\beta$ -Si, линейные размеры первичных кристаллов  $\beta$ -Si твердого раствора и сечений кристаллов эвтектического кремниевого твердого раствора. Анализ данных таблицы 3 свидетельствует о том, что гидроциркуляционная обработка приводит к увеличению количества первичных кристаллов  $\beta$ -Si твердого раствора в среднем на 14% и уменьшению количества эвтектической составляющей на 2% в сравнении с исходным сплавом.

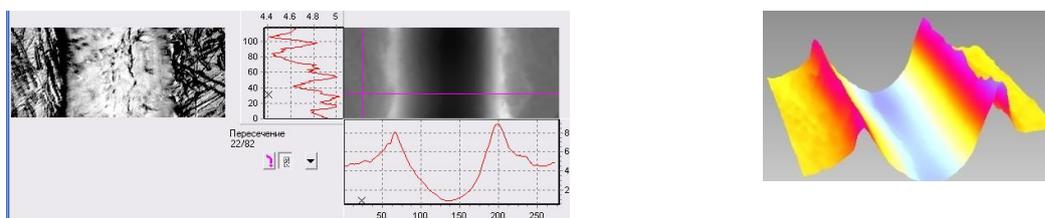


Рисунок 2 – Микроструктура, профилограммы с 2-D изображениями и 3-D изображения дорожки трения исходного сплава АК18(В-Sn) медленно охлажденного

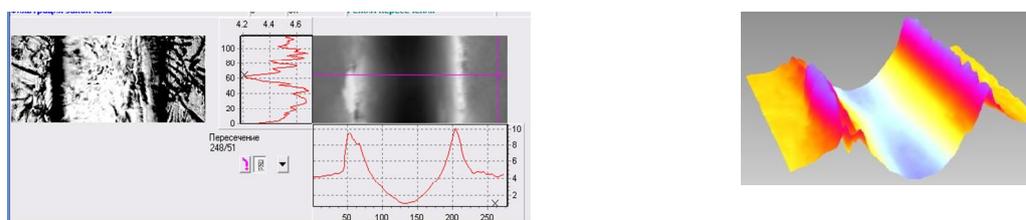


Рисунок 3 – Микроструктура, профилограммы с 2-D изображениями и 3-D изображения дорожки трения сплава АК18(В-Sn) после 30 мин гидроциркуляционной обработки с последующим медленным охлаждением и термоциклированием

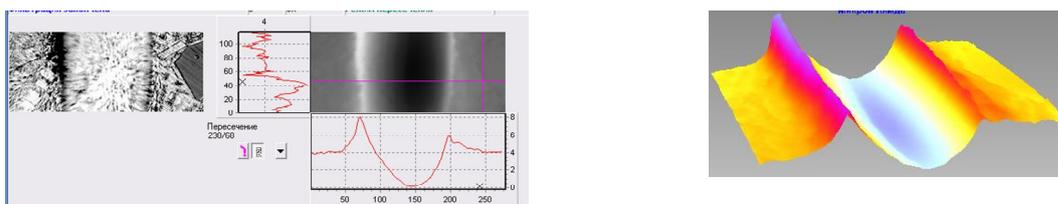


Рисунок 4 – Микроструктура, профілограмми з 2-D зображеннями і 3-D зображення дорожки трення сплава АК18(В-Sn) після 40 мин водородної обробки з наступним швидким охолодженням і термоцикліруванням

Таблиця 3

Структурні параметри сплава АК18(В-Sn) в залежності від режимів обробки

№ обр	ср. % структурних составляющих		линейные размеры, мкм		
	% перв. крист. $\beta$ -Si	% эвт. $\alpha$ -Al- $\beta$ -Si	перв. крист. $\beta$ -Si	эвтектич. Si	межпл. расстояние в эвтектике
1	10	90	245,5	88,5	17,28
2	7,73	92,27	194	32,5	9,92
3	11,4	88,6	255,8	82,6	19,41
4	12	88	193	29,6	9
5	6,33	93,67	158,1	67,2	11,95
6	6	94	108	60	12,3
7	6,48	93,52	103,9	27,1	5
8	6,2	93,8	70	14,6	7

В тоже время водородная обработка уменьшает количество первичных кристаллов  $\beta$ -Si твердого раствора в среднем на 36% и увеличивает количества эвтектики на 3% в сравнении с исходным сплавом. Гидроциркуляционная обработка расплава на линейные размеры первичных кристаллов  $\beta$ -Si твердого раствора практически не влияет. Водородная обработка расплава существенно уменьшает линейные размеры первичных кристаллов  $\beta$ -Si твердого раствора и эвтектического кремния в среднем на 23-35%. Термоциклирование в твердом состоянии дополнительно уменьшает линейные размеры кристаллов  $\beta$ -Si твердого раствора и эвтектического кремния на 58-84% в сравнении с исходным состоянием. Водородная обработка существенно снижает межпластинчатое расстояние в эвтектике в среднем на 30%, термоциклирование дополнительно уменьшает этот параметр в среднем на 58%. Минимальные структурные параметры формируются при водородной обработке расплава в течение 40 мин с последующим быстрым охлаждением и термоциклированием, при этом количество эвтектической составляющей максимально.

В таблицах 4-5 приведены механические свойства и параметры трения и износа сплава АК18(В-Sn) в зависимости от вида физико-химической обработки в жидком состоянии и термической обработки в твердом. Наблюдается четкая зависимость между структурными параметрами, механическими свойствами и параметрами трения и износа. Анализ

данных табл. 4 свидетельствует, что термоциклирование исследуемого сплава повышает твердость на 43%, прочность на 43%, микротвердость  $\beta$ -Si твердого раствора на 74%, эвтектики на 142%, повышая параметр D и пластическую деформацию поверхности  $\epsilon$ . Гидроциркуляционная обработка сплава и термоциклирование дополнительно повышают твердость сплава в сравнении с исходным состоянием на 105%, прочность на 136%, микротвердость  $\beta$ -Si твердого раствора на 29%, эвтектики на 94%, при этом параметры трения и износа понижаются. Водородная обработка расплава в течение 20мин с последующим медленным охлаждением практически не меняет механические свойства сплава и понижает параметры трения и износа в сравнении с исходным состоянием. Увеличение продолжительности водородной обработки до 40мин с последующим быстрым охлаждением и термоциклированием обеспечивает повышение твердости на 27%, прочности на 65%, микротвердости  $\beta$ -Si твердого раствора на 40%, эвтектики на 316% и снижение параметров трения и износа, что обусловлено структурными параметрами сплава, количественным соотношением эвтектической составляющей и первичных кристаллов  $\beta$ -Si твердого раствора, а также перераспределением легирующих элементов между фазами и структурными составляющими в процессе обработки [3].

Таблица 4

Механические характеристики сплава АК18(B-Sn)  
в зависимости от режима обработки

№ обр.	Твердость сплава, НВ	Прочность $\sigma_B$ , МПа	Микротвердость $\beta$ -Si, МПа	Микротвердость эвтектики, $\alpha$ -Al+ $\beta$ -Si, МПа
1	75,9	99	6600	165
2	109	141,7	11546	400
3	156	234	8514	321
4	130	195	7789	315
5	81	105,3	6600	147
6	155	201	9842	724
7	72,5	94,25	7380	186
8	126	163,8	9292	687

Таблица 5

Характеристики износа и трения сплава АК18(B-Sn)  
в зависимости от режима обработка

Режимы обработки сплава АК18(B-Sn)	Глубина дорожки Н, мкм	Сила трения F, г	Насыщенность поверхностного слоя следами ДР, D	пластическая деформация поверхности, $\epsilon$
1	3,7	17	0,42	0,061
2	4	20	0,48	0,067
3	3,4	11	0,46	0,056
4	4,1	13	0,44	0,068
5	2,9	22	0,34	0,044
6	4	16	0,42	0,66
7	3	18	0,38	0,061
8	4	15	0,37	0,48

Таким образом анализ экспериментальных данных позволяет рекомендовать для формирования благоприятной структуры и улучшения свойств водородную обработку в течении 40 минут с дальнейшим быстрым охлаждением и термоциклированием в твердом состоянии. Такие параметры обработки обеспечивают высокую прочность сплава наряду с сопротивлением материала к разрушению. Данная обработка обеспечивает высокую микротвердость структурных составляющих, а параметры трения и износа минимальны.

**Выводы.** Изучена структура, фазовый состав, механические свойства, параметры трения и износа сплава АК18(B-Sn) в зависимости от режимов физико-химической обработки расплава и термоциклирования в твердом состоянии. Показано, что:

- гидроциркуляционная и водородная обработка расплава наряду с термоциклированием в твердом состоянии приводит к изменению количественного соотношения первичных кристаллов  $\beta$ -Si твердого раствора и эвтектики  $\alpha$ -Al+ $\beta$ -Si, формы и размера первичных и эвтектических кристаллов кремниевого твердого раствора, повышению дифференцировки эвтектики, появлению дендритов псевдопервичного алюминиевого твердого раствора ( $\alpha$ -Al);

- наблюдаемые структурные изменения обеспечивают улучшение комплекса механических свойств и снижение параметров трения износа;

- полученные экспериментальные данные позволяют рекомендовать для практического использования водородную обработку в течении 40 минут с дальнейшим быстрым охлаждением и термоциклирование в твердом состоянии при 475-485°C в течение 5 циклов для улучшения комплекса механических свойств и снижения параметров трения износа.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов: Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1979.- 640 с.
2. Борисов Г.П. Водородная обработка расплава – как метод снижения водородной пористости отливок из алюминиевых сплавов// Водородная обработка материалов. – Донецк, ДонГТУ, 2001. – с. 202-204.
3. Куцова В.З., Носко О.А., Купчинська А.О. Вплив фізичних способів обробки розплаву на мікромеханічні властивості  $\beta$ -Si твердого розчину та механічні властивості сплаву типу АК18 // Машинознавство. – Львів. – 2013. – с. 25-30.
4. Мониторинг выработки усталостного ресурса летательных аппаратов: монография/ С.Р. Игнатович, М.В. Карускевич. – К.: НАУ, 2014. – 260с.
5. Куцова В.З., Носко О.А., Купчинская А.О. Улучшение структуры и свойств силумина АК18(B-Sn) путем водородной обработки и термоциклирования // Металлургическая и горнорудная промышленность. - №2 – 2015. – с. 75-80.

УДК 620.175.22

В.З. Куцова, А.П. Плошенко, Т.В. Котова, Г. Дыя, А.Кавалек

### **ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ 08ПС ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ**

*Представлены результаты исследования формирования структуры в низкоуглеродистой стали 08пс при интенсивной пластической деформации (ИПД) методом кручения под гидростатическим давлением (КГД) при температуре 25 °С. Показано, что в стали при комнатной температуре имеет место локализация деформации на периферии образца с формированием неоднородной по диаметру микроструктуры. ИПД методом кручения приводит к повышению нанотвердости материала. Значения нанотвердости после деформации 2 раза выше, а модуль упругости снижается на 7% в сравнении с исходным состоянием.*

*Ключевые слова:* низкоуглеродистая сталь, горячая прокатка, наноиндентирование, нанотвердость, Модуль Юнга, интенсивная пластическая деформация (ИПД), кручение под гидростатическим давлением (КГД).

*Розглядаються результати дослідження структури низьковуглецевої сталі 08пс при інтенсивній пластичній деформації (ІПД) методом крутіння під гідростатичним тиском (КГД). В результаті КГД сталі 08пс спостерігається формування ультрадрібнозернистої структури тананоструктури з розміром кристалітів менш ніж 100 нм. Показана можливість підвищення нанотвердості та зниження модуля пружності для сталі 08пс, що гарантовано забезпечить більшу схильність сталі до штампування, у порівнянні з вихідним гарячекатаний станом.*

*The study results of the low-carbon steel 08nc after intensive plastic deformation (SPD) by high pressure torsion (HPT) are shown at present work. Ultragrained structure and nanostructures with crystallite size less than 100 nm were observed in steel 08nc after HPT. The possibility of raising nanohardness and lowering elastic modulus for steel 08nc is guaranteed to provide better tendency for punching, compared with the initial hot-rolled state.*

**Введение.** Получение объемных заготовок с нано- или ультрамелкозернистой (НС, УМЗ) структурой из различных металлов и сплавов методами интенсивной пластической деформации (ИПД) – одно из наиболее активно развивающихся направлений в области наноматериалов [1-2]. Среди методов ИПД широко используются как кручение под гидростатическим давлением (КГД) [3-4], так и равноканальное угловое прессование (РКУП) [5]. Формирование УМЗ и НС при ИПД обеспечивает получение высокого комплекса механических свойств металлов и сплавов, в том числе и конструкционных сталей. Одним из наиболее применимых методов исследования механических свойств объемных наноматериалов с УМЗ и НС является наноиндентирование. Данный метод позволяет преодолеть значительные методические трудности, связанные с получением

достоверных значений механических характеристик упругости, прочности и пластичности таких материалов традиционными методами.

Цель работы: изучить влияние давления при КГД на формирование микроструктуры и механические свойства низкоуглеродистой стали 08пс.

Материал и методики. Объектом исследования в данной работе служили образцы горячекатанной низкоуглеродистой стали 08пс после КГД. Химический состав исследуемой стали приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав стали 08пс

Марка стали	Содержание химических элементов, % (по массе)								
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Al
08пс (ГОСТ9045-93)	≤0,09	0,3	≤0,04	≤0,025	≤0,03	0,1	0,1	0,15	0,02–0,06

Экспериментальные исследования температурных условий прокатки осуществляли в прокатной лаборатории Института черной металлургии им. З.И. Некрасова НАН Украины. Деформационный режим прокатки исследуемой марки стали представлен в таблице 2. Горячекатаные образцы стали 08пс подвергали КГД, режим КГД приведен в табл. 3.

Таблица 2

Режим горячей прокатки стали 08пс

Марка стали	$T_{нагр}$	$T_{1пр}$	$h_0$	$h_1$	$\Delta h_1$	$\epsilon_1$	$T_{см}$
	°C		мм			%	°C
08пс	1000	750	2,07	1,90	0,17	8,2	охл. на возд.

Примечание:  $T_{нагр}$  - температура нагрева листовой стали;  $T_{1пр}$  - температура прокатки листовой стали в первом проходе;  $h_0$ - исходная толщина образца;  $h_1$ - толщина образца после первого прохода;  $\Delta h_1$  - абсолютное обжатие металла в первом проходе;  $\epsilon_1$  - относительная степень деформации металла в первом проходе;  $T_{см}$  - температура смотки.

Таблица 3

Режим КГД для стали 08пс

Марка стали	$T_{и}$ , °C	D, мм	$S_0$ , мм	N	P, кгс/см <sup>2</sup>	$S_1$ , мм	$\epsilon_1$	$\gamma_1$	$\epsilon_4$	$\gamma_4$
08пс	25	9,0	0,7	5	310	0,3	3,8	44,85	6,0	403,0

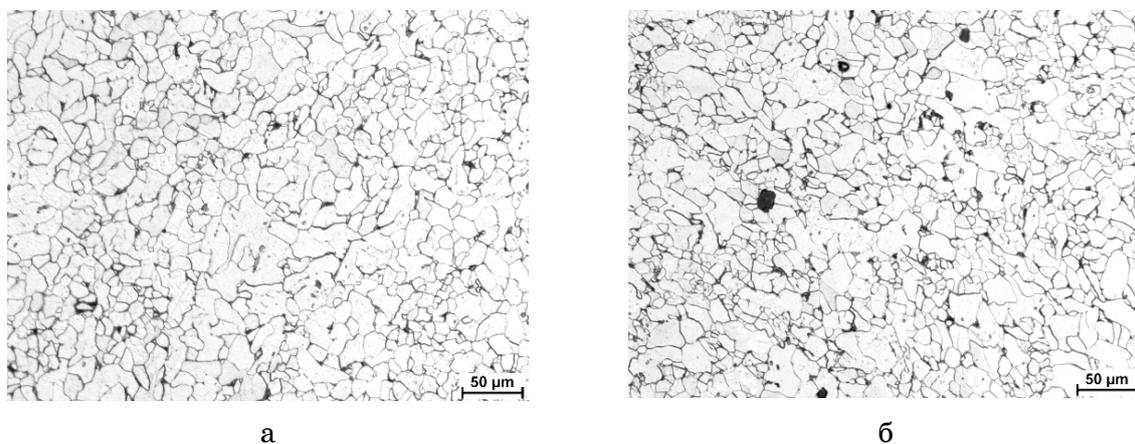
Примечание:  $T_{и}$  - температура испытания;  $S_0$  - толщина до испытания;  $S_1$  - толщина после испытания; N - количество оборотов; D - диаметр образца; P - давление;  $\epsilon$  - истинная деформация при кручении ( $\epsilon_1$  - центр,  $\epsilon_4$  - периферия образца);  $\gamma$  - сдвиговая деформация ( $\gamma_1$  - центр,  $\gamma_4$  - периферия образца).

В работе истинную и сдвиговую деформации при кручении оценивали расчетным путем [13]. Измерения нанотвёрдости проводили с помощью наноиндентера «NanoindenterG200» производства США, с использованием алмазной трехгранной пирамидки Берковича. Отпечатки

наносили на расстоянии 100 мкм друг от друга. На каждом образце проводили по 10 измерений, затем результаты усредняли. Значения твердости и модуля упругости рассчитаны на глубине от 500 нм до 900 нм. Испытания выполняли при постоянной скорости деформации, которая составляла  $0,05 \text{ с}^{-1}$ . Наиболее распространенным методом анализа данных при наноиндентировании является метод Оливера-Фарра, позволяющий находить твердость и модуль упругости образца без измерения его размеров прямыми методами. Однако существенным недостатком классического метода Оливера-Фарра является то, что по результатам испытаний находят твердость  $H$  и модуль упругости  $E$  образца только при максимальной нагрузке на индентор, что не всегда удобно и часто требует длительных и продолжительных испытаний. В настоящей работе проводили испытания, используя модуль непрерывного контроля жесткости  $CSM$  (ContinuousStiffnessMeasurement), с непрерывной записью кривой нагружения и разгружения [14].

Микроструктурный анализ стали 08пс после прокатки проводился с помощью оптических микроскопов: «NikonEclipse MA-200» и «Neophot-21». При определении величины исходного зерна использовали программное обеспечение для обработки и анализа данных NIS-Elements. Рентгеноструктурный анализ осуществляли на дифрактометре ДРОН-3М в  $\text{CuK}\alpha$  - излучении.

**Результаты исследований.** *Исследование формирования микроструктуры в результате КГД.* Микроструктура листового проката определяет уровень его механических свойств, а также качество штампованных деталей. Структурными составляющими горячекатаной низкоуглеродистой стали является мягкий пластичный феррит и твердый хрупкий цементит (рис.2). Уровень механических свойств и способность горячекатаного металла к вытягиванию зависит главным образом от величины и однородности ферритных зерен, вида и расположения выделившегося цементита [15].



а – поверхность, б – центр  
Рисунок 2 – Микроструктура стали 08пс после горячей прокатки

Минимальная степень деформации 8,2% по режиму с нагревом до 750°C и прокаткой в один проход в области феррито-перлитной структуры металла обеспечила получение равномерной структуры по всему сечению листа, размер ферритного зерна составляет 8-20 мкм (рис. 2,а, б). Зерна в основном равноосные. На рис. 3 представлена микроструктура стали 08пс после ИПД методом КГД. Исследование микроструктуры в поперечном сечении образцов подтвердило наличие сильной локализации деформации на периферии образцов.



а – общий вид,  $\times 50$ , б – периферия образца,  $\times 400$   
Рисунок 3 – Микроструктура поперечного сечения  
образца стали 08пс после КГД, N=5

На рис. 3, а хорошо видны линии течения металла в процессе деформации, приводящие к формированию выраженной металлографической текстуры, совпадающей с направлением кручения. В некоторых зонах образца наблюдали области активного течения металла – это участки с элементами турбулентного (вихревого) локализованного и ламинарного течения. Эти и подобные им элементы неоднородного течения выявляются при относительно небольших оптических увеличениях (рис.3,б). Образование такого рода участков свидетельствует о том, что различные системы скольжения последовательно вступают в процесс пластического течения, что можно зафиксировать при феноменологическом изучении процесса деформации металлов. Согласно закону Шмида [16] скольжение начинается по одной или нескольким плоскостям, на которых касательное напряжение достигло критической величины, а остальные плоскости бездействуют. Затем в результате сдвига оси кристалла поворачиваются, и может произойти двойной сдвиг, т.е. одновременное скольжение по двум системам плоскостей. По мере увеличения напряжения деформация начинается по менее благоприятно ориентированным плоскостям. Подобный поворот приводит к возникновению

преимущественной кристаллографической ориентации зерен, что является одной из причин анизотропии механических свойств. Таким образом, для совместности пластической деформации, кроме аккомодационного скольжения необходимы еще и аккомодационные повороты решетки. Критический момент зарождения внутризеренной частичной дисклинации и следует считать моментом возникновения в кристалле ротационных мод пластичности и началом его фрагментации [17].

На рис. 4 показана микроструктура поверхности образца стали 08пс после КГД, которая характеризуется наличием ротационных мод. Это говорит о том, что на стадии развитой пластической деформации коллективные эффекты эволюции ансамблей сильно взаимодействующих дислокаций вызывают ротационные моды пластичности, носителями которых являются частичные дисклинации.



а



б



в



г

а, б –х100, в, г – х500

Рисунок 4 – Микроструктура поверхности образца стали 08пс после КГД, N=5

Рентгеноструктурный анализ. Данные рентгеноструктурного анализа для стали 08пс после КГД приведены в табл. 4.

Таблица 4

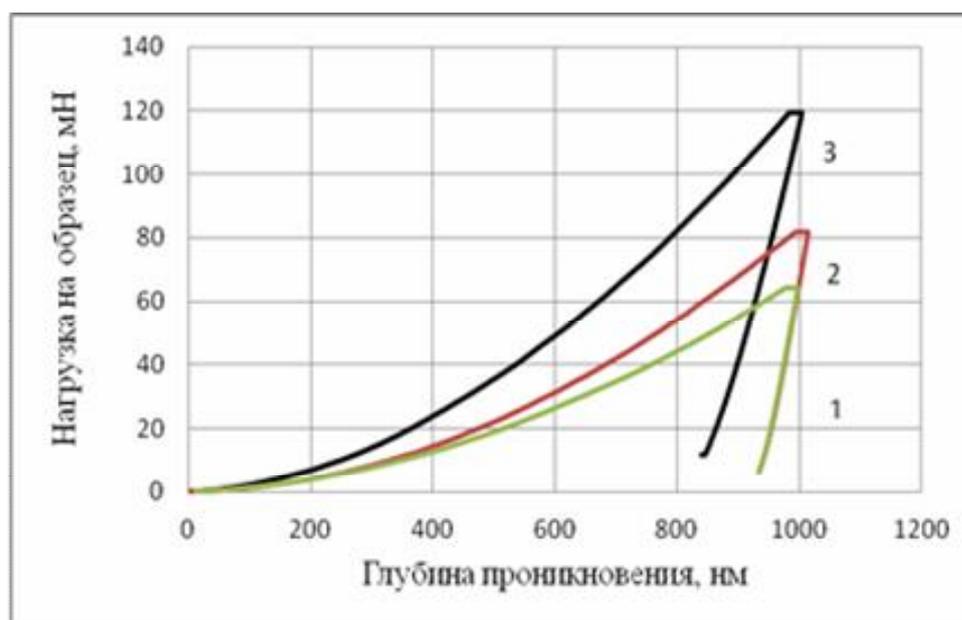
Данные рентгеноструктурного анализа для стали 08пс после КГД

D, мм	S <sub>0</sub> ,	N	P, кг/см <sup>2</sup>	a, А	L <sub>1</sub> , нм	L <sub>2</sub> , нм	L, нм	M, 10 <sup>-8</sup> Н/м <sup>2</sup>	D <sub>110</sub> , 10 <sup>10</sup> см <sup>-2</sup>	D <sub>220</sub> , 10 <sup>10</sup> см <sup>-2</sup>
9,0	0,7	5	310	2,8663	75,5	51,8	99,4	1,37	9,4	41,1
15	0,9		100	2,8672	97,7	59,4	127,1	1,31	5,79	31,0
			55	2,8663	107,6	70,1	139,9	1,05	4,77	22,4

Примечание: a – параметр решетки, L - размер кристаллитов, M – напряжение, D - плотность дислокаций.

