

## РОЗДІЛ «МЕТАЛУРГІЯ. ЗВАРЮВАННЯ»

УДК 669.162

КРЯЧКО Г.Ю., к.т.н., доцент  
БЕЛЯЕВ Ю.В., інженер  
ЛЕБЕДЬ Ю.К.\*, інженер  
САФИНА-ВАЛУЕВА Л.А., к.т.н., доцент

Днепродзержинский государственный технический университет  
\* ПАО «Днепровский металлургический комбинат им. Ф.Э.Дзержинского»

### ВЛИЯНИЕ ШЛАКОВОГО И ДУТЬЕВОГО РЕЖИМОВ РАБОТЫ ДОМЕННОЙ ПЕЧИ НА ТЕМПЕРАТУРУ ВЫПУСКАЕМОГО ЧУГУНА

**Введение.** Известно положительное влияние перегрева чугуна на показатели сталеплавильного производства [1, с.107]. Технология и показатели конвертерной плавки зависят от температуры чугуна, определяемой, прежде всего, ходом доменного процесса. При прочих равных условиях концентрация углерода в чугуне, заливаемого в конвертер, отвечает состоянию насыщения и возрастает с повышением его температуры. Последняя увеличивает поступление теплоты на конвертерную плавку по двум линиям: за счет последующего окисления углерода растет ее физический и химический потенциал.

Кроме того, в самом доменном производстве повышение температуры выпускаемого из печи металла приводит к уменьшению его потерь, а также способствует увеличению продолжительности эксплуатации ковшевого парка, препятствуя зарастанию горловин ковшей настылями.

На температуру выпускаемого из доменной печи металла влияет ряд шихтовых и технологических факторов, среди которых наиболее весомым по данным работ [2, 3] является качество загружаемого в печь кокса. В качестве значимых рассматриваются и другие факторы, в частности один из параметров дутьевого режима – расход природного газа [3]. Отмечается, что факторами повышения нагрева чугуна при увеличении расхода природного газа являются уменьшение окисленности металла у фурм и уменьшение доли монооксида железа в первичных шлаках за счет сокращения прямого восстановления.

Фактором, безусловно влияющим на температуру чугуна в горне, является шлаковый режим плавки. В.В.Михайлов [4] не без основания считал, что температура перехода первичного, образованного в зоне распара и заплечиков, шлака во вполне подвижное состояние является главным фактором, регулирующим температуру в горне. Чем эта температура будет выше, тем выше будет температура горна, а, следовательно, вытекающих из него шлака и чугуна.

В качестве аргументов в пользу своего утверждения автор [4] использовал результаты выплавки доменных сплавов при легко- и тугоплавких первичных шлаках. В частности, опираясь на результаты исследований уральских и украинских металлургов, В.В.Михайлов отмечал, что при переходе на офлюсованные агломераты (основностью 0,7-1,5) и при сохранении прежних условий процесса, температура горна повышалась.

Мнение [4] разделяли и другие исследователи [5, 6], полагая, что тугоплавкие шлаки «греют» горн, легкоплавкие – «охлаждают». В то же время в монографии [5] и учебнике [6] аргументы в пользу указанного мнения отсутствуют.

В недавних работах [2, 7] получены данные о зависимости температуры чугуна от основности шлака – косвенного показателя его физических свойств. К сожалению, авторы [2] не произвели статистическое оценивание достоверности связи, ограничившись замечанием о том, что увеличение основности  $\text{CaO/SiO}_2$  на 0,1 сопровождалось

повышением температуры чугуна на 26°C. Возможно статистическому оцениванию воспрепятствовал недостаточный объем выборки – 24 единичных суточных периода. Следует учитывать и то, что основность шлака в определенной мере может быть функцией нагрева печи в целом вследствие изменения условий восстановления кремния [8].

Более представительная выборка (2433 данных выпусков), произведенная на ДП № 5 ОАО «ММК им. Ильича» [7], также позволила установить зависимость температуры чугуна от соотношения  $(CaO+MgO)/SiO_2$  - с увеличением основности нагрев возрастал. Необходимо заметить, что характер зависимостей нагрева чугуна от основности шлака, полученных в работах [2, 7] отличался. В исследовании [2] с повышением основности шлака влияние его физических свойств на температуру чугуна ослаблялось, в то время как в работе [7] усиливалось.