Анализ рентгеноструктурных данных показал, что с увеличением значений давления при КГД изменяется размер кристаллитов до наноразмеров при P=310 кг/см<sup>2</sup> L<100 нм, увеличиваются значения микронапряжений до 1,37 Н/м<sup>2</sup>, возрастает плотность дислокаций практически в 2 раза, как в плоскости (110) так и (220).

Определение механических свойств методом индентирования. По результатам индентирования были построены P-h-диаграммы (диаграмма нагружения индентора), являющиеся, в некотором смысле, аналогами классических Б-ξ-диаграмм, получаемых при макроскопических испытаниях, например, при одноосном растяжении/сжатии. Анализ P-h-диаграмм позволяет исследовать влияние масштабного фактора на механическое поведение материалов, а также при помощи специальных методик определять количественно ряд величин, характеризующих механические свойства субмикрообъемов материала. Диаграммы внедрения индентора для стали 08пс после КГД представлены на рис. 5.

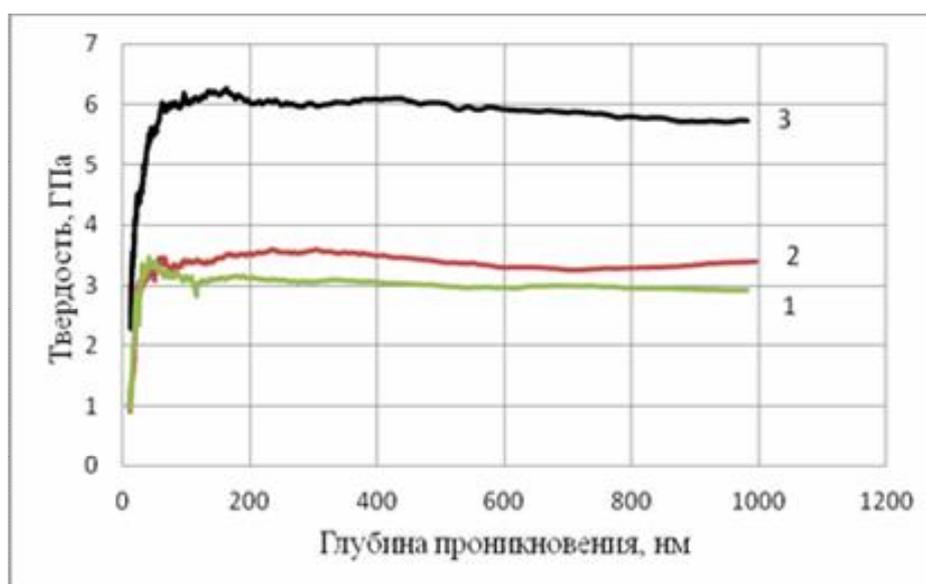


1 – исходное состояние , 2 – после КГД (центр), 3 – после КГД (периферия)  
Рисунок 5 – Диаграммы внедрения индентора Берковича

С ростом нагружения меняется соотношение между упругой и пластической деформацией, а также механизмы последней. На начальных стадиях погружения индентора вся деформация является чисто упругой и может быть рассчитана по теориям контактной упругости (например, по Г.Герцу) [18]. На этой стадии применима теория зародышеобразования и подвижности изолированных структурных дефектов в поле заданных упругих напряжений. Дальнейший рост давления вызывает значительную деформацию, существенно искажающую поле упругих напряжений под индентором. В этом случае необходимо учитывать и упругую, и пластическую деформации [19].

Наличие неровностей на поверхности, естественных окисных пленок, модифицированных приповерхностных слоев может внести свои коррективы в механизмы пластичности.

На рис. 6 показана зависимость нанотвёрдости от глубины внедрения индентора для образцов стали 08пс в исходном состоянии (кривая 1) и после КГД (кривые 2,3).



1 – исходное состояние , 2 –после КГД (центр),  
3 - после КГД (периферия)  
Рисунок 6 – Нанотвёрдость стали 08пс в зависимости от глубины внедрения индентора

Пластическое течение во всех образцах начинается только с глубины ~150-200нм (рис. 6), с этой глубины становится возможным контроль твердости. Таким образом, перегиб на кривой зависимости твердости от перемещения соответствует переходу от упругой к упруго-пластической деформации в зоне отпечатка.

Результаты определения нанотвердости и модуля упругости стали 08пс приведены в табл. 5.

Результаты наноиндентирования стали 08пс  
в исходном состоянии и после КГД

h, нм	Исходные данные		Данные после КГД							
	H <sub>0</sub> , ГПа	E <sub>0</sub> , ГПа	H <sub>1</sub> , ГПа	E <sub>1</sub> , ГПа	H <sub>2</sub> , ГПа	E <sub>2</sub> , ГПа	H <sub>3</sub> , ГПа	E <sub>3</sub> , ГПа	H <sub>4</sub> , ГПа	E <sub>4</sub> , ГПа
500	2,998	211,359	3,40	222,19	3,63	198,52	5,25	197,03	6,01	196,70
900	2,938	218,434	3,45	224,96	3,59	188,87	5,14	175,08	6,01	177,46

*Примечание:*  $h$  - глубина внедрения индентора,  $H_0$  - твердость после прокатки,  $E_0$  - модуль упругости после прокатки, изменение твердости  $H_1 - H_2$  и модуля упругости  $E_1 - E_2$  по радиусу образца.

Полученные результаты позволяют утверждать, что твердость стали 08пс после КГД изменяется по радиусу образца: от центра к периферии твердость возрастает от  $H_1 = 3,4$  ГПа до  $H_4 = 6,0$  ГПа, соответственно. Повышение твердости в 1,8 раза от центра к периферии образца подтверждает факт локализации деформации на периферии образца. Значения твердости на периферии  $H_4$  практически в 2 раза выше, чем твердость стали в исходном состоянии  $H_0$  (после прокатки).

Что касается, модуля упругости для стали 08пс после КГД то, значения данной величины на глубине внедрения индентора 900нм уменьшаются от центра к периферии: от  $E_1 = 224,96$  ГПа до  $E_4 = 177,46$  ГПа, т.е на 7%. Значения модуля упругости сильно снижаются от центра к периферии с глубиной проникновения индентора в материал образца. Снижение модуля упругости после КГД гарантирует улучшение штампуемости стали 08пс.

**Выводы.** В результате КГД низкоуглеродистой стали 08пс формируется неоднородная структура, которая характеризуется течением металла в направлении кручения. Такого рода неоднородность обусловлена изменением степени деформации при КГД от периферии к центру образца.

Анализ рентгеноструктурных данных стали 08пс после КГД подтверждает формирование ультрамелкозернистой структуры и наноструктуры с размером кристаллитов менее 100 нм.

Установлено, что твердость и модуль упругости стали 08пс после КГД изменяются по радиусу образца: от центра к периферии твердость возрастает, а модуль упругости уменьшается. Таким образом, для стали 08пс снижение модуля упругости после КГД гарантированно обеспечивает большую склонность к штампуемости, по сравнению с исходным горячекатаным состоянием.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. М.: ИКЦ Академкнига, 2007. – 398 с.
2. Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикроструктурные и нанокристаллические металлы и сплавы. – Екатеринбург: УрО РАН, 2003. – 279с.

3. Zhilyaev, A.P. Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications / Zhilyaev A.P., Langdon T.G. // Progress in Materials Science. - Vol. 53(6). -2008.- P. 893-979
4. Кошовкина В.С., Майер Г.Г. Влияние кручения под квазигидростатическим давлением на структуру и механические свойства низкоуглеродистой стали 06МБФ.- Томск: XIX Международная научно-практическая конференция «Современные техника и технологии» Секция 6: Материаловедение.- 2013. – 76-77.
5. Сегал В.М. Процессы пластического структурообразования металлов / Сегал В.М., Резников В.И., Копылов В.И., Павлик Д.А., Малышев В.Ф.-Минск: Наука и техника, 1994. -231 с.
6. Valiev, R.Z. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement /Valiev R.Z., Langdon T.G. // Prog. Mater.Sci. 51 -2006. - P. 881-981
7. Бульчев С.И., Алехин В.П., Шоршоров М.Х., Терновский А.П. Исследование механических свойств материалов с помощью кинетической диаграммы нагрузка — глубина отпечатка при микровдавливании //Проблемы прочности. — 1976. — № 9. — С. 79—83.
8. Бульчев С.М. Достижения и перспективы испытания материалов непрерывным вдавливанием индентора // Заводская лаборатория. — 1992. — Т. 38, № 3. — С. 29—36.
9. Tabor D. Indentation hardness: fifty years on. A personal view // Phil. Mag. A. — 1996. — Vol. 74, No. 5.— P. 1207 -1212.
10. Джонсон К. Механика контактного взаимодействия: Пер. с англ. — М.: Мир, 1989. — 510 с.
11. Мильман Ю.В. Новые методики микромеханических испытаний материалов методом локального нагружения жестким индентором // Сучасне матеріалознавство XXI сторіччя. — К.: Наук. думка, 1998. — С. 637—656.
12. Фирстов С.А., Роголь Т.Г., Свечников, В.Л. и др. Структура, механическое поведение и нанотвердость поликристаллических хромовых и молибденовых покрытий, полученных методом магнетронного распыления // Металлофизика и новейшие технологии. — 2003. — Т. 25, № 9. — С. 1153—1164.
13. Кузнецов, Р.И. Пластическая деформация твердых тел под давлением/ Р.И.Кузнецов, В.И.Быков, В.П.Чернышев, В.П. Пилюгин, Н. А. Ефремов, А.В. Пашеев // Препринт 4/85, ИФМ УРО АН СССР. Свердловск. СССР. -1985.
14. Oliver W., Pharr G. Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology//J. Mater. Res. – 2004. – Vol. 19, № 1. – P. 3-20.
15. Дедек Вл. Полосовая сталь для глубокой вытяжки / Владимир Дедек // – М.: Металлургия, 1970. – 208 с.
16. Пашинская Е.Г., Варюхин В.Н., Тищенко И.И. Возможность управления прочностью и пластичностью металлических материалов путем комбинированной деформации со сдвигом // Тез. докл. 9-й Междунар. конф. «Высокие давления-2006». - Судак: Норд-пресс. - 2006. - С. 117.
17. Рыбин В.В., Большие пластические деформации и разрушение металлов/ В.В. Рыбин// - М. – Металлургия, 1986. – 214 с.
18. Hertz H., Miscellaneous Papers, MacMillan and Co. Ltd., New York, 1896.
19. Головин Ю.И. / Физика твердого тела, 2008, т.50, вып.12.

## ПОДГОТОВКА И СПЕКАНИЕ МЕЛКОФРАКЦИОННОГО ОКИСНО-ЗЕРНИСТОГО МАРГАНЦЕВОГО КОНЦЕНТРАТА

*Проведено аналіз існуючих методів огрудкування дрібнодисперсних концентратів. Результати дослідження міцності дослідних спеків підтверджують позитивний вплив заміни частини коксика торфом при спільному введенні в вихідну шихту перед огрудкуванням тонкодисперсних марганцевих концентратів. Торф виконує функцію сполучного компонента. Підвищення показників процесу і металургійної цінності агломерату обумовлено зміною механізму спікання. Це пов'язано з різною реакційною спроможністю вуглецю коксика і паливних складових теплової деструкції торфу. Використання торфу призводить до розширення зони високотемпературного спікання і до утворення оптимальної кількості рідкої оксидної фази, яка бере участь у створенні досить міцного спека.*

*Ключові слова: огрудкування, спікання, марганцевий концентрат, сполучне.*

*Проведен анализ существующих методов окомкования мелкодисперсных концентратов. Результаты исследования прочности опытных спеков подтверждают положительное влияние замены части коксика торфом при совместном вводе в исходную шихту перед окомкованием тонкодисперсных марганцевых концентратов. Торф выполняет функцию связующего компонента. Повышение показателей процесса и металлургической ценности агломерата обусловлено изменением механизма спекания. Это связано с различной реакционной способностью углерода коксика и топливных составляющих тепловой деструкции торфа. Использование торфа приводит к расширению зоны высокотемпературного спекания и к образованию оптимального количества жидкой оксидной фазы, участвующей в создании достаточно прочного спека.*

*Ключевые слова: окомкование, спекание, марганцевый концентрат, связующее.*

*The analysis of existing methods for pelletizing fine concentrates. The results of the study confirm the strength of experienced specs positive impact of the replacement of peat coke fines when co-administered in the initial charge before the pelletizing of fine manganese concentrates. Peat performs the function of a binder component. Improving the process parameters and metallurgical value of agglomerate due to changes in the sintering mechanism. This is due to the different reaction of carbon coke fines and the ability of the fuel components of the thermal degradation of peat. The use of peat leads to expansion of the high temperature sintering zone and to form an optimum amount of liquid oxide phases involved in the creation of a sufficiently strong cake*

*Keywords: pelletization, sintering, manganese concentrate, binder.*

### Постановка проблемы

Для современного производства марганцевых ферросплавов характерно использование различных видов марганецсодержащего сырья, которое имеет сложный минералогический состав. Наличие в них карбонатов, непрочных оксидов, гидратной и кристаллизационной влаги приводит к протеканию эндотермических реакций, что вызывает повышенный расход теплоты и рост потребления электроэнергии в процессе выплавки.

Снижение качества добываемой руды и вовлечение в производство карбонатных руд потребовало от обогатителей перехода к более глубокому обогащению марганцевого сырья, что связано с их значительным измельчением. Тонкие концентраты флотационного и магнито-гравитационного обогащения имеют мелкий гранулометрический состав, что требует предварительно их окусковывать тем или иным способом [1, 2].

Для современных электропечей, выплавляющих ферромарганец, доля использования которого в производстве стали составляет около 45-48%, требуется хорошо подготовленное окускованное сырье. Вопросы технологии окускования тонкодисперсных марганцевых концентратов и других техногенных материалов в литературе рассмотрены недостаточно полно, что, по-видимому, и является причиной их ограниченного использования. Повышение степени использования тонкодисперсных марганцевых концентратов ограничено снижением прочности сырых окатышей после проведения предварительного окомкования всех компонентов исходной аглошихты. Образование прочных гранул в процессе окомкования определяется рядом одновременно действующих факторов. Прежде всего, это гранулометрический состав материала и его химико-минералогическая характеристика. Опыт показывает, что эффективная работа печей, производящих ферромарганец и силикомарганец достигается при использовании однородного по размеру сырья. Сырье должно обладать хорошей газопроницаемостью по всей поверхности колоши шихты.

Особенно нежелательными в шихте являются тонкоизмельченные фракции, которые снижают пористость шихты, что приводит к увеличению энергопотребления на тонну сплава, повышенному задымлению и запылению. В связи с этим, у производителей предпочтение имеют кусковая и агломерированная руды. Тонкоизмельченные фракции преимущественно агломерируются путем спекания. Теория спекания, применяемая к железным рудам, может быть использована и для марганцевых руд [3].

#### **Актуальность исследования**

Агломерация заняла одно из ведущих мест среди известных способов окускования, что основывается на низкой стоимости передела. Использование марганцевого агломерата в шихте электропечей изучалось многими авторами и имеет экономическую целесообразность. Положительный опыт использования агломерата в процессах производства электроферросплавов имеет и недостатки. При транспортировке и многочисленных перегрузках агломерат образует значительное количество мелочи, что ухудшает работу электропечей. В некоторых работах отмечают также низкую температуру плавления агломерата и важность удельного электросопротивления шихт из окускованного марганецсодержащего материала. Увеличение прочности агломерата является одним из важных его свойств, а кроме того, он должен обладать рациональными величинами

основности, восстановимости, температур размягчения. Такой набор его свойств определяет поведение агломерата в ферросплавной печи.

Опыт производства железорудного агломерата показывает, что температурный режим спекания определяет возможность получения агломератов с различным содержанием кристаллических и стекловидных фаз. Кристаллические минералы обладают повышенной механической прочностью и восстановимостью по сравнению со стеклами подобного химического состава. Соотношение кристаллических материалов и стекол будет влиять на металлургические свойства агломерата. На свойства агломерата влияет и также ввод различных флюсующих добавок, и при этом получают агломераты с отличающимися физико-химическими свойствами. Поэтому в работе ставилась задача установления связи технологических параметров получения агломерата в зависимости от вида флюса, основности и температурных режимов спекания.

### Анализ литературных данных

Снижение производительности агломерационных машин и увеличение расхода топлива, наблюдаемое при использовании в качестве одного из компонентов мелкодисперсного марганцевого концентрата, в основном, вызвано нестабильностью окомкования аглошихты. Это приводит к уменьшению порозности слоя предварительно окомкованной аглошихты. Достижение рациональной порозности определяет энергозатраты для создания заданных скоростей фильтрации газов, удельную поверхность теплообмена в слое и во многом - успешное протекание агломерационного процесса [3, 4]. Эти важные, с точки зрения организации интенсивного спекания, параметры определяются совместным влиянием таких характеристик аглошихты, как ее влажность, соотношение количеств комкующей и комкуемой фракций, вид и количество связующего, а также их физическими свойствами [3, 5, 6].

Для марганцевых руд характерен ряд особенностей состава и строения, влияющих на их качество и поведение в слое спекаемого материала, куда они входят в качестве одного из компонентов исходной шихты. Это связано со сложным полиминеральным составом руд, присутствием в них минералов как непрерывных, так и дискретных изоморфных рядов, нередко высокой дисперсностью рудных минералов и различными формами присутствия в руде вредных примесей, прежде всего фосфора [1]. Снижение качества агломерата обусловлено изменением химического, минералогического и гранулометрического состава марганцевых концентратов.

Особенностью процесса агломерации марганцевых руд является то, что оксиды, присутствующие в исходной руде ( $MnO_2$ ,  $Mn_2O_3$ ,  $Mn_3O_4$ ), являются непрочными и их восстановление, как показывают расчеты термодинамических характеристик, начинается при невысоких температурах. Однородный по химическому составу и прочности агломерат

может быть получен только при точной дозировке и при тщательном перемешивании компонентов шихты.

**Актуальность исследований окомования тонкодисперсных материалов**

Скорость горения углерода в слое шихты, зависящая от удельной интенсивности подачи в зону горения кислорода, которая, в свою очередь, определяется газопроницаемостью спекаемого слоя, в значительной степени зависит от прочности сырых окатышей. Повышение этого показателя может быть достигнуто путем ввода в исходную шихту эффективного связующего. Эти факторы, а также крупность исходных частиц и их физико-химические свойства, состав, вид топлива и его количество, в значительной степени определяют температуры размягчения и плавления частиц минеральной основы шихты, количество жидкой фазы и время ее существования и в итоге прочность готового агломерата и производительность агломашины.

Известно, что процесс формирования сырого окатыша зависит от многих факторов: пластических свойств смеси, ее дисперсности и гранулометрического состава, влажности, вида связующих добавок и др. [3-6]. Увеличение доли тонкодисперсных концентратов возможно на основе дальнейшего экспериментального изучения физико-химического взаимодействия тонкоизмельченных частиц с другими компонентами исходной аглошихты, установления особенностей формирования окатыша при введении в состав шихты различных связующих. Эти процессы определяют механическую прочность сырых окатышей и в итоге спеченного агломерата.

В узкой высокотемпературной зоне горения, которая инициируется сжиганием топлива в поверхностном слое, температура поверхности оксидных частиц системы ( $Mn_xO_y - CaO - SiO_2 - Fe_xO_y$ ) вначале достигает температуры их размягчения и в дальнейшем плавления, что приводит к образованию вязкой шлаковой фазы. Дальнейшее «связывание» частиц происходит за счет роста зерен и дальнейшего разжижения шлака на их поверхности. Выделение летучих веществ из топлива и флюса, на что указано в [4], обеспечивает пенистое состояние жидкой оксидной фазы, которое переходит в твердое за счет резкого охлаждающего эффекта поступающего воздуха. Получаемая при этом продукция представляет собой ячеистую массу руды, связанную в шлаковой матрице.

Использование тонкодисперсного марганцевого концентрата 2 сорта в исходной шихте промышленных спеканий, в связи с практически нулевой смачиваемостью водой концентрата и частиц коксика, приводит к значительному разрушению сырых окатышей с образованием мелочи, что существенно снижает газопроницаемость спекаемого слоя, производительность спекательной машины, а в некоторых случаях приводит к затуханию процесса [7].

Различно мнение специалистов о выборе оптимальной основности агломерата. Основность неофлюсованных агломератов, полученных из

концентратов окисных марганцевых руд, сохраняется на уровне природной и находится в пределах 0,1-0,2. Для улучшения условий их восстановления при выплавке ферросплавов и в технологии прямого легирования стали марганцем, основность ( $\text{CaO}+\text{MgO}/\text{SiO}_2$ ) повышают путем ввода значительного количества добавок шлакообразующих, например, извести до значений 1,3-2,5. При прямом легировании стали это приводит к разрушению прочных соединений  $\text{SiO}_2$  с оксидами марганца в марганцеворудных материалах, повышению активности марганца и ускорению процесса его восстановления. Однако повышение содержания  $\text{CaO}$  для получения материала с такой основностью приводит к увеличению расхода электроэнергии, например, добавка 7 кг извести на одну тонну стали снижает температуру металла в сталеразливочном ковше на 15С [8].

Увеличение в исходной шихте доли концентрата тонкодисперсной фракции определяется из условий получения достаточно прочного, хорошо восстановимого агломерата, оптимизированного по количественному и качественному составу. В производственных условиях это может быть достигнуто за счет одновременного ввода в исходную аглошихту карбонатного и оксидного сырья в оптимальном их соотношении, обеспечивающем получение агломерата основностью  $\leq 1,0$  при минимальном количестве свободной  $\text{CaO}$  [9]. Повышение основности агломерата, до величин значительно превышающих природную активность карбонатных руд, не дает положительных результатов при выплавке ферромарганца, так как агломерат с основностью более 1,4 самопроизвольно рассыпается на воздухе в течение нескольких суток, а свежий агломерат полностью разрушается уже в загрузочных воронках электропечи [10].

#### **Экспериментальные спекания марганцевого агломерата**

С целью обоснования рационального количественного и качественного состава аглошихты и определения их влияния на прочность сырых окатышей, оптимизации технологических параметров спекания шихты с добавками тонкоизмельченных концентратов и альтернативных видов топлива исследованы влияние вида связующего материала на прочность сырых окатышей, особенности спеканий опытных шихт и скоростные показатели процесса агломерации, а также прочностные показатели опытных спеков.

#### **Оценка нового связующего в процессах окомкования**

Основным методом гранулирования марганцевого сырья является окатывание, при котором происходит формирование гранул в процессе их агрегации или послойного роста с последующим уплотнением структуры. Перед проведением исследований, с целью обоснованного выбора наиболее эффективных связующих, увеличивающих слипаемость частиц исходных компонентов шихты и повышающих прочность сырых окатышей, проанализированы результаты многочисленных исследований по теории и

практике окомкования тонкоизмельченных рудных и других материалов. В исследованиях [5, 6, 11-14] рассмотрены требования к наиболее часто используемым связующим (бентонит, гашенная известь, каолин и др.), которые обеспечивают достаточную технологическую прочность сырых окатышей перед спеканием, проанализированы их достоинства и недостатки. Интересным, с точки зрения своей многофункциональности, является использование предварительно подготовленного торфа [15].

Известно [5, 15-17], что растворимые гуматы обеспечивают высокую прочность гранул. Их нахождение в слое мелкозернистого материала способствует образованию коагуляционной структуры, лучшей уплотняемости и возрастанию прочности гранул. Это обусловлено коллоидными свойствами гуматов и равномерностью распределения в гранулируемом материале, что положительно отличается от использования бентонита и трудностями его равномерного перемешивания.

Введение этого материала, для которого характерно минимальное содержание вредных примесей, в качестве одного из компонентов аглошихты, приведет к некоторому увеличению прочности сырых окатышей, позволит заменить часть коксика, использовать при этом энергетический потенциал торфа (углерода и горючих газов) и повысить металлургическую ценность агломерата. Кроме того, при оптимальном количестве связующих 5 – 10%, вводимых в состав исходной шихты, они должны соответствовать и другим не менее важным требованиям: обладать высокими адгезионными свойствами, определяющими прочность сцепления частиц. Это обеспечивает достаточную холодную прочность при указанных расходах связующего; быструю схватываемость компонентов шихты; вносит минимальное количество вредных, балластных и других примесей; не ухудшает условий спекания аглошихты. Торф достаточно распространенный материал, обладает невысокой стоимостью и не требует сложных приёмов и операций по его подготовке к использованию.

На тарельчатом лабораторном грануляторе проведено окомкование исходной аглошихты следующего состава: концентрат (-1 мм) - 1400 г; возврат (5-10 мм) - 400 г; марганцевая руда (0-10 мм) - 350 г; топливо (коксик + антрацит) - 250 г. При окомковании использовали ряд известных связующих. Их количества, вводимые сверх 100% шихты без учета воды, составляли около 8%. При проведении ряда опытных спеканий использовали торф гидрооксидный [3, 13], взамен части коксика. Перед окомкованием предварительно перемешанной аглошихты вводили сверх 100% шихты 100 г воды.

При изучении влияния на прочность сырых окатышей выбранных видов связующих при постоянном соотношении коксик/торф (1,6:1,0) установлено, что наиболее крупные частицы исходной шихты (кусочки марганцевой руды +10 мм) при грануляции являлись наиболее вероятными центрами их окатывания другими, более дисперсными, компонентами исходной шихты. Это привело к значительному разбросу окомкованного

материала по фракционному составу с преобладанием мелкой фракции, что могло бы привести к уменьшению порозности слоя спекаемой шихты и снижению показателей процесса агломерации. Поэтому в дальнейшем для улучшения условий накатывания исходных компонентов и более равномерного их распределения в окатышах (коксика, торфа, тонкодисперсного концентрата и связующего) использовали фракцию (+8 мм). Исследование прочности опытных окатышей показало следующее. Прочность окатышей-сырцов после суточной выдержки на воздухе (+15С) определяли методом сбрасывания с высоты 300 мм 5-8 раз [13].

Степень окомкования марганцевых концентратов 2-го сорта по обычной технологии при дополнительном увлажнении составляет 1,62, а прочность гранул менее 1 кг/на образец. Спекания такого материала практически не происходит, что ограничивает возможности их использования в шихте для агломерации.

Нами установлено, что ввод реагента торфгидроксидный в количестве 5% повысил степень окомкования с 1,62 до 3,27. При окатывании на тарельчатом грануляторе с диаметром тарелки 3 м с частотой вращения 12 об/мин была достигнута производительность 1,0-1,2 т/ч с получением прочных окатышей. Гранулы были высушены в обычных условиях в течении 12 часов, что повысило их прочность и целостность при перегрузках.

В лабораторных условиях НМетАУ реагент торфгидроксидный испытан при получении агломерата из шихты, содержащей концентрат 2-го сорта обогащения марганцевой руды. Шихта для агломерации состояла: концентрат 2-го сорта - 73,53%; коксик - 7,35%; РТГ (реагент торфгидроксидный) - 4,41%; возврат - 14,71%. Спекание производили при следующих условиях: высота слоя шихты - 300мм; разрежение - 1000 мм вод.ст.; время зажигания - 1,5 мин.; температура зажигания - 1220<sup>0</sup>С; время спекания - 14,5 мин.; максимальная температура спекания - 1360<sup>0</sup>С; усадка - 80 мм. Качество полученного агломерата: выход годного - 81,3%; прочность на удар - 3,0%; прочность на истирание - 1,5%; химический состав готового агломерата: Mn<sub>общ</sub> - 28,72%, S - 0,211, C - 0,91%. При использовании в качестве связующего других материалов (ССБ, раствор муки, бентонит и др.) высоких показателей механической прочности и повышения содержания Mn<sub>общ</sub> не отмечено.

Морфологический анализ спеченной смеси и исходных компонентов проводили с помощью растрового электронного микроскопа NeoScope II (фирмы Jeol, Япония) в режиме высокого вакуума при ускоряющем напряжении 15 кВ. Режим наблюдения - secondary electron image (вторичные электроны). Характерный вид структур смеси до спекания и после спекания показан на рис. 1 и 2.

Как видно из рис. 1 торф достаточно равномерно распределяется между зернами исходной шихтовой смеси и создает условия для окомкования мелкокристаллических фракций концентрата 2 сорта.

Согласно результатам фрактографического анализа выявлена тонкая структура излома спеченного образца (рис. 2).

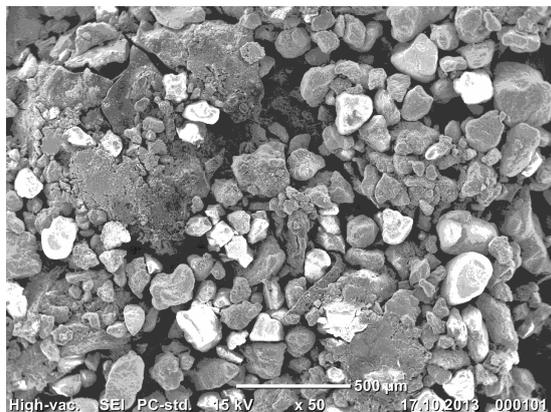


Рисунок 1 – Структура шихтовой смеси для агломерации до спекания: x24

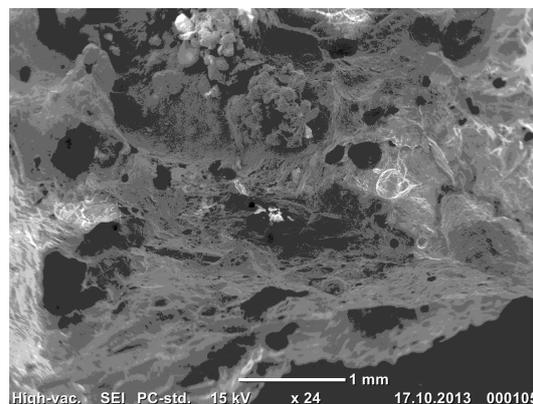


Рисунок 2 – Структура спеченной смеси: x24

Структура поверхности разрушения характеризуется ямочным микростроением. Характерный рельеф образуется совокупностью отдельных фасеток. Такое строение объясняется тем, что при достижении предельных состояний в локальных объемах на участках, представляющих собой препятствия для непрерывности деформации, зарождаются микропустоты. По мере увеличения напряжений микропустоты растут, сливаются, что приводит к полному разрушению с образованием на изломе углублений в виде ямок, соединенных между собой перемычками. Различный размер ямок свидетельствует о разном зернистости структуры, которая напрямую связана с различной дисперсностью исходных материалов смеси. Следует ожидать, что сближение частиц, увеличение межчастичных контактов компонентов, достигаемые при окомковании исходной аглошихты, приведет к активизации их взаимодействия при спекании.

#### **Спекание опытного марганцевого агломерата.**

При проведении опытных спеканий агломерата с использованием отсева обогащения марганцевой руды (-1мм) и марганцевой руды (0-10) при их соотношении 4:1, при введении в аглошихту торфа и смеси (коксык + антрацит) в соотношении (1:1,55) получены следующие результаты.

Для варианта с использованием торфа гидрооксидного, установлено образование двух зон спекания. Опережающее развитие (продвижение) первой зоны спекания, очевидно, обусловлено более высокой реакционной способностью пироуглерода, образующегося в процессе тепловой деструкции торфа активированного при данном соотношении видов топлива и их фракционного состава.

Подобный эффект впервые был обнаружен авторами работы [12], который, по их мнению вызван увеличением расхода углерода,

приводящим при общем снижении вертикальной скорости спекания к более быстрому перемещению зоны высоких температур и ее отрыву от зоны горения топлива. Нами установлено, что вторая зона спекания, образующаяся при горении углерода кокса одновременно с первой, отстает от нее в своем скоростном развитии.

Экспериментально установлено, что в более скоростной по своему развитию зоне максимально достигаемые температуры на 50 - 60С ниже, чем в отстающей более высокотемпературной зоне. Это приводит к образованию между ними «буферной» достаточно высокотемпературной зоны подогрева шихты, располагающейся ниже зоны горения основной массы углерода кокса. Следствием является изменение механизма физико-химических превращений, существенно отличающегося от процессов, характерных для спекания при введении в аглошихту только одного вида топлива – коксика.

При использовании такой доли торфа в общем количестве топлива механизм спекания обусловлен превращениями в двух характерных и «буферной» зонах. Установлено, что каждый элементарный слой шихты при его спекании подвергается последовательной тепловой обработке вначале в более низкотемпературной зоне, нагревающей его до температуры размягчения, и в дальнейшем (с незначительным отставанием, обусловленным, в основном, различной реакционной способностью восстановителей) в более высокотемпературной зоне. С учетом расширения общей зоны спекания оксидного материала, для которого характерны достаточно высокие температуры размягчения (~ 1200С), образуется достаточное количество жидкой оксидной фазы, которая за более длительное время своего существования полнее обтекает кусочки нерасплавившейся шихты. В последующем, после интенсивного охлаждения потоком просасываемого воздуха, это привело к увеличению прочности спека. Установленное повышение пористости агломерата на 5-7%, очевидно, объясняется выделением пирогазов, образующихся при тепловой деструкции торфа, горение которых ускоряется благодаря наличию в составе торфа собственного кислорода.

Можно предположить, что изменением соотношения торф/коксик, можно регулировать протяженность буферной зоны, увеличивая или уменьшая опережение первой зоны, где происходит размягчения шихты. При определенной, минимальной доле торфа следует ожидать наложение двух зон. В этом случае спекание будет происходить в одной общей термической зоне. Этот эффект, вероятно, может быть достигнут и при уменьшении фракционного состава коксика (до пределов, не снижающих прочность сырых гранул и доставку кислорода к «закомкованному» углероду), что приведет к выравниванию реакционной способности обеих видов топлива.

Следует отметить, что образование двух зон позволит более эффективно провести удаление серы. В опережающей зоне, где достигаются

более низкие температуры и где происходит сгорание пирогазов и только части углерода коксика, возникает более окислительная атмосфера. В этой зоне создаются более благоприятные, с точки зрения термодинамики, условия для удаления сульфидной серы, а в другой с более высокими температурами – для перевода в газовую фазу сульфатной серы.

Таким образом, положительная роль буферной зоны, где создаются достаточно высокие температуры, сводится к расширению временного интервала термической обработки шихты, что в итоге приводит к увеличению прочности агломерата.

При проведении спеканий в условиях ПАО НЗФ были получены опытные агломераты. Навеска аглотоплива составляла 8,5% при высоте слоя шихты 340-350 мм, температура зажигания 1000С. Температура в коллекторе получистого газа составила 120-130С. разрежение 730-780 кг/м<sup>2</sup>. В разгрузочной части агломашины пирог агломерата имел выраженную зону горения перед колосниковой решеткой высотой до 1/5 пирога. На изломе пирога агломерата не наблюдалось очагов горения. Производительность агломашины составила 60-66 т/час, выход возврата 40%.

Таблица 1

Химический состав и прочность опытных агломератов

№ пробы	Химический состав, %								Прочность
	Mn	SiO <sub>2</sub>	CaO	Fe	C	P	Основ-ность	MgO	
1	40.2	22.7	6.5	3.2	0.5	0.19	0.38	2.2	78.3
2	41.1	22.4	6.5	3.7	0.4	0.2	0.39	2.1	77.7
3	40.5	24.2	6.7	3.7	0.5	0.18	0.35	1.85	78.9
4	40	23.5	6.8	3.5	0.3	0.2	0.38	2	78.6
5	39.1	23.6	7.1	3.9	0.4	0.17	0.4	2.2	79.1

Полученный в ходе экспериментов агломерат при использовании в шихте 70% окисно-зернистого концентрата 2 сорта фракции 0-1мм удовлетворяет требованиям технологической инструкции и стандарта предприятия по прочности и химическому составу.

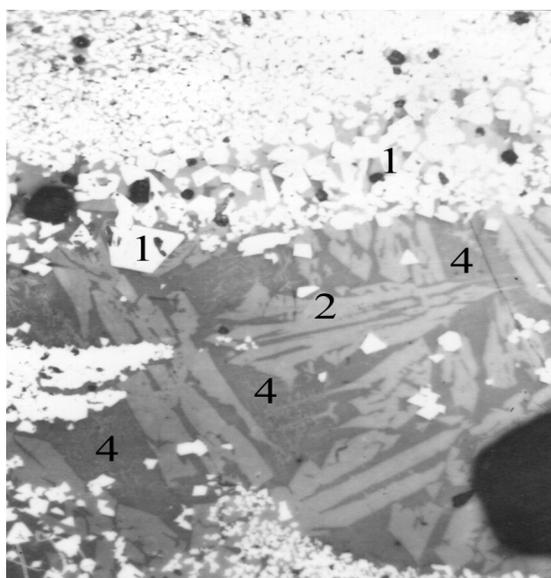
#### Минералогический состав исследуемых агломератов.

Известно, что в физико-химических свойствах агломератов минералогический анализ их занимает ведущее место, т.к. отражает конечное состояние продукта спекания. С этой целью из проб агломератов были изготовлены шлифы и аншлифы, которые анализировали в отраженном свете. Количественное содержание минеральных фаз оценивали приближенно по суммарным площадям. Диагностика минеральных фаз производилась на основании измерения оптических констант в проходящем свете.

*Структура агломерата естественной основности 0,3* состоит из гаусманита, силикатной фазы, стекла и небольшого количества кристаллов

кварца и частиц угля. Гаусманит количественно преобладает (до 70%), присутствует в виде довольно крупных кристаллов правильной формы. Частично образует твердые растворы с CaO, что сопровождается изменением формы гаусманита и его оптических свойств (рис. 3). Силикатная фаза представлена крупными кристаллами тефроита  $2\text{MnO}\cdot\text{SiO}_2$  и твердого раствора с  $2\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2$ . Стекловидная фаза окрашена в светло-зеленый и желтовато-коричневые цвета за счёт примеси окислов марганца.

При повышении основности до 0,6 в структуре готового агломерата окислы марганца присутствуют большей частью в виде твердых растворов  $\text{CaO}\cdot\text{Mn}_2\text{O}_3$  (рис.4). В составе силикатной фазы преобладают твердые растворы  $2\text{MnO}\cdot\text{SiO}_2\text{-}2\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2$ . Выделений чистого тефроита не наблюдалось. Введенный флюс полностью усвоился и вошел в состав твердых растворов и силикатов. Количество кристаллических фаз не изменилось.



1 – гаусманит; 2 – тефроит; 3 – твердый раствор  $2\text{MnO}\cdot\text{SiO}_2 - 2\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2$ ;  
4 – стекло; 5 -  $\text{CaO}\cdot\text{MnO}$ ; 6 –  $\text{CaO}\cdot\text{Mn}_2\text{O}_3$ ; 6 –  $\text{CaO}\cdot\text{Mn}_2\text{O}_3$

Рисунок 3 – Минералогический состав агломерата естественной основности 0,3; свет отраженный, x210

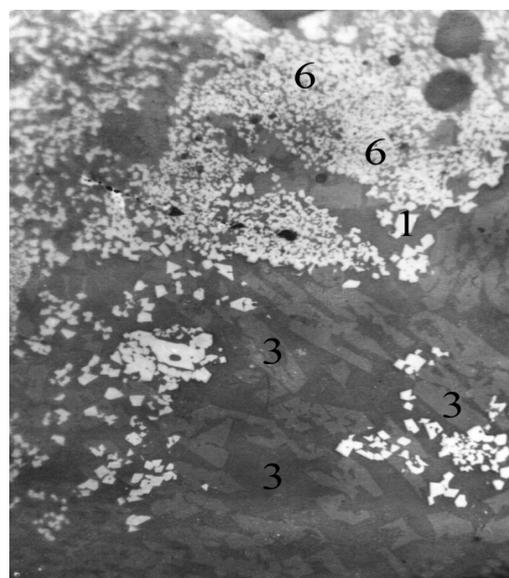


Рисунок 4 – Минералогический состав агломерата с подшихтовкой известняка, основность 0,6; свет отраженный, x210

### Выводы

Результаты исследования прочности опытных спеков подтверждают положительное влияние замены коксика частью торфа гидроксидного при совместном вводе в исходную шихту перед окомкованием тонкодисперсных марганцевых концентратов.

Повышение показателей процесса и металлургической ценности агломерата обусловлено изменением механизма спекания, которое связано с различной реакционной способностью углерода коксика и топливных составляющих тепловой деструкции торфа, приводящего к расширению

зоны высокотемпературного спекания и к образованию оптимального количества жидкой оксидной фазы, участвующей в создании достаточно прочного спека.

Целесообразно использовать коксик и марганцевую руду с несколько более низкими пределами фракций (-2,0 мм) и (-8 мм) соответственно, что стабилизирует условия окомкования исходной аглошихты и повысит прочность сырых окатышей.

Перспективным может быть и разработка комплексной схемы подготовки исходных компонентов и последующего окускования аглошихты на основе мелкодисперсных марганцевого концентрата, отходов производства извести, пыли газоочистки, торфа и сталеплавильного шлама с получением железомарганцевого агломерата для производства ферросплавов и использования в технологии прямого легирования стали марганцем.

Таким образом, при внедрении предлагаемых технологических решений будет достигнута более высокая доля вовлечения в производство агломерата мелкодисперсных трудноутилизуемых отходов при более полном функциональном использовании сырьевой и топливной составляющих вторичных ресурсов без снижения металлургической ценности агломерата при улучшении экологии промышленного региона.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Металлургия марганца Украины. / Величко Б.Ф., Гаврилов В.А., Гасик М.И., Грищенко С.Г. и др. // Київ: Техніка, 1996. – 472 с.
2. Исследование газодинамики содержимого ванны электропечи РПЗ-48, выплавляющей силикомарганец. / Нежурин В.И., Карманов Э.С., Кучер И.Г. // Проблемы научно-технического прогресса электротермии неорганических материалов. Тезисы докл. республ. Научно-технической конференции. - Днепропетровск: 1989. - 30-31 с.
3. Majercak S., Karwan T. Theory of sintering fine materials. - Kosice, 1998. – 343 с.
4. Кривенко Ольга Викторовна. Разработка динамической модели окомкования и оптимизация на ее основе технологических параметров аглошихты: Диссертация канд. техн. наук: 05.16.02 / Приазовский гос. технический ун-т. - Мариуполь, 1998. – 151 с.
5. Процессы агломерации, окускования, брикетирования и обогащения полезных ископаемых /Филипенко Ю.Н., Скляр П.Т., Харлова Е.В., Моисеенко О.В.//Збагачення корисних копалин. 2012. Вип.50(91).
6. В.Б.Кусков, А.В.Корнев. О возможности холодного брикетирования богатых железных руд со связующими.// Збагачення корисних копалин. 2012. Вип.51(92).
7. Режим производства офлюсованного агломерата из концентрата месторождения Оброчище (Болгария) и сепарированного конвертерного шлама металлургического комбината Кремиковцы//Известия Вузов, Черная металлургия. №7, 1966. – С.40-47.
8. Патент № 2365639. RU C22B1/16. Агломерация с использованием усиливающего агента в агломерационной шихте / МАРГАН Мутхукумарасвами К. (SG), РОХАННА Марк А. (AU), ДАС Бинод К. (IN), КУМАР Ашок (IN), САНДХУ Харджит С. (IN). Опубликовано 27.08.2009.

9. Патент № 2365638. RU C22B1/14. Офлюсованный марганцевый агломерат для прямого легирования стали. Шихта для производства офлюсованного марганцевого, используемого для прямого легирования стали и способ производства офлюсованного агломерата для прямого легирования стали. Наконечный Анатолий Яковлевич (UA), Евдокимов Роман Викторович (RU). Опубликовано 27.08.2009.
10. Миллер В.Я., Молева Н.Г., Утков В.А. Влияние фазового состава и основности на качество марганцевых агломератов из руд Полуночного меторождения. Использование бедных марганцевых руд Северного Урала. АН СССР. Уральский филиал. Труды института металлургии. 1961. вып.7. С.79-84.
11. Фризен Виктор Генрихович. Исследование и разработка технологий брикетирования марганцевых и никелевых продуктов с учетом влияния тонких классов крупности: Диссертация, канд. техн. наук: 25.00.13 / Магнитогорск – Екатеринбург 2004. – 149 с.
12. Получение офлюсованного марганцевого агломерата и выплавка высокоуглеродистого ферромарганца. / Гасик М.Н., Зубанов В.Т., Щербицкий Б.В. и др. // Сталь. 1982. №9. - 51-53 с.
13. Утков В.А. Высокоосновной агломерат. М.: Металлургия, 1977. - 156 с.
14. Исследование механизма упрочнения железосодержащих окатышей из многокомпонентной шихты при добавках портландцемента /Д.А.Ковалев, А.В.Бабенко, Н.Д.Ванюкова, М.В.Ягольник//Системные технологии. №4. 2007. С.139-141.
15. Карпович А.Ф., Витюгин В.М. Влияние гуматов натрия на комкуемость маршалита/Известия Томского политехнического института. Т.196, 1969. С.112-114.
16. Карпович А.Ф., Витюгин В.М. Исследование влияния гуминовых кислот и нерастворимых гуматов на уплотнение и упрочнение гранул/Известия Томского политехнического института. Т.234. 1974. С.33-34
17. Иванов А.А., Юдина Н.в., Ильина А.А. Кислотные и ионообменные свойства гуминовых кислот механоактивированных торфов/ Химия растительного сырья. 2010. №4. С.145-150.

## ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ НЕРАВНОМЕРНОСТИ ХОДА ГЛАВНОЙ СИЛОВОЙ ЛИНИИ СТАНА ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ ТРУБ

*Предложена уточненная методика определения неравномерности хода главной силовой линии стана холодной прокатки труб (ХПТ). Проведено исследование динамики главной силовой линии стана ХПТ, как рядной многомассовой континуальной механической системы переменной структуры. Составлены дифференциальные уравнения движения для выбранной многомассовой динамической модели силовой линии стана с учетом переменной момента инерции и параметров электромеханической модели системы. Установлены особенности формирования избыточных динамических нагрузок в силовой линии стана. Обоснована возможность сведения к минимуму спектра динамических нагрузок и неравномерности хода элементов силовой линии стана ХПТ, путем оптимизации соотношения масс и жесткостей межмассовых связей системы.*

*Ключевые слова: холодная прокатка, труба, силовая линия, динамика, неравномерность хода, динамическая модель, математическая модель, масса, момент инерции, дифференциальные уравнения, ряд Фурье.*

*The specified technique of determination of unevenness of the course of the considered line continual mechanical system is offered by research of dynamics of the main power line of a camp of the cold rolling of pipes (CPT). The differential equations of the movement for the chosen mass dynamic model of the power line of a camp taking into account variability of the moment of inertia and parameters of electromechanically model of system are worked out. Features of formation of excess dynamic loadings in the power line of a camp are established. Possibility of minimizing dynamic a range of loadings and unevenness of the course of elements of the power line of a camp of CPT is proved.*

*Keywords: cold rolling, pipe, power line, dynamics, unevenness of the course, dynamic model, mathematical model, weight, inertia moment, differential equations, Fourier's number.*

**Введение.** Современные технологические линии по производству холоднокатанных труб отличаются растущими темпами инновационных процессов. Реализация данных технологических процессов сопровождается повышением скоростей и силовых воздействий на обрабатываемое изделие. Эти тенденции развития производства труб высокого качества неизбежно выдвигают новые, более жесткие требования к станам холодной пильгерной прокатки труб (ХПТ), прежде всего в отношении надежности и долговечности их функционирования. В связи с ростом скоростей и технологических нагрузок динамические процессы, определяющие долговечность тяжело нагруженных станов ХПТ, приобретают первостепенное значение.

**Постановка задачи.** Изучение закономерностей функционирования силовой линии станов ХПТ, установление влияния их параметров на формирование спектра динамических нагрузок при переходных,

неустановившихся и стационарных процессах позволяет подобрать такое сочетание их, чтобы амплитудные значения нагрузок не выходили за пределы, допускаемые заданной долговечностью для данного типа машин периодического действия, как силовые линии станов ХПТ.

В данных условиях возникающие в силовой линии станов ХПТ значительные знакопеременные силы инерции, наряду с другими нагрузками, формируют различные динамические эффекты.

Действия указанных сил в значительной мере определяются условиями работы главной силовой линии станов ХПТ, как машин периодического действия, а, следовательно, и влияют на их производительность.

Увеличение надежности и долговечности элементов главного привода стана ХПТ, как высокодинамичной системы, потребовало рассмотрения и уточнения ряда фундаментальных вопросов динамики машин.

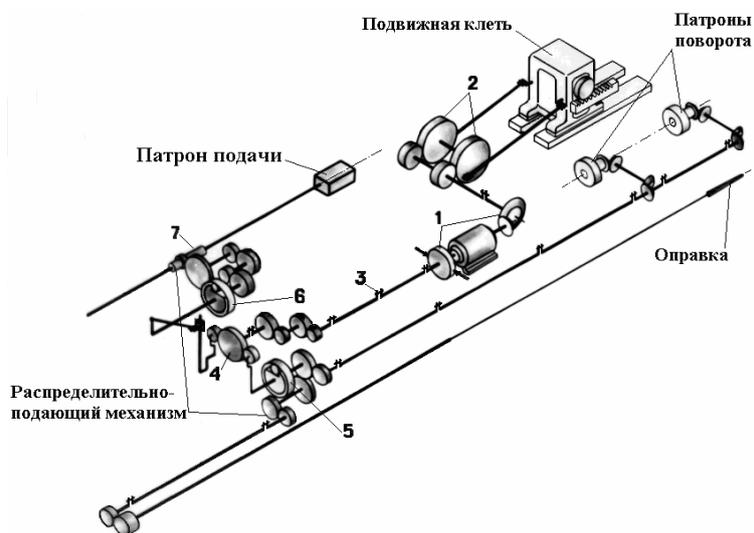


Рисунок 1 – Кинематическая схема стана ХПТ с типовым распределительно-подающим механизмом

Наиболее актуальным является исследование динамики механизмов главной силовой линии стана ХПТ, когда ведомые звенья ряда механизмов перемещаются с переменными скоростями. На основании этих исследований устанавливаются действительные величины и характер изменения динамических нагрузок в трансмиссии стана с учетом истинного движения рабочей клетки и других звеньев. При этом, как правило, широко варьируем параметрами, как самих механизмов стана, так и силовыми воздействиями со стороны очага деформации.

В данных условиях определенный интерес представляет разработка теоретических основ расчета и способов локализации зоны действия избыточных динамических нагрузок в элементах главной силовой линии стана ХПТ, а также синтез устройств, реализующих эти способы. Это

позволяет изучить особенности воздействия инерционных нагрузок подвижных масс рабочей клетки и шатунов стана ХПТ на звенья силовой линии привода и обосновать возможность сведения к минимуму зоны действия избыточных динамических нагрузок.

Обоснование и решение поставленной задачи динамического синтеза достигается уравнивающими и выравнивающими устройствами с рациональными параметрами, исключающими передачу пиковых инерционных нагрузок на базовые элементы главной силовой линии стана ХПТ или его отдельные узлы, что возможно реализовать на основании детального изучения закономерностей движения элементов комплекса взаимосвязанных узлов и механизмов системы.

Отметим, что при этом необходимость в совершенствовании базовых механизмов силовой линии стана ХПТ, которые обладают оптимальными динамическими характеристиками (массами, жесткостями и т.д.), продиктована стабилизацией условий холодной пильгерной прокатки трубы.

Выбор основных направлений теоретических исследований и разработка технических решений по совершенствованию силовой линии стана 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 ХПТ.

Решение данного вопроса потребовало совершенствования методов динамического анализа и синтеза механизмов главной силовой линии стана ХПТ с заданными характеристиками и дальнейшее сравнение полученных результатов с данными базовых экспериментальных исследований, с целью реализации оптимальных вариантов модернизации силовой линии стана ХПТ. При решении данной проблемы учитывалось, что для реализации инновационной технологии производства и поддержания соответствующих показателей качества труб число звеньев механизмов силовой линии стана ХПТ и соответствующие их массы должны быть минимальными, а ведомые звенья механической системы должны перемещаться с высокой точностью и позиционированием.

**Анализ литературных источников.** Опыт эксплуатации, методы и результаты исследования отечественных станов ХПТ подробно изложены в трудах С.Н. Кожевникова и его учеников, В.И. Соколовского, М.И. Гриншпуна, 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 динамики станов ХПТ с технологическими параметрами процессов холодной пильгерной прокатки труб изложены в работах Ю.Ф. Шевакина, Ф.С. Сейдалиева, В.Ф. Фролова и др.[3, 4].

Динамические исследования силовой линии станов ХПТ, 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.И. Соколовским [1, 5].

Дифференциальное уравнение движения одномассовой системы с переменным приведенным моментом инерции, обусловленным наличием в цепи исходной схемы кривошипно – ползунного 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 задачи в очередном приближении, полученное В.И. Соколовским в аналитическом виде [1, 6].

Ввиду сложности полученных результатов, установлено, что при этом с целью установление оптимальной зависимости между жесткостями и массами системы, использование компьютерных технологий для исследования движения сложной континуальной механической системы силовой линии стана ХПТ является актуальным.

**Метод решения задачи.** Используя известные методики исследования динамики машин периодического действия [1–5] переходим к исследованию неравномерности хода главной силовой линии стана ХПТ с учётом упругости звеньев, переменности момента инерции и параметров электромеханической системы.

Согласно принятой расчетной схемы в дальнейшем проанализируем результаты работ [1, 7] и представим развитое решение системы дифференциальных уравнений движения элементов многомассовой модели силовой линии стана ХПТ (рис. 2).

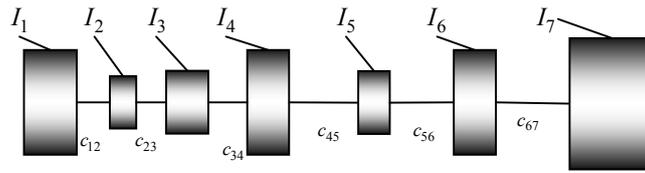


Рисунок 2 – Принятая многомассовая динамическая модель силовой линии стана ХПТ

Разделим уравнения системы на соответствующие коэффициенты при второй производной и вычтем каждое последующее уравнение из предыдущего. В результате получим систему дифференциальных уравнений относительно углов закручивания  $\phi_{i-1,i} = \phi_{i-1} - \phi_i$  силовой линии стана ХПТ в виде:

$$\left\{ \begin{aligned} \ddot{\phi}_{12} + C_{12} \left[ \frac{1}{I_1(\phi_1)} + \frac{1}{I_2} \right] \phi_{12} - \frac{C_{23}}{I_2} \phi_{23} = \\ \frac{k_i m g + P_c r_2}{I_1(\phi_1)} \cdot \left[ \frac{2}{\pi} + \frac{2\delta}{\pi} \sin\left(\frac{\pi}{30}\right) + \frac{4\lambda}{3\pi} \cos(\phi_1) + \frac{8}{3\pi} \sin(2\phi_1) - \left( \frac{4}{3\pi} + \frac{4\delta}{\pi} \sin\left(\frac{\pi}{30}\right) \right) \cos(2\phi_1) \right] \\ \ddot{\phi}_{23} + C_{23} \left( \frac{1}{I_2} + \frac{1}{I_3} \right) \phi_{23} + \frac{C_{23}}{I_3} \phi_{12} - \frac{C_{34}}{I_3} \phi_{34} = -\frac{ik}{I_3} (\omega_0 - \dot{\phi}_3 i) \\ \ddot{\phi}_{45} + C_{45} \left( \frac{1}{I_4} + \frac{1}{I_5} \right) \phi_{45} + \frac{C_{34}}{I_4} \phi_{34} - \frac{C_{56}}{I_5} \phi_{56} = 0 \\ \ddot{\phi}_{56} + C_{56} \left( \frac{1}{I_5} + \frac{1}{I_6} \right) \phi_{56} + \frac{C_{45}}{I_5} \phi_{45} - \frac{C_{67}}{I_6} \phi_{67} = 0 \\ \ddot{\phi}_{67} + C_{67} \left( \frac{1}{I_6} + \frac{1}{I_7} \right) \phi_{67} + \frac{C_{56}}{I_6} \phi_{56} = 0 \end{aligned} \right. \quad (1)$$

Здесь, учитывая равнопеременное движение масс системы, вместо  $\phi_i (i = I, 3)$  необходимо в решение задачи подставить выражение  $\phi(t) = vt + \omega$ . Отметим, что правые части и коэффициенты первого уравнения системы (1) представляют собой периодические функции, а остальные уравнения системы имеют соответствующие постоянные коэффициенты. Значение неравномерности вращения для выбранной семимассовой динамической модели главной силовой линии стана ХПТ, как абсолютно твердого тела, вычисленные по формуле

$$\omega / v = a_1 \cos(vt) - a_2 \sin(vt) + 2a_3 \cos(2vt) - 2a_4 \sin(2vt),$$

с использованием исходных данных базовой модели механической системы стана ХПТ 32-3 приведены в таблице 1.

Таблице 1

Неравномерность вращения силовой линии стана ХПТ 32-3-8,  
как абсолютно твердого тела

$vt$ , град	$\omega / v$	$vt$ , град	$\omega / v$
0°	0,0666	180°	0,0710
1°	0,0666	182°	0,0710
2°	0,0665	185°	0,0704
5°	0,0658	190°	0,0676
10°	0,0628	200°	0,0564
20°	0,0511	210°	0,0385
30°	0,0331	220°	0,0163
40°	0,0108	225°	0,0043
45°	-0,0009	230°	-0,0077
50°	-0,0131	240°	0,0305
60°	-0,0356	250°	-0,0494
70°	-0,0541	260°	-0,0621
80°	-0,0619	270°	0,0671
88°	-0,0703	280°	-0,0639
90°	-0,0705	290°	-0,0529
92°	-0,0704	300°	-0,0354
100°	-0,0665	310°	-0,0136
110°	-0,0546	315°	-0,0019
120°	-0,0362	320°	0,0098
130°	-0,0134	330°	0,0320
135°	-0,0013	340°	0,0503
140°	0,0110	350°	0,0623
150°	0,0341	355°	0,0655
160°	0,0531	360°	0,0666
170°	0,0660		

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

$$\left. \begin{aligned} \phi_{12} &= b_0 + b_1 \sin(vt) + b_2 \cos(vt) + b_3 \sin(2vt) + b_4 \cos(2vt); \\ \phi_{23} &= c_0 + c_1 \sin(vt) + c_2 \cos(vt) + c_3 \sin(2vt) + c_4 \cos(2vt); \\ \phi_{34} &= d_0 + d_1 \sin(vt) + d_2 \cos(vt) + d_3 \sin(2vt) + d_4 \cos(2vt); \\ \phi_{34} &= e_0 + e_1 \sin(vt) + e_2 \cos(vt) + e_3 \sin(2vt) + e_4 \cos(2vt); \\ \phi_{45} &= g_0 + g_1 \sin(vt) + g_2 \cos(vt) + g_3 \sin(2vt) + g_4 \cos(2vt); \\ \phi_{56} &= r_0 + r_1 \sin(vt) + r_2 \cos(vt) + r_3 \sin(2vt) + r_4 \cos(2vt). \end{aligned} \right\} \quad (2)$$

Умножим уравнение (1) на  $I_1(\varphi_1)$  и подставим (2) в (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 систему линейных алгебраических уравнений 30-ого порядка. Т.к. в последних трех уравнениях системы (1) отсутствует значимая технологическая нагрузка, то 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.

Далее приравниваем соответствующие коэффициенты при  $\sin(jvt)$  и  $\cos(jvt)$  и подставляем их в остальные уравнения (1). Следовательно, получаем систему уравнений 15-го порядка, содержащую неизвестные постоянные  $b_i, c_i, d_i (i = 0, 1, 2, 3, 4)$ . Относительно определителя полученной системы уравнений известно, что он явно невыраженный, т.к. низшая собственная частота для выбранной базовой семимассовой динамической системы (рис. 2), описывающей упругую линию стана ХПТ 32-3 порядка 180 рад/сек. (28,6 Гц) в то время как частота вынуждающей силы при номинальном режиме функционирования силовой линии (78 дв.ход./мин)  $\nu = 8,1886 \text{ рад / сек} (1,3 \text{ Гц})$  т.е. меньше собственной частоты механической системы главного привода в 22 раза.

Решение системы дифференциальных уравнений (1) реализовано численно методом Рунге – Кутта с применением компьютерных технологий для номинального режима работы силовой линии и исходной характеристики звеньев стана ХПТ 32 3.

Расчет динамики силовой линии стана ХПТ 32 проведен в соответствии с данными таблицы 2.

Таблица 2

Динамические параметры силовой линии стана ХПТ 32

I	1	2	3	4	5	6	7
I, кгм <sup>2</sup>	52,94	32,36	1151,9	25,6	64,6	2,9	5,6
СЧ10 <sup>-9</sup> , Н/м	51,54	256	54,5	65	13,5	22,4	-----

Расчетные значения коэффициентов, входящие в соответствующее решение уравнений (1) и (2), приведены в таблице 3.

Таблица 3

Значения коэффициентов уравнения (2)

I	1	2	3	4
<i>a</i>	-0.007465	-0.000038	-0.002140	-0.000020
<i>c</i>	-0.000226	-0.000129	0.000812	0.000556
<i>d</i>	0.003789	0.000313	-0.001801	-0.001271
<i>e</i>	-0.002258	-0.000186	0.001074	0.000758
<i>g</i>	-0.000636	0.000024	-0.000140	-0.000099
<i>r</i>	-0.000253	-0.000010	0.000056	0.000039

Расчетные значения скоростей и относительных углов закручивания звеньев  $\dot{\phi}_{i,i+1}/v$  ( $i = 1, 2...6$ ) главной силовой линии стана ХПТ 32-3 за цикл прокатки трубы, по маршруту  $\varnothing 38 \times 1,8 \rightarrow \varnothing 25 \times 0,8$ , материал Х18Н10Т, приведены в таблице 4

Таблица 4

Значения скоростей и относительных углов закручивания звеньев главной силовой линии стана ХПТ 32-3 за один цикл прокатки трубы

$\nu t$ .град	$\dot{\phi}_{12}/v$	$\dot{\phi}_{23}/v$	$\dot{\phi}_{34}/v$	$\dot{\phi}_{45}/v$	$\dot{\phi}_{56}/v$	$\dot{\phi}_{67}/v$
0°	-0,00428	0,00162	-0,00360	0,00215	0,00020	0,00011
5°	-0,00422	0,00160	-0,00355	0,00211	-0,00028	0,00011
10°	-0,00402	0,00153	-0,00338	0,00202	-0,00026	0,00010
20°	0,00328	0,00124	-0,00276	0,00065	-0,00021	0,00009
30°	0,00214	0,0008	-0,00180	0,00107	-0,00014	0,00006
40°	0,00074	0,00028	-0,00062	0,00037	-0,00005	0,00002
50°	-0,00074	-0,00028	0,00063	-0,00037	0,00015	-0,00002
60°	-0,00214	-0,00081	0,00180	-0,00107	-0,00014	-0,00006
70°	-0,00328	-0,00124	0,00276	-0,00165	0,00021	-0,00009
80°	0,00402	-0,00153	0,00338	-0,00202	0,00026	-0,00010
90°	0,00428	-0,00162	0,00360	-0,00214	0,00028	-0,00011
100°	0,00402	-0,00153	-0,00338	-0,00202	0,00026	-0,00010
110°	0,00328	-0,00124	0,00276	-0,00164	0,00021	-0,00009
120°	0,00214	-0,00081	0,00180	-0,00107	0,00014	-0,00006
130°	0,00074	-0,00028	0,00063	-0,00037	0,000049	-0,00002
140°	-0,00074	0,00028	-0,00063	0,00037	-0,00005	0,00002
150°	-0,00214	0,00081	-0,00180	0,00107	-0,00014	0,00006
160°	-0,00328	0,00124	0,00276	0,00165	-0,00021	0,00009
170°	-0,00402	0,00153	-0,00338	0,00202	-0,00026	0,00010
180°	-0,00428	0,00162	-0,00360	0,00215	-0,00028	0,00011
190°	-0,00402	0,00153	-0,00338	0,00202	-0,00026	0,00010
200°	-0,00328	0,00124	-0,00276	0,00164	-0,00021	0,00009
210°	-0,00214	0,00081	-0,00180	0,00107	-0,00014	0,00006
220°	-0,00074	0,00028	-0,00063	0,00037	0,000049	0,00002
230°	-0,00007	-0,00028	0,00062	-0,00037	0,00005	-0,00002
240°	0,00214	-0,00081	0,00180	-0,00107	0,00014	-0,00006
250°	0,00328	-0,00124	0,00276	-0,00164	0,00021	-0,00009
260°	0,00402	-0,00153	0,00338	-0,00202	0,00026	-0,00010

270°	0,00428	-0,00162	0,00360	-0,00215	0,00028	-0,00011
280°	0,00402	-0,00153	0,00338	-0,00202	0,00026	-0,00010
290°	0,00328	-0,00124	0,00276	-0,00165	0,00021	-0,00009
300°	0,00214	-0,00081	0,00180	-0,00107	0,00014	-0,00006
310°	0,00074	-0,00028	0,00062	-0,00037	0,000049	-0,00002
320°	-0,00074	0,00028	-0,00063	-0,00037	-0,00005	-0,00002
330°	-0,00214	0,00081	-0,00180	0,00107	0,00014	0,00006
340°	-0,00328	0,00124	-0,00276	0,00164	-0,00021	0,00009
350°	-0,00402	0,00153	-0,00338	0,00202	-0,00026	0,00010

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 ХПТ. Расчетные значения переменной составляющей угловых скоростей  $\dot{\phi}_i/v$  ( $i = 1, 2, \dots, 7$ ) элементов цепи силовой линии стана ХПТ 32 – 3 за один цикл его работы, по маршруту  $ш38x1,8 \rightarrow ш25x0,8$ , материал Х18Н10Т, приведены в таблице 5.

Таблица 5

Значения переменной составляющей угловых скоростей элементов цепи главного привода за один цикл работы стана ХПТ 32-3

$vt$ , град	$\dot{\phi}_1/v - 1$	$\dot{\phi}_2/v - 1$	$\dot{\phi}_3/v - 1$	$\dot{\phi}_4/v - 1$	$\dot{\phi}_5/v - 1$	$\dot{\phi}_6/v - 1$	$\dot{\phi}_7/v - 1$
0°	0,0639	0,0682	0,0666	0,0650	0,0658	0,0654	0,0655
10°	0,0491	0,0643	0,0528	0,0594	0,0614	0,0612	0,0613
20°	0,0318	0,0523	0,0511	0,0489	0,0490	0,0486	0,0487
30°	0,0103	0,0339	0,0331	0,0313	0,0324	0,0322	0,0323
40°	-0,0141	0,0111	0,0108	0,0102	0,0106	0,0105	0,0105
50°	-0,0386	-0,0134	-0,0131	-0,0125	-0,0128	-0,0127	-0,0127
60°	-0,0586	-0,0364	-0,0356	-0,0338	-0,0349	-0,0350	-0,0351
70°	-0,0594	-0,0553	-0,0541	-0,0513	-0,0530	-0,0528	-0,0529
80°	-0,0678	-0,0634	-0,0619	-0,0585	-0,0605	-0,0603	-0,0604
90°	-0,0640	-0,0721	-0,0705	-0,0669	-0,0690	-0,0688	-0,0689
100°	-0,0526	-0,0680	-0,0665	-0,0699	-0,0719	-0,0716	-0,0717
110°	-0,0349	-0,0558	-0,0546	-0,0518	-0,0535	-0,0533	-0,0534
120°	-0,0129	-0,0370	-0,0362	-0,0344	-0,0355	-0,0353	-0,0354
130°	-0,0106	-0,0137	-0,0134	-0,0128	-0,0131	-0,0131	-0,0131
140°	0,0328	0,0113	0,0110	0,0104	0,0107	-0,0107	-0,0107
150°	0,0511	0,0349	0,341	0,0323	0,0334	0,0332	0,0333
160°	0,0635	0,0543	0,0531	0,0503	0,0520	0,0518	0,519
170°	0,0683	0,0675	0,0660	0,0626	0,0646	0,0644	0,0645
180°	0,0651	0,0726	0,0710	0,0674	0,0696	0,0693	0,0694
190°	0,0544	0,0691	0,0676	0,0642	0,0622	0,0660	0,0661
200°	0,0372	0,0576	0,0564	0,0536	0,0553	0,0551	0,0552
210°	0,0158	0,0393	0,0385	0,0367	0,0378	0,0376	0,0377

220°	-0,0081	0,0166	0,0163	0,0157	0,0160	0,0160	0,0160
230°	-0,0292	-0,0080	-0,0077	-0,0071	-0,0075	0,0074	0,0074
240°	-0,0474	-0,0313	-0,0305	-0,0287	-0,0298	-0,0296	-0,0297
250°	-0,0596	-0,0506	-0,0494	-0,0466	-0,0483	-0,0481	-0,0482
260°	-0,0644	-0,0636	-0,0621	-0,0587	-0,0607	-0,0605	-0,0606
270°	-0,0614	-0,0687	-0,0671	-0,0637	-0,0659	-0,0656	-0,0657
280°	-0,0509	-0,0654	-0,0639	-0,0605	-0,0625	-0,0623	-0,0624
290°	-0,0341	-0,0541	-0,0529	-0,0501	-0,0518	-0,0516	-0,0517
300°	-0,0131	-0,0362	-0,0354	-0,0336	-0,0347	-0,0345	-0,0346
310°	-0,0093	-0,0139	-0,0136	-0,0130	-0,0134	-0,0133	-0,0133
320°	-0,0307	0,0101	0,0098	0,0092	0,0088	0,0088	-0,0088
330°	0,0482	0,0328	0,0320	0,0302	0,0313	0,0311	0,0312
340°	0,0598	0,0515	0,0503	0,0475	0,0492	0,0490	0,0491
350°		0,0638	0,0623	0,0589	0,0609	0,0607	0,0608

Изменение относительной скорости вращения элементов главной силовой линии стана ХПТ-32-3 за цикл прокатки трубы по выбранному маршруту (заготовка диам.  $\varnothing 38 \times 1,8$  готовая труба диам.  $\varnothing 25 \times 0,8$ , материал Х18Н10Т), как абсолютно твердого тела переменного момента инерции по методике В. И. Соколовского [1] и по уточненной методике с учетом параметров электромеханической системы приведены на рисунке 3.