**Постановка задачи и методика исследования.** Задачей настоящего исследования являлась оценка влияния шлакового и дутьевого режимов работы доменной печи на температуру выпускаемого чугуна применительно к современным условиям плавки. Необходимость проведения исследования обусловлена с одной стороны противоречивостью мнений о влиянии отдельных факторов на физический нагрев горна, с другой стороны - отсутствием данных, подтверждающих определяющее влияние свойств шлака на нагрев горна при работе печей на современных шихте и дутьевых параметрах.

Настоящее исследование выполнено по материалам работы доменной печи № 9 ПАО «Днепропетровский металлургический комбинат им. Ф.Э.Дзержинского (ДМКД)» объемом 1386 м<sup>3</sup>. ДП № 9 отличается от типового проекта углубленным горном (3400 против 3200 мм) и мертвым слоем (1100 против 450), а также количеством воздушных фурм – 18 против 16. Печь оснащена двумя чугунными летками и типовым двухконусным засыпным аппаратом. Температуру чугуна измеряли термопарой погружения ТПР 0290М с пределами измерений 800-1800°C с использованием вторичного прибора «Digitemp». Допускаемое запаздывание информации 10с, технологический допуск – ± 20°C. Взаимосвязь параметров изучали с помощью программных средств «STATISTICA».

**Результаты работы.** Массив выборки за период с 01.01. по 31.07.2008 составил 213 единичных суточных периода. В анализируемый период доменная печь работала в основном на местном и алчевском коксе. Доля агломерата в шихте составила 85%, окатышей – 15%. Показатели работы приведены в табл.1.

Таблица 1 – Показатели работы доменной печи № 9 ПАО «ДМКД» в анализируемый период

Показатель	Период 01.01.08 – 31.07.08
1	2
Производство, т/сутки	2888
Расход топлива, кг(м <sup>3</sup> )/т чугуна:	
кокса	488
антрацита	14
природного газа	69
Дутье:	
расход, нм <sup>3</sup> /мин	2754
избыточное давление, кПа	255
температура, °C	1104
концентрация кислорода, %	24,6
Состав чугуна, %	
Si	0,75
Mn	0,25
S	0,021

Продолжение таблицы 1

1	2
Температура чугуна, °С	1489
Шлак:	
шлак, кг/т чугуна	
CaO/SiO <sub>2</sub>	1,23
(CaO+MgO)/SiO <sub>2</sub>	1,37
содержание, %:	
MgO	5,53
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	5,95
MnO	0,20
Na <sub>2</sub> O	0,51
K <sub>2</sub> O	0,44
FeO	0,37
L <sub>s</sub>	73
Избыточное давление колошникового газа, кПа	120

При проверке массива данных на нормальность распределения (рис.1) было установлено, что максимальной частоте выпусков с нагревом чугуна 1490-1500°С (37,6 % от числа наблюдений, рис.1, а) соответствовала работа печи с основностью CaO/SiO<sub>2</sub> 1,21-1,23 (36,6% от количества наблюдений, рис.1, б) и (CaO+MgO)/SiO<sub>2</sub> 1,34-1,38 (50,2% от числа наблюдений, рис.1, в). В 43,7% единичных суточных периодов содержание кремния составило 0,7-0,8%.

Некоторые характеристики исследуемого массива данных (табл.2) свидетельствуют о низкой вариативности температуры чугуна на выпуске (0,8%) и высокой – содержания кремния в металле (12,0%). Связь между указанными показателями нагрева печи оценивается коэффициентом корреляции 0,45.

Таблица 2 – Статистические характеристики массива выборки данных о работе доменной печи № 9 ПАО «ДМКД» в анализируемый период

Показатель	Значения			Среднеквадратичное отклонение	Коэффициент вариации, %
	среднее	max	min		
Основность шлака					
CaO/SiO <sub>2</sub>	1,23	1,29	1,17	0,022	1,8
(CaO+MgO)/SiO <sub>2</sub>	1,37	1,46	1,31	0,028	2,0
Температура чугуна, °С	1489	1517	1444	12,5	0,8
Содержание кремния в чугуне, %	0,75	0,98	0,48	0,09	12,0

Существование надежной связи между модулями основности и температурой выпускаемого чугуна (рис.2, а, б) подтверждает устоявшееся мнение о роли первичных и промежуточных шлаков в качестве теплоносителя и конденсатора тепла в доменном процессе. Как и в ранее приведенной работе [2], количественное влияние свойств шлака на нагрев чугуна оказалось близким по величине воздействия. При увеличении модулей основности на 0,1 температура возрастала на 23-24°С.