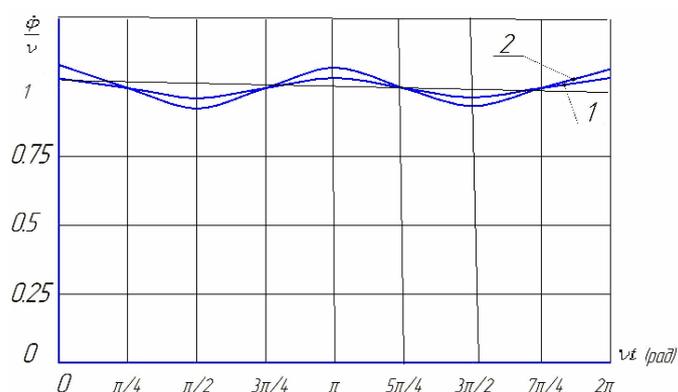


Рисунок 3 – Изменение относительной скорости вращения главной силовой линии стана ХПТ-32-3-8 за цикл прокатки трубы по маршруту  $\varnothing 38 \times 1,8 \rightarrow \varnothing 25 \times 0,8$ , материал нержавеющей стали Х18Н10Т, как твердого тела переменного момента инерции: 1 – по методике В. И. Соколовского; 2 – по уточненной методике с учетом параметров электромеханической системы

Вследствие наличия упругих промежуточных звеньев в главной силовой линии стана ХПТ 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 (78дв.х./мин). Заметим, что масса

двигателя и муфты тормоза из-за большой величины их момента инерции находится в узле колебания. Это соответствует нижней собственной частоте механической системы.

Достоверность полученных результатов подтверждена результатами экспериментальных исследований силовой линии стана ХПТ-32-3. Сравнительный анализ осциллограмм изменения частоты вращения элементов главной силовой линии стана ХПТ-32-3 за несколько циклов прокатки трубы, приведенные в работах [7, 8], указывает на некоторые погрешности расчетов (в пределах 10–12%), что подтверждает высокую достоверность результатов исследований.

Расчеты показывают, что т.к. при номинальном режиме двигатель работает на естественной механической характеристике, то неравномерность хода стана сравнительно небольшая. Она может возрасти при других режимах работы, когда двигатель работает на искусственных механических характеристиках. Неравномерность вращения элементов главной силовой линии стана ХПТ, 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 РПМ составляет 13,8%

Исследования динамических процессов силовой линии показывают то, что для снижения неравномерности вращения элементов силовой линии стана ХПТ необходимо оптимизировать соотношения масс и жесткостей механической системы. Из многолетнего опыта эксплуатации ряда станов ХПТ видно, что для комплексного решения поставленной задачи, помимо всего, необходимо использовать уравновешивающие устройства подвижных масс (рабочей клетки, шатунов и др. масс) главного привода. Отметим, что только при этом достигается стабилизация основного спектра пиковых нагрузок на главном приводе не только от переменной составляющей момента инерции, но и нестационарных сил технологического сопротивления.

Выравнивание инерционных нагрузок подвижных масс рабочей клетки и шатунов главного привода стана ХПТ приводит к значительному снижению неравномерности хода силовой линии стана и стабилизации технологических процессов производства труб.

### Выводы

1. Путем развития электромеханической модели механической системы уточнена методика определения неравномерности хода главной силовой линии стана ХПТ. Составлены дифференциальные уравнения движения для выбранной многомассовой динамической модели силовой линии стана ХПТ с учетом параметров электромеханической модели и переменности момента инерции механической системы.

2. Выявлено, что при номинальном режиме работы электродвигателя главного привода неравномерность хода силовой линии стана сравнительно

небольшая. Она может возрасти при других режимах работы, когда электродвигатель работает на искусственных механических характеристиках. Расчетным путем установлено, что неравномерность вращения элементов главной силовой линии стана ХПТ-32-3-8 составляет 16,3% от средней скорости вращения системы.

3. Моделированием динамических процессов установлено, что для уменьшения нежелательных динамических явлений в механической системе и элементах силовой линии стана ХПТ необходимо увеличить жесткость приводного вала до расчетной величины.

4. Обоснована возможность сведения к минимуму избыточных динамических нагрузок в механической системе силовой линии стана ХПТ. Установлено, что активное управление неравномерностью вращения элементов главной силовой линии следует производить при помощи базового уравнивающего устройства подвижных масс системы.

### СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

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

УДК 004.942, 621.746.6.001.2

В.Ю. Селівьорстов, Т.В. Селівьорстова

## РОЗРАХУНКОВІ СХЕМИ ТА ІНФОРМАЦІЙНІ ТЕХНОЛОГІЇ ДЛЯ ВИЗНАЧЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ГАЗОДИНАМІЧНОГО ВПЛИВУ НА РОЗПЛАВ В ЛИВАРНІЙ ФОРМІ

*Приведено описание общей методики определения технологических параметров для реализации газодинамического воздействия при производстве отливок и слитков, а также схемы расчета динамики изменения газового давления. Представлены применяющиеся оригинальные и известные расчетные схемы и программные продукты.*

*Ключевые слова: технологические параметры, расчет, затвердевание, герметизация, температурное поле, моделирование, режим газодинамического воздействия, компьютерная программа.*

*Приведений опис загальної методики визначення технологічних параметрів для реалізації газодинамічного впливу при виробництві виливків і зливків, а також схеми розрахунку динаміки зміни газового тиску. Представлені оригінальні та відомі розрахункові схеми і програмні продукти, що були використані.*

*Ключові слова: технологічні параметри, розрахунок, затвердіння, герметизація, температурне поле, моделювання, режим газодинамічного впливу, комп'ютерна програма.*

*The article describes General methods for determining the technological parameters for the implementation of gas-dynamic influence in the production of castings and ingots, as well as the scheme for calculating the dynamics of change in gas pressure. Used presents an original and well-known calculation schemes and software products.*

*Keywords: technological parameters, calculation, solidification, sealing, temperature field, modeling, mode of gas-dynamic influence, computer application.*

**Вступ.** Одним із шляхів підвищення якості литого металу є використання тиску в процесі кристалізації. Відомо, що найбільш ефективною є передача наростаючого тиску в двофазну зону, особливо наприкінці періоду твердіння. При існуючих способах такого лиття більша частина навантажень, пов'язаних з використовуваним тиском, реалізується за рахунок міцності ливарної форми, або ємності, в якій вона знаходиться, що суттєво обмежує можливий діапазон тиску та масу виливків. Вказані особливості враховані в розробленому на кафедрі ливарного виробництва Національної металургійної академії України технологічному процесі, що забезпечує газовий тиск на розплав всередині вилівка до повного його затвердіння, зокрема, за умов самогерметизації металу в ливарній формі.

**Аналіз попередніх публікацій.** Розроблений спосіб лиття може застосовуватися для різних сплавів та ливарних форм [1-5] при використанні відповідних конструкцій пристроїв для його реалізації [6, 7]. При здійсненні технології газодинамічний вплив на розплав всередині вилівка розпочинається після утворення на його поверхні шару

затверділого металу такої товщини, яка взмозі витримати газовий тиск, що передається через спеціальний пристрій після герметизації системи «виливок-пристрій для введення газу» в ливарній формі. Динаміка зміни тиску в системі «виливок-пристрій для введення газу» визначається динамікою зміни міцнісних властивостей шару затверділого металу, яка збільшується від поверхні вилівка [8]. За можливий максимальний рівень тиску газу (МПа) в певний момент часу може бути прийняте значення, близьке значенням тимчасового опору ( $\sigma_B$ ) затверділого шару з відповідною температурою [9, 10] та з урахуванням розтягуючих напружень, що виникають у твердій скоринці, які залежать від конфігурації і розмірів вилівка. При цьому напруги в зростаючій скоринці протягом всього процесу затвердіння підтримуються, практично, на рівні найбільшого навантаження, що передуює руйнуванню. Даний варіант реалізації технології застосовний в умовах металевої форми і дозволяє домогтися максимального результату з точки зору якості литого металу (насамперед, механічних властивостей), проте призводить до деформації вилівка із-за наявності у сплаву відносного подовження. За умови стабільності геометричних розмірів вилівка, що твердіє в кокіль або в разовій піщаній формі, в якості параметра, необхідного для розрахунку динаміки наростання тиску в системі «виливок-пристрій для введення газу», використовується опір деформації матеріалу вилівка ( $\sigma$ ) в діапазоні робочих температур.

При визначенні технологічних параметрів процесу треба зробити вибір необхідних конструктивних параметрів герметизуючого холодильника, а також, у разі використання комбінованого холодильника, – матеріалу і розмірів теплоізоляційної вставки, встановити основні температурні та часові параметри герметизації системи вилівка-пристрій для введення газу з урахуванням зміни маси та розмірів вилівка і ливарної форми [11 - 14], а також розрахувати режим здійснення газодинамічного впливу [15, 16]. Реалізація вищенаведених процедур на практиці потребує використання спеціально розроблених методик, розрахункових схем та програмного забезпечення, систематизований огляд яких представляється актуальним завданням.

**Метою роботи** є представлення комплексу програмно-інформаційного розрахункового забезпечення технології газодинамічного впливу на розплав в ливарній формі.

**Основний матеріал.** Для розрахунку технологічних параметрів розробленого процесу застосовували відомі та оригінальні розрахункові схеми і інформаційні технології (рис. 1).



Рисунок 1 – Схема, що ілюструє загальну методику визначення технологічних параметрів на прикладі сталевго виливка

Програмний модуль «SBHeat», що розроблений для розрахунку температурних полів виливка і ливарної форми по методу Стефана-Шварца, має інтуїтивно зрозумілий інтерфейс і може використовуватися в середовищі Windows. Проведене тестування модуля показало перспективність використання даного програмного продукту при визначенні раціональних технологічних режимів здійснення процесів лиття [17, 18].

Розроблений програмний комплекс (ПК) «ASImprints» забезпечує: проведення попередньої обробки зображення сірчаного відбитку шляхом перекладу з напівтонового в монохромне відповідно до заданого порогу бінаризації; визначення включень, які належать до певного діапазону і заливаються відповідним кольором відповідно до заданих діапазонів розмірів; отримання статистичних даних що до кількості включень певного розміру, причому розмір включень приводиться в пікселях і квадратних міліметрах [19, 21].

Встановлення термочасових параметрів герметизації виливка в ливарній формі є необхідною передумовою реалізації газодинамічного

впливу. Визначити час формування герметизуючого шару металу можна за допомогою експериментальних термоелектричних досліджень, систем комп'ютерного моделювання ливарних процесів (СКМ ЛП) та інженерних методів розрахунку температурного поля виливка [18].

Проведене порівняння результатів розрахунку процесу твердіння в об'ємній піщаній формі кулі та циліндра діаметром 200 мм, а також плити товщиною 200 мм з вуглецевої сталі та алюмінієвого евтектичного сплаву методом скінчених елементів і інженерним методом Стефана-Шварца. Значення максимального відносного відхилення розподілів температур (1), що отримані за результатами розрахунків різними методами (табл. 1), дають можливість обгрунтованого використання аналітичного рішення Стефана-Шварца для побудови температурного поля виливка [22].

$$\Delta = \max_{i=1, \dots, n} \left\{ \frac{|T_{i1} - T_{i2}|}{(T_{i1} + T_{i2})/2} 100\% \right\} \quad (1)$$

де  $T_{i1}$  – значення температури в  $i$ -тій точці, отримане із застосуванням інженерного розрахунку Стефана-Шварца за допомогою програмного модуля «SBHeat»,  $T_{i2}$  – значення температури в  $i$ -тій точці, отримане із застосуванням СКМ ЛП «Полігон».

Таблиця 1

Порівняння результатів розрахунків твердіння виливків різної конфігурації інженерним методом і методом скінчених елементів

Матеріал виливка	Максимальне відносне відхилення (%) ізохрон при затвердінні часток приведеної товщини виливка								Відхилення часу затвердіння, %
	для виливка, x/X				для форми, x/X				
	0,1	0,5	0,9	1	0,1	0,5	0,9	1	
Куля									
Алюмінієвий сплав	0,8	0,6	0,2	0,8	10,2	40,7	41,4	41,6	1,6
Вуглецева сталь	0,2	0,9	1,5	1,9	13,8	45,8	45,9	46,3	0,5
Циліндр									
Алюмінієвий сплав	1,1	0,5	0,2	0,1	26,2	34,8	34,9	34,8	1,9
Вуглецева сталь	0,2	0,7	0,7	0,9	5,5	41,2	40,9	41,6	2,6
Плита									
Алюмінієвий сплав	0,8	0,5	0,3	0,2	9,4	1,3	0,8	0,8	1,8
Вуглецева сталь	1,9	0,3	0,2	0,2	17,1	2,9	0,9	0,7	1,4

При литті в кокіль традиційна постановка задачі Стефана-Шварца не застосовна, оскільки шар фарби на поверхні форми може бути врахований тільки непрямим чином за рахунок коефіцієнту затвердіння і коефіцієнту акумуляції тепла формою, визначення яких при зміні товщини шару фарби можливе експериментальним шляхом, проте, на практиці, це представляє значні труднощі, що призводить до невиправданого ускладнення розрахунку і необхідності реалізації громіздких алгоритмів. Тому розроблена комбінована розрахункова схема, здійснювана таким чином. У відповідності до методики А.Й. Вейника проводиться розрахунок часу твердіння вилівка в пофарбованому кокілі (2, 6), що дозволяє визначити коефіцієнт затвердіння (10) з урахуванням товщини шару фарби (3). Потім за формулою М.І. Хворінова розраховується коефіцієнт акумуляції тепла формою (11) та проводиться розрахунок температурних полів по методу Стефана-Шварца (12 – 15).

$$\tau_{пер} = \frac{V_1 \rho_L c_L (T_1 - T_L)}{\beta F_1 (T_1 - T'_{2cp})}, \quad (2)$$

$$\beta = \frac{\lambda_{кр}}{\chi_{кр}}, \quad (3)$$

$$T'_{2cp} = \frac{T'_{2n} + T'_{2к}}{2}, \quad (4)$$

$$T'_{2к} = \frac{V_2 \rho_F c_F T'_{2n} + V_1 \rho_L c_L (T_1 - T_L)}{V_2 \rho_F c_F}, \quad (5)$$

$$\tau_{затв} = \frac{V_1 \rho_L (c_{cp} \Delta T_{кр} + L)}{\beta F_1 (T_L - T''_{2cp})}, \quad (6)$$

$$T''_{2cp} = \frac{T'_{2к} + T''_{2к}}{2}, \quad (7)$$

$$T''_{2к} = \frac{V_2 \rho_F T'_{2к} + V_1 \rho_L c_{ef} (T_L - T_S)}{V_2 \rho_F c_F}, \quad (8)$$

$$c_{ef} = c_{cp} + \frac{L}{\Delta T_{кр}}, \quad (9)$$

де  $\tau_{пер}$  – час відводу теплоти перегріву, с;  $\beta$  – умовний коефіцієнт тепловідводу від вилівка до форми крізь зазор,  $Вт/м^2К$ ;  $T'_{2cp}$  – середнє значення температури по перетину стінки кокілю за даний проміжок часу,  $К$ ;  $T'_{2к}$  – середнє значення температури по перетину стінки кокілю в кінці стадії відведення теплоти перегріву розплаву,  $К$ ;  $\tau_{затв}$  – час затвердіння вилівка, с;  $T''_{2cp}$  – середнє значення температури по перетину стінки кокілю впродовж затвердіння вилівка,  $К$ ;  $T''_{2к}$  – середнє значення температури по перетину стінки кокілю в кінці стадії затвердіння вилівка,  $К$ ;  $c_{ef}$  – ефективна теплоємність матеріалу вилівка,  $Дж/кг К$ ;  $L$  – теплота кристалізації сплаву,  $Дж/кг$ ;  $\Delta T_{кр}$  – температурний інтервал кристалізації,

$K$ ;  $V$  – об’єм,  $m^3$ ;  $F$  – площа поверхні,  $m^2$ ;  $\rho$  – щільність,  $кг/m^3$ . Індокси 1 та 2 означають, що величини відносяться відповідно до виливка або кокілю.

$$K = \frac{x}{\sqrt{\tau_{затв} + \tau_{неп}}}, \quad (10)$$

$$b_F = \frac{K \rho_L (L + c_L (T_1 - T_0))}{1,158 (T_0 - T_{F_0})}, \quad (11)$$

$$T_C = \frac{T_0}{1 + \frac{b_F}{b_S} \operatorname{erf} \left( \frac{K}{2\sqrt{a_S}} \right)} \quad (12)$$

$$T_L = (T_0 + t) - t \frac{1 - \operatorname{erf} \left( \frac{y}{2\sqrt{a_L \tau}} \right)}{1 - \operatorname{erf} \left( \frac{K}{2\sqrt{a_L}} \right)} \quad (13)$$

$$T_S = T_C + (T_0 - T_C) \frac{\operatorname{erf} \left( \frac{y}{2\sqrt{a_S \tau}} \right)}{\operatorname{erf} \left( \frac{K}{2\sqrt{a_S}} \right)} \quad (14)$$

$$T_F = T_C - (T_0 - T_{F_0}) \operatorname{erf} \left( \frac{y}{2\sqrt{a_F \tau}} \right) \quad (15)$$

де  $K$  – коефіцієнт затвердіння,  $m/c^{0,5}$ ;  $T_C$  – температура в точці зіткнення виливка і форми,  $K$ ;  $a$  – температуропровідність,  $m^2/c$ ;  $b_F$  – коефіцієнт акумуляції тепла формою,  $Bm c^{0,5}/m^2 K$ . Індокси  $S$  та  $L$  означають, що величини відносяться відповідно до твердої або рідкої частини виливка,  $F$  – до форми.

Результати розрахунків часу затвердіння в кокілі фасонного виливка «Опорний наконечник стійки конвеєра» масою 1,1 кг із сплаву АК5М (рис. 2) методом скінчених елементів (МСЕ) і методом Стефана-Шварца, показали необхідність врахування шару ливарної фарби та ефективність розробленої комбінованої схеми (табл. 2).

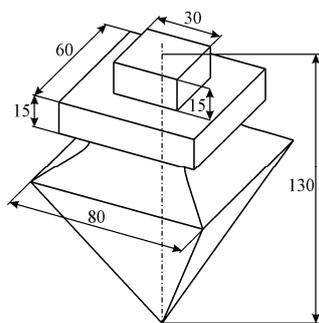


Рисунок 2 – Схема виливка «Опорний»

Таблиця 2

Розрахунковий час затвердіння виливка

Частка приведеної товщини, $x/X$	Час затвердіння, $c$		
	по Стефану-Шварцу		МСЕ
	без врахування шару фарби	з врахуванням шару фарби	
0,1	0,3	6,1	7

наконечник стійки конвеєра»	0,3	0,6	13,8	16
	0,5	1,8	38,3	40
	1,0	7,3	153,1	157

Розрахунок режимів газодинамічного впливу включає етапи попередньої обробки і отримання вихідних даних, безпосереднього виконання розрахункового алгоритму і подальшого аналізу результатів (рис. 3) [23, 24].

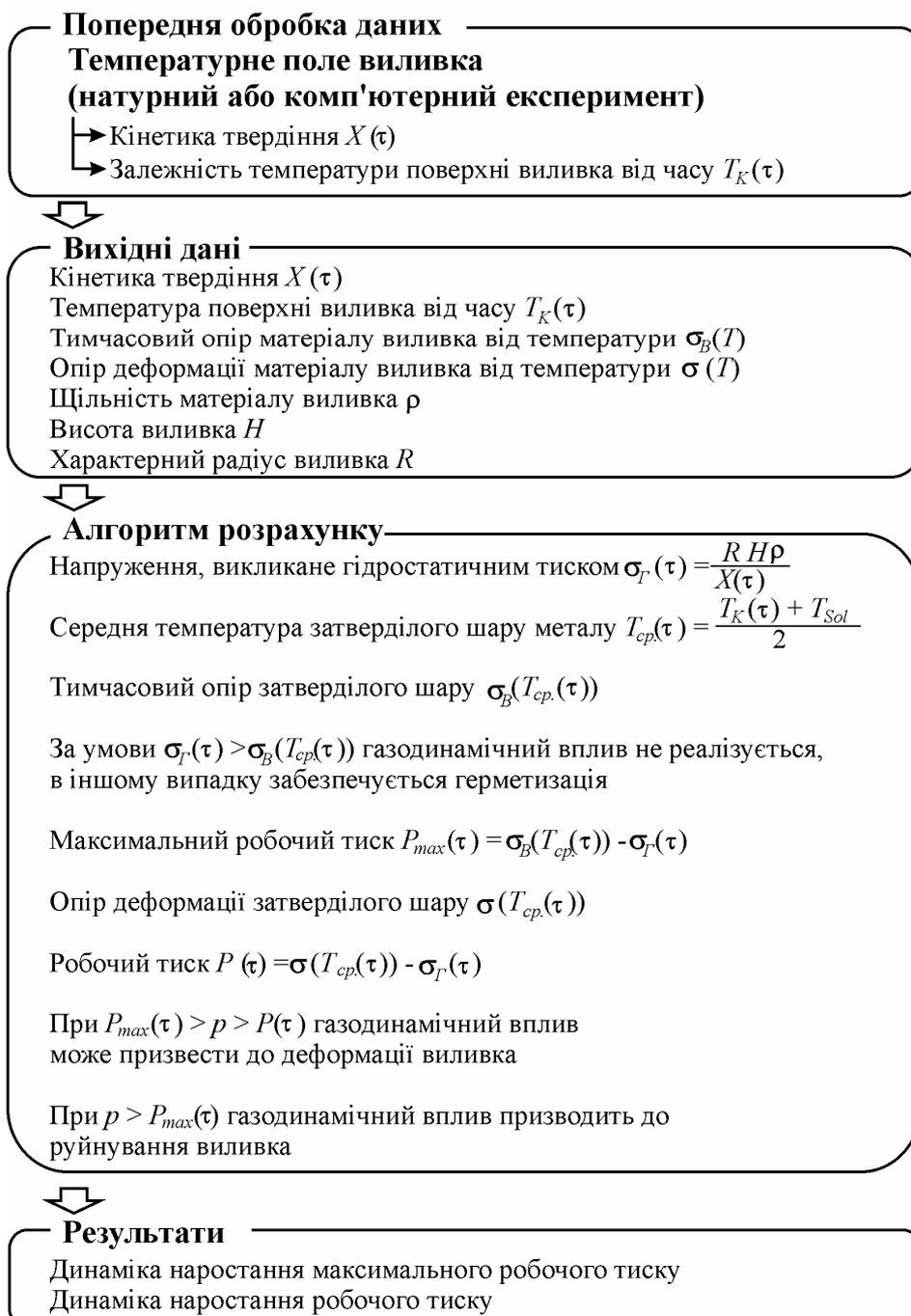


Рисунок 3 – Схема розрахунку режимів газодинамічного впливу

Початковим етапом є попередня обробка даних. Вона полягає у визначенні кінетики твердіння вилівка  $X(\tau)$  і зміни температури його поверхні  $T_K(\tau)$ . Для цього необхідно побудувати температурне поле вилівка на основі результатів термографічних досліджень, або розрахунків. Вихідними даними також є залежності від температури тимчасового опору і опору деформації, а також щільність матеріалу вилівка та його геометричні характеристики (для вилівка циліндричної форми – висота і радіус).

На наступному етапі (алгоритм розрахунку) обчислюють динаміку наростання максимального робочого тиску  $P_{\max}(\tau)$  і динаміку наростання робочого тиску  $P(\tau)$ . В процесі твердіння вилівка змінюється середня температура затверділого шару  $T_{cp}(\tau)$ , відповідно величини  $\sigma_B$  та  $\sigma$ , що дозволяє розраховувати динаміку зміни робочого тиску. Величина і динаміка зміни максимального робочого тиску розраховувалася як різниця значень тимчасового опору і величини розтягуючих напружень ( $\sigma_T$ ) в затверділому шарі металу, відповідно для робочого тиску – це різниця між значеннями опору деформації та величиною розтягуючих напружень.

Для автоматизованого визначення режиму газодинамічного впливу (рис. 4) розроблена комп'ютерна програма «GDICalc» (Gas-Dynamic Influence Calculation) [25].

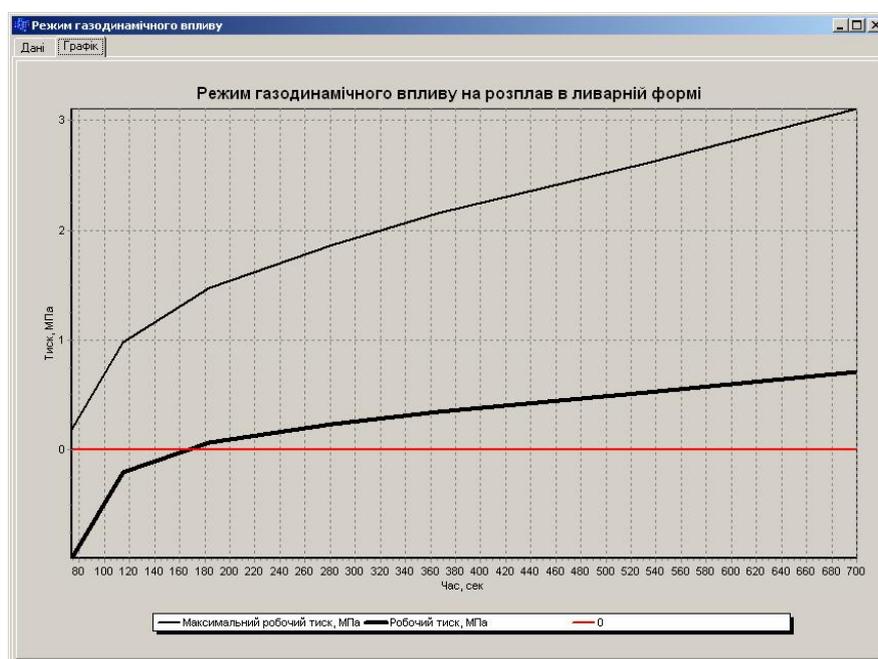


Рисунок 4 – Інтерфейс GDICalc, діалогове вікно «Режим газодинамічного впливу», закладка «Графіки»

### Висновки

1. Розроблена методика розрахунку технологічних параметрів газодинамічного впливу на рідку фазу всередині вилівка, заснована на відповідності динаміки підвищення тиску в системі виливків-пристрій для

введення газу кінетиці твердіння вилівка. Встановлено, що основним обмеженням діапазону використовуваного тиску є залежність міцністних властивостей матеріалу вилівка від температури. Методика дозволяє формалізувати умови здійснення та вибору режимів газодинамічного впливу, і може бути реалізована за допомогою розробленої комп'ютерної програми «GDICalc».

2. Розроблена комбінована схема розрахунку температурних полів вилівка, що включає розрахунок часу твердіння вилівка в пофарбованому неохолоджуваному кокілі згідно методиці А.Й. Вейника з визначенням коефіцієнту затвердіння, що враховує товщину та теплофізичні властивості шару фарби, а також розрахунок коефіцієнту акумуляції тепла формою згідно формулі М.І. Хворінова та температурних полів по методу Стефана-Шварца. Застосування вдосконаленого аналітичного рішення дозволяє коректно врахувати товщину і теплофізичні властивості ливарної фарби на поверхні неохолоджуваного кокілю при розрахунку часу твердіння вилівка.

3. При необхідності диверсифікації способів розрахунку термочасових параметрів герметизації вилівка в об'ємній піщаній формі, встановлена можливість обґрунтованого використання аналітичного рішення Стефана-Шварца для побудови температурних полів, зокрема, у вигляді розробленого програмного модуля «SBHeat».

#### ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Селиверстов В.Ю. Технология газодинамического воздействия на расплав в литейной форме – один из перспективных способов повышения качества металла отливок // Сучасні проблеми металургії. Наукові праці. 2007. – Том 10. – С. 25 – 35.
2. Пат. 28858 Україна, МПК (2006) B22D 18/00. Спосіб отримання виливків / Селівьорстов В.Ю., Хричиков В.Є., Доценко Ю.В. – № 200708968; заявл.03.08.2007; опубл. 25.12.2007, Бюл.№21.
3. Пат. 37838 Україна, МПК (2006) B22D 18/00. Спосіб отримання виливків / Селівьорстов В.Ю., Хричиков В.Є., Доценко Ю.В. – № 200808859; заявл.07.07.2008; опубл. 10.12.2008, Бюл.№23.
4. Пат. 46128 Україна, МПК (2009) B22D 18/00. Спосіб отримання виливків / Селівьорстов В.Ю., Хричиков В.Є., Куцова В.З., Меньяло О.В., Савєга Д.О. – № u 200906107; заявл.15.06.2009; опубл. 10.12.2009, Бюл. №23.
5. Пат. 55301 Україна, МПК (2009) B22D 18/00. Спосіб отримання виливків / Селівьорстов В.Ю., Хричиков В.Є., Доценко Ю.В., Куц П.Д., Савєга Д.О.; власник патенту Національна металургійна академія України – № u 201006702; заявл. 31.05.2010; опубл. 10.12.2010, Бюл. № 23.
6. Пат. 28859 Україна, МПК (2006) B22D 18/00. Пристрій для отримання виливків / Селівьорстов В.Ю., Хричиков В.Є., Доценко Ю.В. – № 200708969; заявл.03.08.2007; опубл. 25.12.2007, Бюл.№21.
7. Пат. 37837 Україна, МПК (2006) B22D 18/00. Пристрій для отримання виливків / Селівьорстов В.Ю., Хричиков В.Є., Доценко Ю.В. – № 200808858; заявл. 07.07.2008; опубл. 10.12.2008, Бюл.№23.
8. Селівьорстов В.Ю. Особливості розрахунку газодинамічного впливу на метал, що твердіє в кокілі [Текст] / В.Ю. Селівьорстов // Теорія і практика металургії. – 2009. - № 1-2. – С. 41 – 45.
9. Селиверстов В.Ю. Особенности расчета температурного поля отливки из сплава АК5М, затвердевающей в окрашенном чугуном кокиле [Текст]/

- В.Ю. Селиверстов // Теория и практика металлургии. – 2008. - № 5-6. – С. 32 - 36.
10. Третьяков А.В. Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением: Справочник [Текст] / А.В. Третьяков, В.И. Зюзин // М.: Металлургия, 1973. – 224 с.
11. Селиверстов В.Ю. Влияние наружного холодильника на процесс герметизации отливки из стали с широким температурным интервалом затвердевания в кокиле // Теория и практика металлургии. – 2008. - № 3. - С. 32-37.
12. Селиверстов В.Ю. Особенности герметизации отливки из углеродистой стали, затвердевающей в кокиле, при изменении конструкции и размеров наружного холодильника /В.Ю. Селиверстов //Теория и практика металлургии. – 2010. – № 3 – 4. – С. 26 – 30.
13. Селиверстов В.Ю. Влияние конструктивных особенностей и материала наружного холодильника на процесс герметизации в кокиле отливки из штамповой инструментальной стали /В.Ю. Селиверстов //Восточно-Европейский журнал передовых технологий. – 2010. – № 4/5 (46). – С. 42 – 46.
14. Селиверстов В.Ю. Особенности процесса герметизации отливки в форме ЛВМ для осуществления газодинамического воздействия /В.Ю. Селиверстов, П.Д. Куц //Теория и практика металлургии. – 2010. – № 5 – 6. – С. 95 – 98
15. Селиверстов В.Ю. Особливості розрахунку газодинамічного впливу на метал, що твердіє в кокілі // Теорія і практика металургії. – 2009. - № 1-2. – С. 41 - 45.
16. Селиверстов В.Ю. Особенности расчета режима газодинамического воздействия на расплав при кристаллизации отливок из сталей 35Л, X18Ф1 и алюминиевого сплава АК5М в металлической форме /В.Ю. Селиверстов //Теория и практика металлургии. – 2010. – № 1 – 2. – С. 64 – 67.
17. Комп'ютерна програма «SBHeat-Інженерний розрахунок температурного поля напівобмеженого вилівка»; свідоцтво про реєстрацію авторського права на твір № 22135 / Михайловська Т.В., Селівьорстов В.Ю.; дата реєстрації 21.09.2007.
18. Михайловская Т.В., Селиверстов В.Ю. Компьютерный расчет температурного поля отливки и объемной песчаной формы для управления технологическими режимами // Вестник СевГТУ: Сб. науч. тр. / МОН Украины. Севастоп. нац. техн. ун-т. Вып 95: Автоматизация процессов и управления – Севастополь: Изд-во СевНТУ, 2009. – С. 47-52.
19. Комп'ютерна програма “ASImprints – Аналіз сірчаних відбитків” Селівьорстов В.Ю., Михайловська Т.В. // Свідоцтво на твір № 28879 від 25.05.2009 р.
20. Михайловская Т.В., Селиверстов В.Ю. Компьютерная обработка серных отпечатков темплетов отливок на основе алгоритма рекурсивной заливки // Нові технології. – 2009. - №2. – С. 26 – 30.
21. Селиверстов В.Ю., Михайловская Т.В., Доценко Ю.В., Мушенков Ю.А. Влияние газодинамического воздействия на распределение сульфидных включений в цилиндрической отливке из углеродистой стали, затвердевающей в кокиле // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2009. - №5. - С. 40 – 43.
22. Селиверстов В.Ю. Инженерный расчет температурного поля отливки для процесса газодинамического воздействия на расплав в литейной форме // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2008. - №6. - С. 31 – 34.
23. Селиверстов В.Ю. Методика расчета параметров газодинамического воздействия на затвердевающий металл в литейной форме / В.Ю. Селиверстов, Т.В. Михайловская //Системні технології: Регіональний міжвузівський збірник наукових праць. – Дніпропетровськ, 2010. – Вип. 3 (68). – С. 186 – 192.
24. «Методика розрахунку режиму газодинамічного впливу на розплав в ливарній формі»; свідоцтво про реєстрацію авторського права на твір /Селівьорстов В.Ю. – № 34833; дата реєстрації 06.09.2010.

25. Комп’ютерна програма «GDICalc»; свідоцтво про реєстрацію авторського права на твір /Селівьорстов В.Ю., Михайловська Т.В. – № 34834; дата реєстрації 06.09.2010.

## МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ РЕШЕТКИ ТОКОВОДА АККУМУЛЯТОРОВ-ЭНЕРГОАКОПИТЕЛЕЙ И ИХ РАСЧЕТНЫЕ СХЕМЫ

*Анотация.* Механические характеристики решеток определены на основе экспериментальных данных. Эксперименты проведены для отдельной полосы и для решетки в целом. Отмечена зависимость механических характеристик решетки от технологического процесса их изготовления. Предложена расчетная схема решетки в виде пластины, которая имеет специфические механические характеристики.

*Ключевые слова:* решетка, коэффициент жесткости, модуль упругости, расчетная схема.

### Введение

В (1) разработана инженерная методика определения наряду деформированного состояния и устойчивости первоначальной формы решеток тоководов аккумуляторов-энергонакопителей.

Расчетной схемой решетки была дискретная модель, представленная в виде отдельных жилок, не взаимодействующих между собой. Проведена оценка потери первоначальной формы решетки на основе предложенной расчетной схемы. Установлено, что жилки решетки под действием расчетной нагрузки не теряют свою первоначальную форму.

Одним из возможных факторов, влияющих на потерю устойчивости первоначальной формы решетки, являлось наличие начальных несовершенств в жилках решетки. Они могут появиться в процессе изготовления решеток при нарушении некоторых технологических операций.

Если исключить нарушения технологического процесса при изготовлении решеток, то актуальными вопросами являются точность определения механических характеристик материала решеток.

К основным механическим характеристикам материала относятся: модуль упругости  $E$  (модуль Юнга, модуль упругости первого рода), предел упругости  $\sigma_y$  или предел пропорциональности  $\sigma_{0.2}$ , временное сопротивление на разрыв  $\sigma_s$ , коэффициент Пуассона  $\mu$ .

Модуль упругости применяется практически во всех теоретических расчетах: при определении напряженно-деформированного состояния (НДС), в задачах устойчивости, при расчетах собственных значений частот и амплитуд колебаний.

Величины предела упругости  $\sigma_y$  определяют область применения получаемых результатов. В частности, если в результате расчетов получены

величины напряжений, превышающие  $\sigma_y$ , то необходимо проведение дополнительных исследований.

Значения временного сопротивления  $\sigma_e$  служат для определения запаса прочности.

Коэффициент Пуассона целесообразно использовать, когда геометрия конструкции определяется не одним размером (например, стержень), а двумя (пластина) и более размерами. Его еще называют коэффициентом поперечной деформации. Коэффициент Пуассона отражает долю деформации, которая происходит в направлении, перпендикулярном направлению действия внешней нагрузки.

В некоторых теоретических исследованиях применяются значения модуля сдвига или модуля упругости второго рода  $G$ . Для многих материалов его значение определяется через модуль упругости  $E$  и коэффициент Пуассона  $\mu$ . Для вновь создаваемых материалов или сплавов желательнее экспериментальное определение величин модуля сдвига.

Современные конструкции решеток токоотводов имеют сложную конфигурацию, что делает затруднительным их анализ напряженно-деформированного состояния по имеющимся в литературе методикам.

Целью настоящей работы являлось определение основных механических характеристик материала решеток токоотвода.

Механические характеристики определялись на основе ранее проведенных экспериментальных исследований.

Задачи исследований:

- анализ экспериментальных данных
- разработка методик определения механических характеристик материала решеток на основе экспериментальных данных
- определение механических характеристик материала решетки при ее рассмотрении как двумерной континуальной (непрерывной) модели (расчетная схема-пластина).

#### **Определение механических характеристик материала решетки**

Для исследования решеток тоководов напряженно-деформированного состояния приходится решать статически неопределимые задачи достаточно высокой степени неопределенности. В основу методик решения статически неопределимых задач, как с использованием программных комплексов, так и в случае применения инженерных методик, положены системы разрешающих уравнений. Коэффициентами этих систем являются или коэффициенты жесткости (в случае использования метода перемещений), или коэффициентами податливости (при применении метода сил).

Теоретически коэффициент жесткости  $c$  определяется как коэффициент пропорциональности между перемещением  $\Delta$  и усилием  $P$

$$P = c \cdot \Delta \quad (1)$$

При растяжении стержня его коэффициент жесткости может быть определен по формуле:

$$c = \frac{EF}{l} \quad (2)$$

где  $F$  – площадь поперечного сечения;  $l$  – его длина.

Точность решения разрешающих систем определяется точностью задания коэффициентов жесткости. Величины коэффициентов жесткости, согласно выражению (2), пропорциональны модулю упругости материала токоотвода. В конечном итоге, погрешность определения уровня НДС, распределение напряжений в элементах токоотвода (жилках) зависит от точности определения значений модуля упругости  $E$ .

Задачи исследования состояли в разработке методики определения механических характеристик материала решеток токоотводов на основе экспериментальных данных. Основное внимание было уделено нахождению значения модуля упругости  $E$ .

На предыдущих этапах исследования были проведены экспериментальные исследования по определению механических характеристик материалов токоотвода на модельных образцах. Они представляли собой пластины длиной 40–50мм, шириной 20мм и толщиной 3мм. На испытательной машине образцы подвергались растягивающим нагрузкам и определялась диаграмма «нагрузка-перемещение»  $P = f(\Delta)$ . На основе этой диаграммы строилась диаграмма «напряжение-деформация»  $\sigma = f(\varepsilon)$ . По диаграмме  $\sigma = f(\varepsilon)$  определялись механические характеристики материалов токоотвода.

Анализ результатов экспериментальных исследований показал, что на величину модуля упругости оказывают влияние многие факторы. Одним из основных факторов являлось время дисперсионного хранения, при котором происходит затверждение материала.

Для одних сплавов, вначале идет понижение значений, потом – увеличение, затем снова – уменьшение значений модуля упругости. На относительно небольших временных участках, как правило, расположенных в середине тридцатидневного хранения, наблюдались постоянные значения модуля упругости, за которыми следовало скачкообразное изменение величин модуля упругости. Аппроксимировать эти значения возможно параболой второй степени и выше.

Для других технологических операций зависимость величины модуля упругости от времени дисперсионного хранения может быть аппроксимировано линейной функцией. Относительно этой линейной функции можно выделить участки монотонного возрастания и убывания величин модуля упругости.

Увеличение значений модуля упругости при времени хранения около месяца могло достигать 40%.

На рис.1 показаны модельные образцы, на которых определялись механические характеристики материала решеток токоотводов.

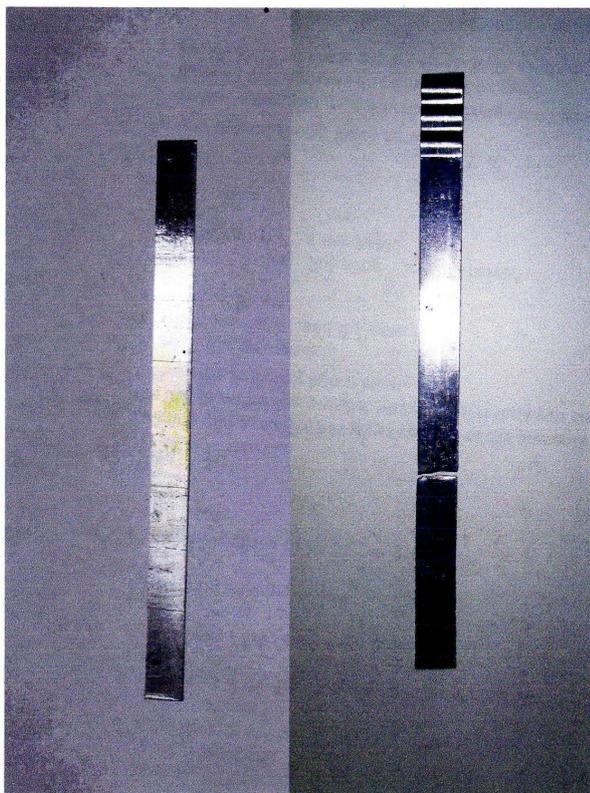


Рисунок 1 – Модельные образцы, на которых определялись механические характеристики материала токоотвода

Значения модуля упругости материалов токоотводов, определенных на модельных образцах, лежало в диапазоне от  $1,1 \cdot 10^4$  МПа до  $2,84 \cdot 10^4$  МПа.

В процессе эксплуатации токоотводы подвергаются различным нагрузкам. Одним из видов эксплуатационных нагрузок является тепловое воздействие. Анализ результатов экспериментальных исследований на образцах различных сплавов при их искусственном старении показал следующее. Значения модуля упругости зависят от времени теплового воздействия. Вначале, с увеличением времени воздействия, значения модуля упругости возрастают в 2–5 раз по сравнению с первоначальным временем изготовления промышленного образца, а в дальнейшем, величина модуля упругости может уменьшаться в 2–3 раза.

На данном этапе исследований были проанализированы экспериментальные данные, проведенных не на модельных или на промышленных образцах, а на готовых конструкциях токоотводов. Испытанию подвергались положительные токоотводы  $P1+$ ,  $W1+$ ,  $Wt+$ ,  $D1+$ . Одним концом токоотвод заземлялся, а ко второму прикладывалась растягивающая сила. Замерялись перемещения второго края токоотвода. Для каждого токоотвода были получены диаграммы «нагрузка-

перемещение»  $P = f(\Delta)$ . Были определены предельные нагрузки, при которых жилы решетки токоотвода разрывались.

На рис.2 представлена исходная (до испытания) конструкция решеток  $D1+$ .

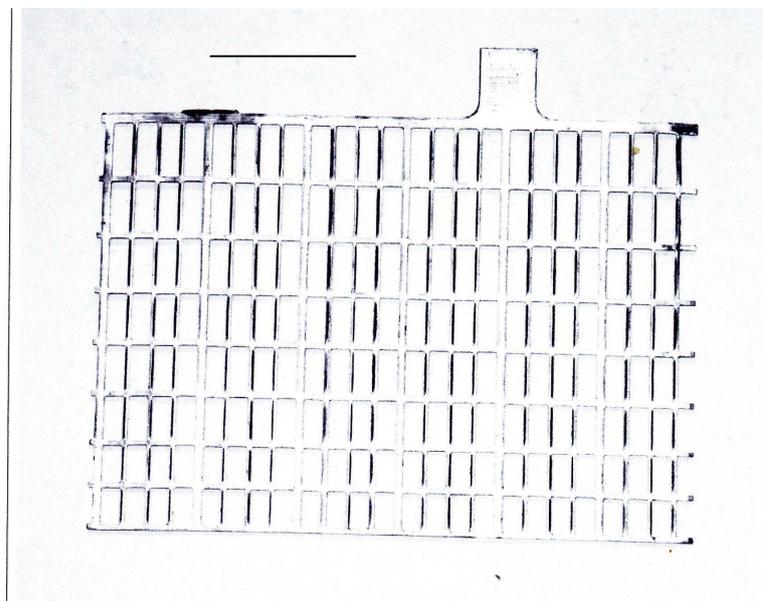


Рисунок 2 – Исходная конструкция решетки токоотвода  $D1+$   
1-решетка, 2-ушко

Для дальнейшего анализа результатов экспериментальных исследований были выбраны экспериментальные данные для токоотвода  $D1+$ . Конструкция токоотвода  $D1+$  отличалась от конструкции остальных токоотводов своей простотой. В ней имелись только горизонтальные и вертикальные жилки. Токоотводы  $W1+$ ,  $Wt+$ , кроме вертикальных (или горизонтальных) жилок, имели наклонные жилки. В токоотводе  $P1+$  нет ни горизонтальных, ни вертикальных жилок. Решетка токоотвода  $P1+$  представляет собой ромбовидную форму, в отличие от других токоотводов, где жилки образуют или прямоугольник, или параллелограмм.

Конструкция токоотвода  $D1+$  имела семь горизонтальных и двадцать пять вертикальных жилок, при условии, что токоотвод располагался ушком вверх. Все горизонтальные жилки имели одни и те же размеры: длину  $-1,44 \cdot 10^{-1} м$ , ширину  $-1 \cdot 10^{-3} м$ , толщину  $-9 \cdot 10^{-4} м$ . Вертикальные жилы имели 21 узких и четыре широких жилок. Их длина равнялась  $1,18 \cdot 10^{-1} м$ , толщина  $-9 \cdot 10^{-4} м$ . Узкие жилы имели ширину (протяженность вдоль плоскости решетки)  $-1,16 \cdot 10^{-3} м$ , широкие  $-1,9 \cdot 10^{-3} м$ .

В экспериментальных исследованиях токоотводы нагружались в двух направлениях: вдоль ушка и поперек ушка.

На рис.3 представлена диаграмма растяжения решетки  $D1+$  на 16-й день после изготовления при испытаниях на разрыв при приложениях нагрузки вдоль(1) и поперек(2) ушка.

При нагружении токоотвода вдоль ушка прямолинейный участок диаграммы  $P = f(\Delta)$  сохранялся до нагрузки  $P = 800\text{Н}$ . При этом перемещение края токоотвода составило  $\Delta = 1,88 \cdot 10^{-2}\text{м}$ .

При нагружении токоотвода поперек ушка линейность диаграммы нарушалась при нагрузке  $P = 420\text{Н}$ , что соответствовало перемещению второго края токоотвода  $\Delta = 9 \cdot 10^{-3}\text{м}$ .

На основании приведенных экспериментальных данных с использованием формулы (2), были определены экспериментальные значения коэффициентов жесткости решетки токоотвода  $D1+$  в двух направлениях: вдоль ушка  $-c_a = 4,26 \cdot 10^4\text{Н/м}$ , поперек ушка  $-c_n = 4,67 \cdot 10^4\text{Н/м}$ .

Значения коэффициентов жесткости, определенные по формуле (2), обычно называют экспериментальными. Здесь предпринята попытка охарактеризовать их с других позиций, предав им физический смысл.

На значениях коэффициентов жесткости отобразились все особенности технологического процесса - начиная с химического состава и заканчивая квалификацией оператора. Поэтому полученные значения можно охарактеризовать как технологический коэффициент жесткости.

Практически равные значения коэффициентов жесткости, полученные при испытаниях вдоль и поперек ушка, позволяют сделать заключение о том, что действие растягивающей силы воспринимается не только жилами, параллельными направлению ее действия, но и жилами, расположенными перпендикулярно направлению ее действия. При таком подходе можно полученные значения коэффициентов жесткости характеризовать как конструктивные коэффициенты жесткости.

Равенство коэффициентов жесткости позволяет сделать несколько предположений о расчетных схемах решеток токоотвода.

Расчетная схема, с одной стороны, должна удовлетворять простоте задания исходных данных, с другой стороны, иметь максимальное приближение к схеме работы токоотвода в реальных условиях эксплуатации. В данном случае нагружение токоотвода вдоль и поперек ушка.

Расчетную схему токоотвода  $D1+$ , благодаря своей простоте конструкции, в первом приближении можно рассматривать как набор горизонтальных и вертикальных жиллок. Внешняя нагрузка воспринимается только теми жилками, которые параллельны направлению нагрузки. Нагрузка поперек ушка действует на горизонтальные жилки, нагрузка вдоль ушка – на вертикальные жилки. Нет взаимовлияния между жилками. Теоретически, это соответствует тому, что коэффициент Пуассона  $\mu = 0$ .

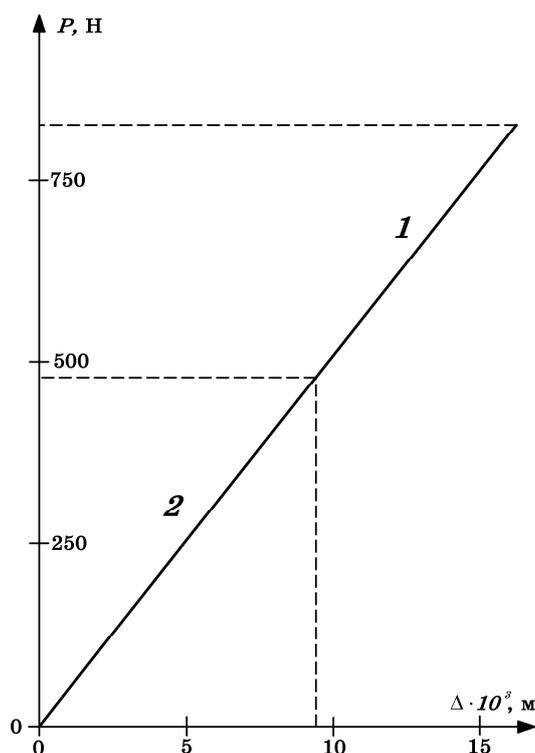


Рисунок 3 – Диаграмма растяжения решетки DI+ на 16-й день после изготовления при испытаниях на разрыв при приложениях нагрузки вдоль(1) и поперек(2) ушка

Жилы токоотвода представляют собой одномерные элементы конструкции. Для них применима формула (2). Из нее можно получить выражение для определения значения модуля упругости в виде:

$$E = c \frac{l}{F} \quad (3)$$

Если в выражение (3) подставлять экспериментальные значения коэффициентов жесткости, то будут получаться значения модуля упругости, которые также как и значения коэффициентов жесткости можно характеризовать как технологические или конструктивные.

При нагружении поперек ушка  $c_n = 4,67 \cdot 10^4$  Н/м, длина  $l_n = 1,44 \cdot 10^{-1}$  м, а сумма площадей горизонтальных жилок  $F_n = 9 \cdot 10^{-6}$  м<sup>2</sup>. Для этих значений величина модуля упругости при действии силы поперек ушек, определенная по формуле (3), составила  $E_n = 7,47 \cdot 10^8$  Н/м<sup>2</sup>.

При нагружении вдоль ушка  $c_v = 4,26 \cdot 10^4$  Н/м, длина  $l_v = 1,18 \cdot 10^{-1}$  м, сумма площадей вертикальных жилок  $F_v = 2,88 \cdot 10^{-5}$  м<sup>2</sup>. Значение модуля упругости при действии силы вдоль ушка  $E_v = 1,75 \cdot 10^8$  Н/м<sup>2</sup>. Величина модуля упругости при действии силы поперек ушка в 4,3 раз превосходит значение модуля упругости при действии силы вдоль ушка.

Следующей расчетной схемой на пути приближения к схеме работы токоотвода в реальных условиях эксплуатации, может служить расчетная схема, в которой предполагается взаимодействие горизонтальных и

вертикальных жилок. Это взаимодействие можно учесть с помощью коэффициента Пуассона, приняв его значение  $\mu \neq 0$ .

Теоретически, для сплошной, а не дискретной конструкции, максимальное значение ее материала  $\mu = 0,5$ . Это означает, что в направлении, перпендикулярном действию внешней нагрузки, деформация элементов составляет 50 % от деформации вдоль направления действия нагрузки. Практически, в направлении действия нагрузки участвует 100 % площади жилок, в перпендикулярном направлении – 50 % площади жилок. При таком подходе были получены значения модуля упругости поперек ушка  $E_n = 2,88 \cdot 10^8 \text{ Н/м}^2$ , вдоль ушка  $E_e = 1,52 \cdot 10^8 \text{ Н/м}^2$ . Соотношение между величинами модулей упругости снизилось с 4,3 до 1,9 раза.

Анализ результатов проведенных выше исследований позволяет предположить, что данную конструкцию токоотвода D1+ можно рассматривать не как дискретную, а как сплошную, непрерывную конструкцию. Размеры ячеек, образованные пересечением горизонтальных и вертикальных жилок, практически на порядок меньше общей длины и ширины решеток. Расчетной схемой конструкции может служить пластина. Эта пластина - не изотропна, а ортотропна. Значение модулей упругости в разных направлениях имеют не одинаковые величины.

Необходим также учет величины модуля сдвига, значение которого может быть определено по формуле:

$$G = \frac{\sqrt{E_n E_e}}{2(1 + \mu)} \quad (4)$$

Для рассмотренной конструкции D1+ $\mu = 0,5$ ,  $E_n = 2,6 \cdot 10^8 \text{ Н/м}^2$ ,  $E_e = 1,52 \cdot 10^8 \text{ Н/м}^2$ ,  $G = 0,7 \cdot 10^8 \text{ Н/м}^2$ .

Временное сопротивление при нагружении вдоль ушка  $\sigma_B = 2,8 \cdot 10^7 \frac{\text{Н}}{\text{м}^2}$ , а при нагружении поперек ушка -  $\sigma_B = 4,7 \cdot 10^7 \frac{\text{Н}}{\text{м}^2}$ .

Временное сопротивление при нагружении поперек ушка в 1,7 раза больше, чем при нагружении вдоль ушка.

На рис.4 показаны характерные виды разрушения при испытаниях на разрыв в направлениях вдоль и поперек ушка.

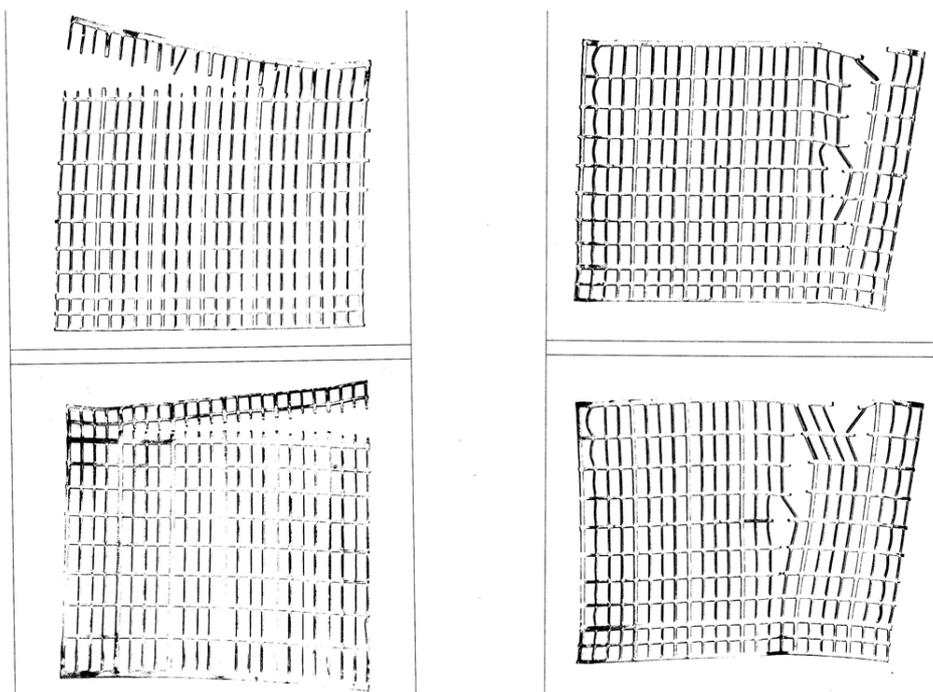


Рисунок 4 – Характерный вид разрушения решетки D1+ при испытаниях на разрыв в направлении вдоль (первая колонка) и поперек ушка (вторая колонка).

#### Выводы

Предложено значение механических характеристик материала решеток определять в зависимости от расчетной схемы.

Одномерная расчетная схема (стержень), соответствующая дискретной модели, характеризуется только модулем упругости. При нагружении вдоль ушка значение модуля упругости  $E_B = 1.75 \cdot 10^8 \frac{H}{M^2}$ , при действии силы поперек ушка  $E_{II} = 7.47 \cdot 10^8 \frac{H}{M^2}$ .

Для двумерной расчетной схемы (пластина), соответствующей континуальной модели, кроме модулей упругости в разных направлениях действия внешней силы, расчетная схема дополнительно характеризуется модулем сдвига и коэффициентом Пуассона.  $\mu = 0,5$ ,  $E_n = 2,6 \cdot 10^8 \text{H}/\text{M}^2$ ,  $E_a = 1,52 \cdot 10^8 \text{H}/\text{M}^2$ ,  $G = 0,7 \cdot 10^8 \text{H}/\text{M}^2$ . Полученные значения механических характеристик материала решеток предлагается называть технологическими или конструктивными.

Предельное напряжение при нагружении вдоль ушка  $\sigma_B = 2.8 \cdot 10^7 \frac{H}{M^2}$ , при нагружении поперек ушка -  $\sigma_B = 4.7 \cdot 10^7 \frac{H}{M^2}$ .

**Направление дальнейших исследований**

Предложенные расчетные схемы будут использованы для исследования напряженно-деформированного состояния и определение критических нагрузок потери устойчивости первоначальной формы решеток токоотвода.

**ЛИТЕРАТУРА**

- 1.Семененко В.П., Тарасов С.В. Исследование напряженно-деформированного состояния и устойчивости первоначальной формы решеток токоотводов в аккумуляторах-энергонакопителях.
- 2.Сучасні технології металургії. Наукові вісті №16(2013). Дніпропетровськ. – Н МетАУ, 2013. – с 40-50. Исследования по определению прочности тоководов различных типов на разрыв. Отчет ЗАО «Вести-Днепр», с 27

УДК 66.041.53.001.57:669.18

И.Г.Тригуб, В.И.Головко, А.Н.Селегей, М.А.Рыбальченко, Г.А.Папанов

### КОМПЬЮТЕРНАЯ МОДЕЛЬ ФОРМООБРАЗОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ШИХТЫ В УСЛОВИЯХ ПЕРЕКОСА ЗАСЫПИ ПРИ ЗАГРУЗКЕ ПЕЧЕЙ ШАХТНОГО ТИПА

*На основе анализа множества факторов, характеризующих направление движения потока шихтового материала в процессе загрузки шахтных печей, разработана каркасная матричная модель засыпи кусковых материалов, позволяющая поэтапно (дискретно) восстанавливать форму поверхности на колошнике. По результатам экспериментальных исследований на модели получена динамика значений углов откоса засыпи по мере заполнения шахты, определяемых в области проекции радиолуча уровнемера на наклонную поверхность как симметричного, так и асимметричного конусов засыпи.*

*Ключевые слова: печи шахтного типа, поверхность засыпи, каркасное моделирование, угол откоса, радарный уровнемер*

*На основі аналізу безлічі факторів, що характеризують напрямок руху потоку шихтового матеріалу в процесі завантаження шахтних печей, розроблена каркасна матрична модель засипу кускових матеріалів, яка дозволяє поетапно (дискретно) відновлювати форму поверхні на колошнику. За результатами експериментальних досліджень на моделі отримана динаміка значень кутів укосу засипу по мірі заповнення шахти, що визначаються в області проєкції радіопроменя рівнеміра на похилу поверхню як симетричного, так і асиметричного конусів засипу.*

*Ключові слова: печі шахтного типу, поверхня засипу, каркасне моделювання, кут укосу, радарний рівнемір*

*The wireframe matrix model of the grist lump materials was designed based on analysis of multiple factors that characterize the direction of the flow of charge material during the loading kilns shaft. This model allows to restore by stages (discretely) the surface shape on the throat. According to results of experimental research on the model, the dynamics of values angles slope of a mound was received in process shaft filling. Angles of the slope are determined in the radio beam projection of the level gauge at a sloping surface of both symmetric and asymmetric cones mound.*

*Keywords: shaft furnaces, the surface of the mound, the wireframe modeling, the angle of slope, the radar sensor*

### Современное состояние вопроса

Высокопроизводительная и экономичная работа печей шахтного типа, как доменных, так и известково-обжиговых, во многом определяется тем, как организовано движение и распределение газов и шихты в их рабочем пространстве. Одним из основных факторов, влияющих на характер движения газов в печах, является распределение шихты на колошнике во время загрузки [1]. Для управления распределением потоков материала и газа применяются многочисленные технологические приемы, эффективность которых достаточно высока [2]. Однако, при нерациональном профиле (конфигурации поверхности засыпи) печи суммарный эффект от этих

воздействий может быть сведен к минимуму. В связи с этим формирование профиля рабочего пространства шахтных печей с заданными параметрами формы поверхности засыпи является актуальной задачей при организации процессов управления загрузкой.

#### **Анализ публикаций по теме исследования**

Неравномерность распределения шихты на колошнике, создаваемую загрузочным устройством, разделяют на ориентированную и неориентированную окружную неравномерность. Множественные исследования, проводимые на доменных печах, доказывают, что в отличие от неориентированной неравномерности, которая меняется от подачи к подаче, ориентированная неравномерность накапливается, образуя при этом перекося профиля засыпи [3]. Это приводит к нарушению хода печи и, как следствие, к снижению эффективности и повышению энергозатратности доменной плавки. Применение в настоящее время усовершенствованных бесконусных загрузочных устройств разной конструкции (лотковых, роторных) способствует более точной загрузке материалов в печи, однако эти новации не позволяют оценить сформированный профиль и, следовательно, прогнозировать дальнейшую конфигурацию поверхности после опускания шихты.

Для шахтных известково-обжиговых печей также существует подобная проблема, связанная с необходимостью оценки формы поверхности в процессе загрузки карбонатного сырья, поскольку установлено влияние конфигурации поверхности на характер протекания процессов обжига и показатели работы печи [4].

В данной статье рассматриваются результаты экспериментальных и теоретических исследований закономерностей формирования столба шихтовых материалов в шахтной известково-обжиговой противоточной печи на основе компьютерного моделирования каркаса поверхности засыпи на колошнике по мере загрузки. Исследования направлены на разработку технических решений, обеспечивающих целенаправленное формирование столба шихтовых материалов в печах шахтного типа с учетом их конструктивных особенностей.

#### **Формулирование целей статьи**

Целью данной работы является создание каркасной матричной модели засыпи кусковых материалов, позволяющей поэтапно (дискретно) восстанавливать форму поверхности на колошнике известково-обжиговой печи в процессе загрузки.

#### **Основная часть**

Экспериментальные исследования процесса загрузки и формообразования поверхности карбонатного сырья проводились применительно к шахтной известково-обжиговой печи №2 ОАО «ДМЗ им. Петровского». Через монтажные люки в кожухе печи осуществлялся предварительный мониторинг заполнения шахты в перерывах между

подачами кускового материала крупностью от 50 до 200 мм (рис. 1). Таким образом, в первом приближении была идентифицирована форма засыпи – симметричный конус относительно центра печи – и оценены факторы, оказывающие влияние на изменение параметров конуса (положение вершины и углов откоса образующих). Также установлено, что симметрия имеет место только на некоторой высоте шахты и определяется геометрией потока загружаемого материала.

С увеличением высоты столба материалов в шахте, по мере ее заполнения, изменяются как координаты вершины, так и значения углов откоса образующих конуса в зависимости от:

- влажности и фракционного состава кусков сырья, что определяет диапазон траекторий падения в печном пространстве и последующее распределение материала по откосам поверхности,
- скорости и траекторий перемещения каждого отдельного куска внутри объема засыпи к выпускным отверстиям,
- увеличения объема частиц вследствие обжига,
- возможного образования настывлей, препятствующих свободному сходу материала.

Подача шихтовых материалов на колошник печи осуществляется конвейерным загрузочным устройством, с помощью которого возможно последовательное заполнение нескольких расположенных в ряд шахтных печей. С движущейся транспортерной ленты раздаточного конвейера известняк поступает по наклонному желобу в печь через загрузочное окно, расположенное в верхней части шахты.

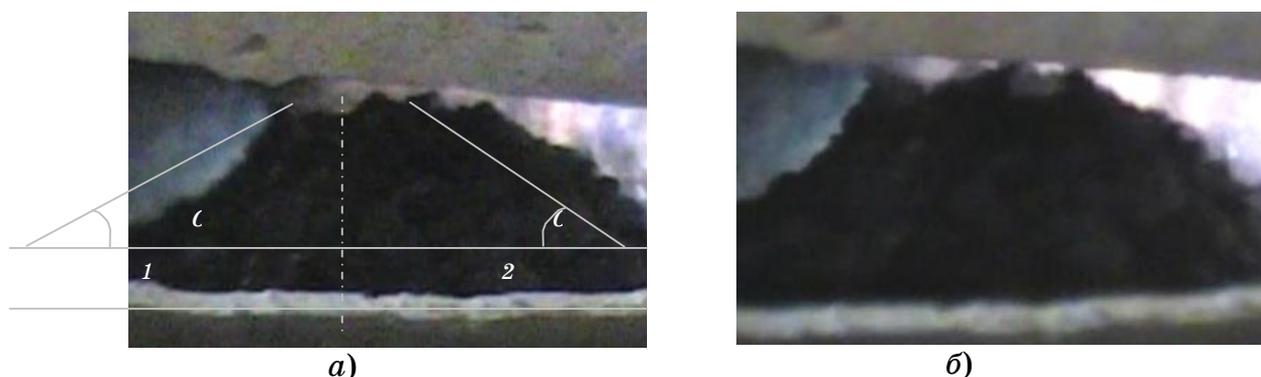


Рисунок 1 – Кадры видеоизображения засыпи в шахтной печи

В случае рассматриваемого способа загрузки поток материала после отрыва кусков от кромки наклонного желоба движется в печном пространстве по параболическим траекториям, формируя неровную конусообразную поверхность. Именно то, что по мере заполнения шахты изменяются только положение (координаты относительно центра печи) вершины и значения углов откоса образующих (при постоянстве конусообразной формы поверхности), для математического описания засыпи в процессе загрузки или выгрузки печи симметричный конус может

быть принят в качестве каркаса (скелета) засыпи. Под *каркасной моделью* понимается геометрическая модель, представляющая собой конечное множество точек или линий, принадлежащих поверхности моделируемого объекта.

Конус засыпи в шахте имеет неявно выраженную вершину, за которую может быть принят наиболее высоко расположенный кусок. Откосы конуса не ровные, на некоторой высоте симметричные относительно центра печи, имеющие величину углов наклона образующих  $\alpha_1$  и  $\alpha_2$ . Их количественная оценка была выполнена путем измерения угла наклона касательной к контуру откоса засыпи на кадре видеоизображения засыпи в печном пространстве, так  $\alpha_1 = 32^\circ$  и  $\alpha_2 = 35^\circ$  (рис. 1, а).

Оценка смещения вершины засыпи относительно центра печи по вышеуказанным фрагментам видеоизображений не проводилась, так как предполагаемое смещение целесообразно определять в диаметральном сечении печи, проходящем по горизонтальной составляющей вектора скорости поступающего в шахту потока материала.

Идея каркасного моделирования заключается в имитации поведения поверхности засыпи в зависимости от существующих условий загрузки и фракционного состава кусковых материалов. Корректировка параметров или проверка адекватности модели засыпи ее реальной форме выполнена с учетом информации от радиолокационного измерительного средства (уровнемера), установленного на шахтной печи.

При разработке модели были приняты следующие допущения:

– модель основана на теоретических знаниях о поведении кусковых материалов в процессе их переработки и на визуальных наблюдениях формы засыпи известняка в шахтной печи,

– процессы, связанные с химическими реакциями, в модели не рассматривались.

Модель засыпи кусковых материалов классифицирована как абстрактная, описание и взаимодействие ее компонентов выполнено на основе средств и методов линейной алгебры (матриц и действий над ними), а реализация – на основе базовых конструкций и функций языка программирования высокого уровня.

Для соблюдения подобия свойств реальных элементов, формирующих объект исследования (частиц кускового материала), в качестве элементарной структурной единицы в модели принят элемент массива (матрицы). Реальная поверхность засыпи смоделирована на основе совокупности элементов матриц, упорядоченных между собой по заданным алгоритмам с учетом правил линейной алгебры.

Таким образом, поверхность кусковых материалов в шахтной печи представлена в виде каркасной матричной модели дискретных состояний геометрической формы засыпи, с последующей ее программной реализацией и возможностью трехмерной визуализации. При этом задача моделирования состояла в определении высоты засыпи в центральной части

печи, на периферии, а также на любом радиусе в указанном сечении шахты. Дополнительной задачей моделирования являлось определение размера порции (дозы) известняка для загрузки в зависимости от полученных значений уровня, углов откоса и смещения вершины засыпи относительно центра печи.

Основные этапы создания каркасной матричной модели засыпи:

- аналитический расчет координат вершины конуса, привязанных к соответствующим точкам на траектории движения среднего куска из загружаемой подачи известняка, в зависимости от уровня шахты печи;
- разработка алгоритмов программной реализации конструктивных элементов печи и радарного уровнемера;
- разработка алгоритмов расчета и формирования симметричного и асимметричного относительно центра печи конуса засыпи, вычисление угла откоса засыпи  $\alpha$ ;
- программная реализация дискретных состояний формы засыпи;
- трехмерная визуализация формы засыпи материала, а также контуров шахтной печи и уровнемера.

Алгоритмическое решение модели каркаса поверхности засыпи заключалось в реализации последовательного заполнения шахты порциями материала  $z$  конечного объема  $P_z$  (рис. 2) с задаваемой крупностью кусков  $d_k$ . Объем загружаемой порции определялся исходя из предыдущего состояния (формы) поверхности.

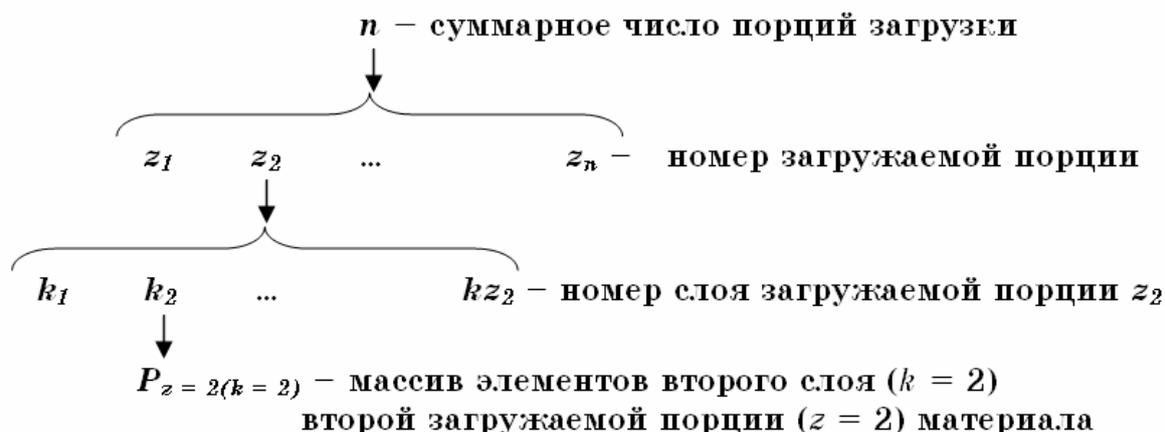
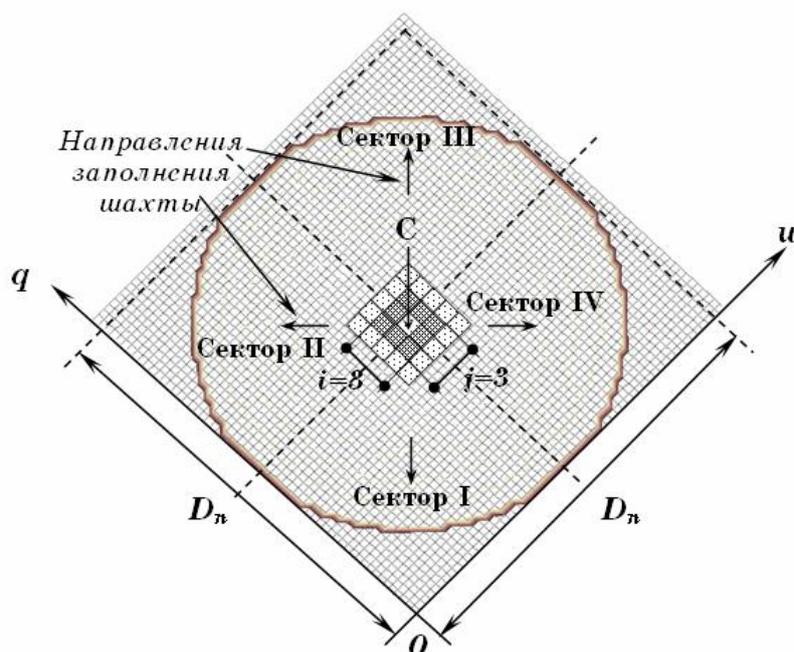


Рисунок 2 – Иерархия обозначений индексов для определения массивов порций загрузки

Каждая порция загружаемого материала дискретизирована на конечное число элементов–кусков и представлена в виде массива  $[q(i), w(j)]$ . Формирование засыпи осуществлялось порционно путем математических действий над указанными массивами данных (матрицами состояний). Заполнение шахты с имитацией рассыпания шихтовых

материалов по поверхности засыпи в модели осуществлялось небольшими порциями  $z$  одновременно по четырем секторам горизонтальных сечений шахты (рис. 3).

Суммарное количество порций  $n$  зависит от заданной максимальной критической высоты засыпи в печи. Каждая порция загрузки кускового материала  $P_z$  состоит из определенного конечного числа слоев  $k$ , которые описываются массивом  $P_{z(k)}$ .



Рисисунок 3 – Плоскость основания засыпи

Первый и последующие слои  $k$  каждой загружаемой порции  $z$  располагаются в пространстве печи симметрично относительно координат вершины конуса, «движущейся» по траектории среднего куска материала. Начальное смещение вершины  $\Delta S_{x,y}$  относительно центра печи определялось по формулам

$$S_y = S_x \cdot \operatorname{tg} \alpha_z + \frac{g \cdot S_x^2}{2 \cdot v^2 \cdot \cos^2 \alpha_z}, \quad (1)$$

$$S_x = \frac{v^2 \cdot \sin 2\alpha_z}{2 \cdot g} \cdot \left( \sqrt{1 + \frac{2 \cdot g \cdot S_y}{v^2 \cdot \sin^2 \alpha_z}} - 1 \right), \quad (2)$$

где  $\alpha_z$  – угол наклона загрузочного желоба, град;  $v$  – скорость движения кусков в свободном пространстве печи под действием силы тяжести, м/с;  $g$  – ускорение свободного падения, м/с<sup>2</sup>.

В качестве минимального значения высоты слоя принят размер среднего куска материала ( $\Delta h = d_k = 50$  мм). Текущее состояние (высота)

засыпи  $P_k$  при загрузке очередной  $z$ -той порции материала в печь  $\Delta h_z$  описывается уравнением

$$P_{k=z}[h(q(i), w(j))] = P_{k=0}[h(q(i), w(j))] + \sum_{z=1}^n \Delta h_z, \quad (3)$$

где  $z$  – номер матрицы (порции) загрузки;  $n$  – число матриц (порций) загрузки;  $i, j$  – индексы, определяющие размерность матрицы слоя  $k$  загружаемой порции  $z$ .

Каркас засыпи, а именно конус, формируется путем «отсечения» (обнуления) тех элементов массивов, образующих слой, индексы которых расположены за пределами кругового контура сечения шахты печи и каждого слоя в отдельности. Процесс заполнения печи порциями материала осуществляется до тех пор, пока значение уровня засыпи в точке встречи радиолуча уровнемера с поверхностью  $(q_{rdu}, w_{rdu})$  не достигнет верхнего заданного уровня загрузки  $H_{av}$

$$h[q(i = q_{rdu}), w(j = w_{rdu})] < H_{av}. \quad (4)$$

Текущее значение угла откоса определяется по формуле

$$\alpha = \arctg \frac{h[q(i = q_v), w(j = w_v)] - H}{\sqrt{(w_v \cdot d_k - w_{rdu} \cdot d_k)^2 + (q_v \cdot d_k - q_{rdu} \cdot d_k)^2}}, \quad (5)$$

где  $h[q(i = q_v), w(j = w_v)]$  – высота вершины конуса засыпи, м;  $H$  – уровень засыпи в точке встречи оси радиолуча уровнемера с поверхностью, м;  $(q_{rdu}, w_{rdu})$  – координаты центра антенны (оси радиолуча) на плоскости основания засыпи.

Таким образом, в ходе моделирования дискретного заполнения шахты определялись: высота вершины засыпи  $h(V_x, V_y)$ , смещение вершины  $\Delta S$  (табл. 1), высота засыпи  $h(D_{q-w})$  у стен печи в диаметральных сечениях шахты, угол откоса  $\alpha$  в области радиолокационного зондирования, расстояние от антенны уровнемера до поверхности  $D$ , высота засыпи  $H$  в точке встречи радиолуча с поверхностью материала (рис. 4, 5).

Таблица 1

Результаты расчета смещения вершины засыпи  $\Delta S$

z	48	65	83	97	112	125	137	148
h, м	2,46	3,35	4,18	4,95	5,66	6,32	6,92	7,46
$\Delta S$ , м	0,43	0,38	0,33	0,28	0,23	0,18	0,13	0,08

На основе обработки и анализа результатов моделирования асимметричного конуса засыпи определены значения углов откоса поверхности засыпи  $\alpha_{rdu}$ .

Определена окружная неравномерность – высота засыпи у стен шахты, причем, чем больше смещение вершины относительно центра печи, тем большее значение перепада высот в диаметральном сечении шахты, проходящем по оси наклонного желоба (в направлении потока загружаемого материала). На рабочей высоте  $h(V_x, V_y) = 6,90$  м, при смещении вершины  $\Delta S = 0,13$  м и угле откоса  $\alpha = 44^\circ$ , перепад высот у футерованных стен шахты печи составляет 0,32 м.

Установлена закономерность изменения значения угла откоса засыпи с увеличением высоты засыпи и уменьшением смещения вершины относительно центра печи.

Параметры каркасной матричной модели засыпи корректировались по информации об уровне (высоте) материалов в локальной зоне поверхности и по величине угла откоса засыпи на измеренной радарным уровнемером высоте [5].

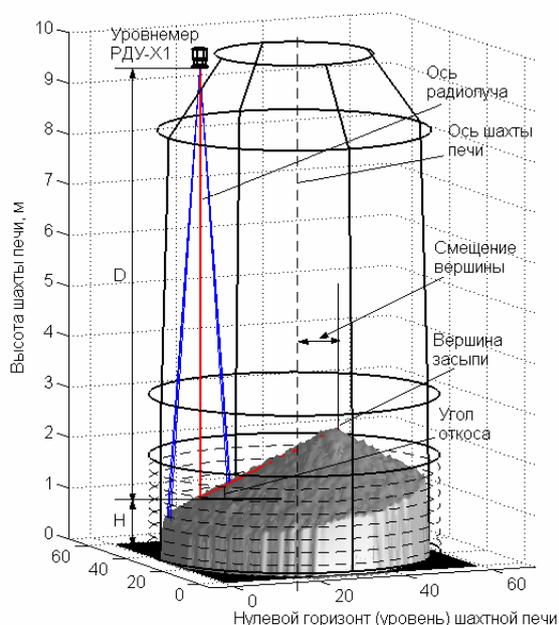


Рисунок 4 – Визуализация модели асимметричного конуса засыпи на горизонте (уровне) окон выдачи извести

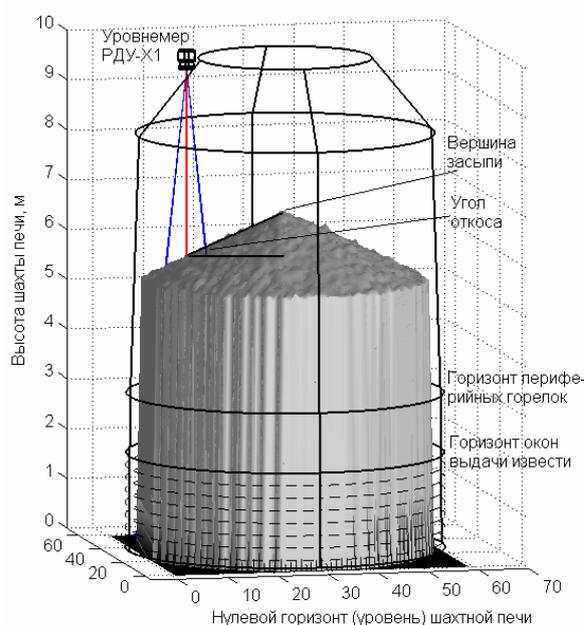


Рисунок 5 – Визуализация модели симметричного конуса засыпи

Установлено, что в диапазоне рабочих высот вершина конуса засыпи смещена относительно центра печи в пределах 0,18 м ( $\sim 2...3d_k$ ), а каркас засыпи представляет собой практически симметричный конус (рис. 5).

#### Выводы и перспективы дальнейших исследований

На основе анализа множества факторов разработана и реализована на ПЭВМ каркасная математическая модель формообразования поверхности, в которой учтены направление движения потока материала в процессе загрузки, конструктивные особенности печного агрегата и корректировка

геометрических параметров засыпи в печи (высоты и угла откоса) по данным радиолокационного зондирования поверхности. Модель позволяет определять углы откоса в области радиолокационного зондирования поверхности, высоту засыпи в центральной части, на периферии, а также в любой радиальной координате в указанном сечении печи.

Путем экспериментальных исследований на модели получена динамика значений углов откоса засыпи  $\alpha$  по мере заполнения шахты, определяемых в области проекции радиолуча уровнемера на наклонную поверхность конуса засыпи. При этом максимальное отклонение последовательно рассчитанных значений  $\alpha$  не превышает  $5^\circ$ , что является допустимой ошибкой при измерении углов откоса кусковых материалов в шахтной печи.

Уточнение параметров моделируемой формы засыпи выполнено с учетом действительных значений углов откоса засыпи, полученных в ходе промышленных экспериментов на объекте.

Разработка каркасной модели засыпи ориентирована на решение задачи рационализации теплообмена в шахтной известково-обжиговой печи путем управления загрузкой сырья и выгрузкой готовой извести.

Перспектива использования компьютерного моделирования процессов формообразования поверхности применительно к доменным печам с использованием радарных уровнемеров состоит в получении информации не только об окружной неравномерности уровня шихты в периферийной, промежуточной и центральной областях колошника, но и о величине углов откоса в этих областях, что также существенно повысит наблюдаемость технологического процесса доменной плавки.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Большаков В.И. Теория и практика загрузки доменных печей. – М.: Металлургия, 1990. – 256 с.
2. Бочка В.В. Повышение эффективности выплавки чугуна на основе новых технологий загрузки и управления ходом доменной печи : дисс. на соискание науч. степени доктора техн. наук : 05.16.02 / В.В. Бочка. – Днепропетровск, 2000. – 371 с.
3. Аввакумов С.И. Распределение и перераспределение шихты по окружности колошника доменной печи / С.И. Аввакумов // Вестник Приазовского государственного технического университета. Серия: Технические науки. – Выпуск №2 (23). – Донецк, 2011. – С. 234-238.
4. Тригуб И.Г. Исследование влияния формы поверхности засыпи известняка на показатели работы шахтной печи / И.Г. Тригуб, С.С. Федоров, С.Н. Форись, В.И. Головки // Системні технології. Регіональний міжвузівський збірник наукових праць. – Випуск 1 (66). – Дніпропетровськ, 2010. – С. 133-143.
5. Тригуб И.Г. Определение угла откоса поверхности сыпучих материалов в металлургических агрегатах с применением радарной техники / И.Г. Тригуб, В.П. Радченко, О.Н. Кукушкин // Сборник научных трудов НГУ №17, том 1. – Днепропетровск: РИК НГУ, 2003. – С.470-474.

СОДЕРЖАНИЕ

<i>Бергеман Г.В., Самсоненко А.А., Кузьмина О.М., Ремез О.А.</i> <b>Совершенствование устройства для охлаждения рельсовых калибров валков черновой клетки стана 800</b> <b>ПАО «ЕВРАЗ - ДМЗ им. Петровского» .....</b>	<b>3</b>
<i>Бойченко Б.М., Молчанов Л.С., Синегин Е.В., Низяев К.Г., Стоянов А.Н.</i> <b>Влияние легирующих элементов на содержание кислорода в стали .....</b>	<b>9</b>
<i>Куцова В.З., Носко О.А., Купчинская А.О.</i> <b>Влияние обработки в жидком и твердом состоянии на износостойкость и комплекс механических свойств силуминов.....</b>	<b>14</b>
<i>Куцова В.З., Плошенко А.П., Котова Т.В., Дьяч Г., Кавалек А.</i> <b>Формирование микроструктуры и механических свойств стали 08ПС после кручения под гидростатическим давлением .....</b>	<b>21</b>
<i>Мяновская Я.В., Пройдак Ю.С.</i> <b>Подготовка и спекание мелкофракционного окисно-зернистого марганцевого концентрата .....</b>	<b>30</b>
<i>Рахманов С.Р., Морозова Л.А., Вышинский В.Т., Поворотный В.В., Циколия А.З.</i> <b>Особенности формирования неравномерности хода главной силовой линии стана холодной прокатки труб .....</b>	<b>43</b>
<i>Селівьорстов В.Ю., Селівьорстова Т.В.</i> <b>Розрахункові схеми та інформаційні технології для визначення технологічних параметрів газодинамічного впливу на розплав в ливарній формі .....</b>	<b>55</b>
<i>Семененко В.П., Тарасов С.В.</i> <b>Механические характеристики решетки токовода аккумуляторов- энергонакопителей и их расчетные схемы.....</b>	<b>65</b>
<i>Тригуб И.Г., Головки В.И., Селегей А.Н., Рыбальченко М.А., Папанов Г.А.</i> <b>Компьютерная модель формообразования поверхности шихты в условиях перекоса засыпи при загрузке печей шахтного типа.....</b>	<b>75</b>

### АВТОРЫ ВЫПУСКА

*Anna Kawaek* – prof. dr hab. ing., Instytut przerybki plastycznej i Inżynierii bezpieczeństwa, Politechnika Czestochowska, Czestochowa, Polska

*Henryk Duja* – prof. dr hab. ing., Instytut przerybki plastycznej i Inżynierii bezpieczeństwa, Politechnika Czestochowska, Czestochowa, Polska

*Бергеман Геннадий Владимирович* – к.т.н., генеральный директор, ПАО «ЕВРАЗ – Днепропетровский металлургический завод им. Петровского», г. Днепропетровск, Украина.

*Бойченко Борис Михайлович* – проф., д.т.н., зав. кафедры металлургии стали, Национальная металлургическая академия Украины.

*Вышинский Валерий Трофимович* – доцент кафедры прикладной механики, Национальная металлургическая академия Украины, главный конструктор ООО НПФ «ВОСТОК ПЛЮС».

*Головко Вячеслав Ильич* – д.т.н., профессор кафедры автоматизации производственных процессов, НМетАУ.

*Котова Татьяна Владимировна* – к.т.н., доц. каф. Материаловедения, Национальная Металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск.

*Кузьмина Ольга Михайловна* – к.т.н., доцент кафедры обработки металлов давлением, Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск, Украина.

*Купчинская Алина Олеговна* – инж. 3-й категории НИЛ «Литейные конструкционные сплавы» кафедры материаловедения, Национальная металлургическая академия Украины.

*Куцова Валентина Зиновьевна* – д.т.н., профессор, заведующая кафедрой материаловедения, Национальная металлургическая академия Украины.

*Молчанов Лавр Сергеевич* – к.т.н., доцент кафедры металлургии стали, Национальная металлургическая академия Украины.

*Морозова Лариса Александровна* – научный сотрудник кафедры теоретической механики, Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск

*Мяновская Яна Валериевна* – докторант кафедры электрометаллургии, Национальная Металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск

*Низяев Константин Георгиевич* – проф., д.т.н., профессор кафедры металлургии стали, Национальная металлургическая академия Украины.

*Носко Ольга Анатольевна* – к.т.н., доцент, доцент кафедры материаловедения, Национальная металлургическая академия Украины.

*Папанов Г.А.* – старший преподаватель ГВУЗ «Днепропетровский национальный университет железнодорожного транспорта имени академика В. Лазаряна».

*Плошенко Анна Петровна* – асп. каф. Материаловедения, Национальная Металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск

*Поворотний Виктор Владимирович* – ассистент кафедры машин и агрегатов металлургического производства, Национальная металлургическая академия Украины, конструктор ООО НПФ «ВОСТОК ПЛЮС».

*Пройдак Юрий Сергеевич* – д.т.н., профессор, проректор по научной работе, Национальная Металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск

*Рахманов Сулейман Рахманович* – к.т.н., доцент кафедры теоретической механики, Национальная металлургическая академия Украины, Директор ООО НПФ «ВОСТОК ПЛЮС», г. Днепропетровск

*Ремез Олег Анатольевич* – заведующий лабораторией кафедры обработки металлов давлением, Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск, Украина.

*Рыбальченко Мария Александровна* – ассистент кафедры автоматизации производственных процессов, НМетАУ.

*Самсоненко Андрей Анатольевич* – к.т.н., доцент кафедры обработки металлов давлением, Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск, Украина.

*Селегей Андрей Николаевич* – к.т.н., доцент кафедры колесных и гусеничных транспортных средств, НМетАУ.

*Селиверстов Вавдим Юрьевич* – д.т.н., профессор, кафедра ливарного виробництва, Национальная металлургическая академия Украины.

*Селиверстова Татьяна Витальевна* – к.т.н., доцент, кафедра информационных технологий и систем, Национальная металлургическая академия Украины.

*Семененко Володимир Петрович* – старший науковий співробітник, к.т.н., Інститут транспортних систем та технологій «Трансмаг» НАН України

*Синегин Евгений Владимирович* – к.т.н., ассистент кафедры металлургии стали, Национальная металлургическая академия Украины.

*Стоянов Александр Николаевич* – доц., к.т.н., доцент кафедры металлургии стали, Национальная металлургическая академия Украины.

*Тарасов Сергій Васильович* – старший науковий співробітник, к.т.н., завідуючий відділом №3, Інститут транспортних систем та технологій «Трансмаг» НАН України

*Тригуб Ирина Григорьевна* – к.т.н., доцент кафедры автоматизации производственных процессов, НМетАУ.

*Циколия Анзор Замирович* – студент группы ИМ-01-12, Национальная металлургическая академия Украины.