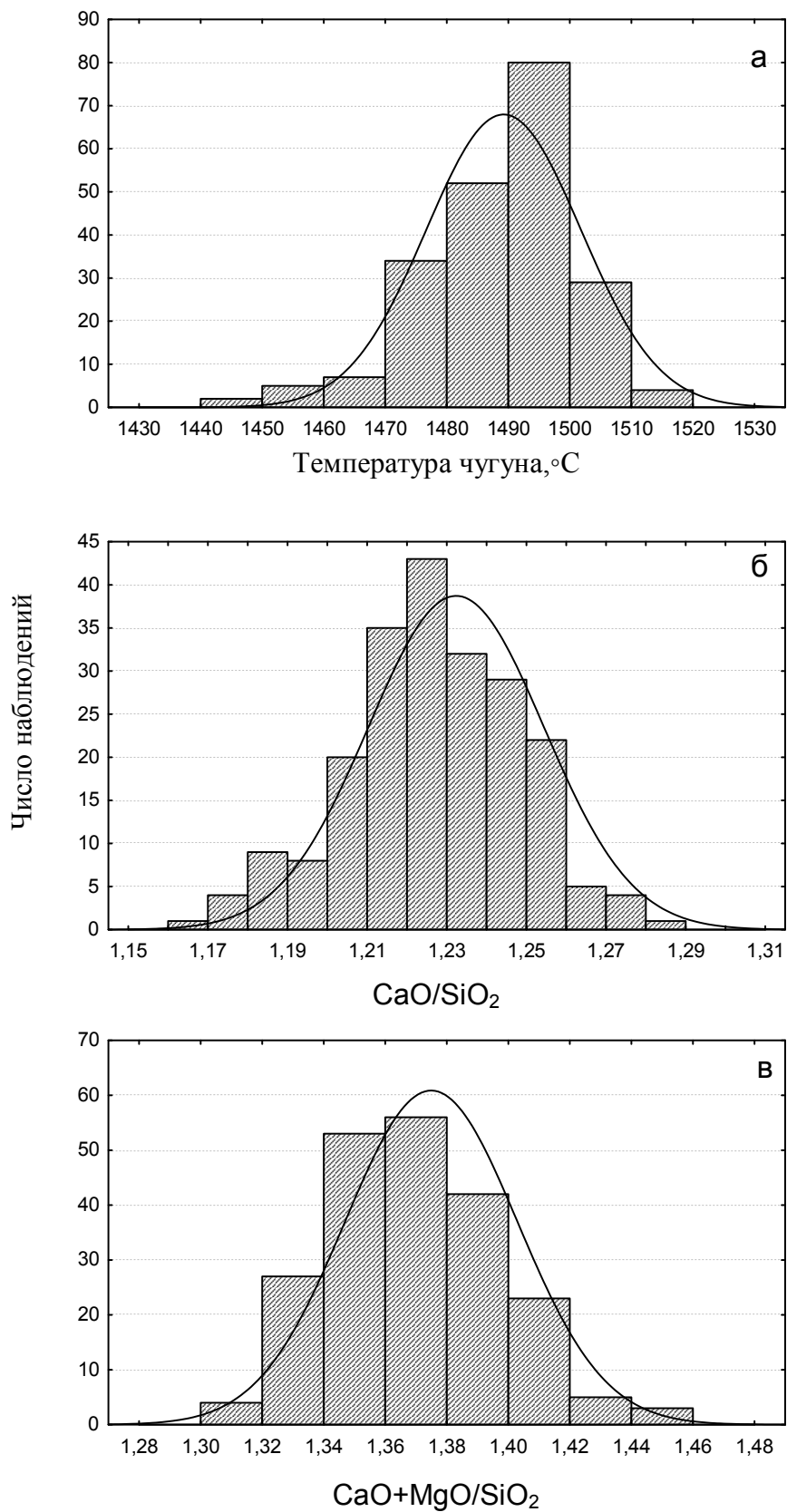


Рисунок 1 – Гистограммы температуры чугуна (а) и основности шлака (б, в) в исследуемый период

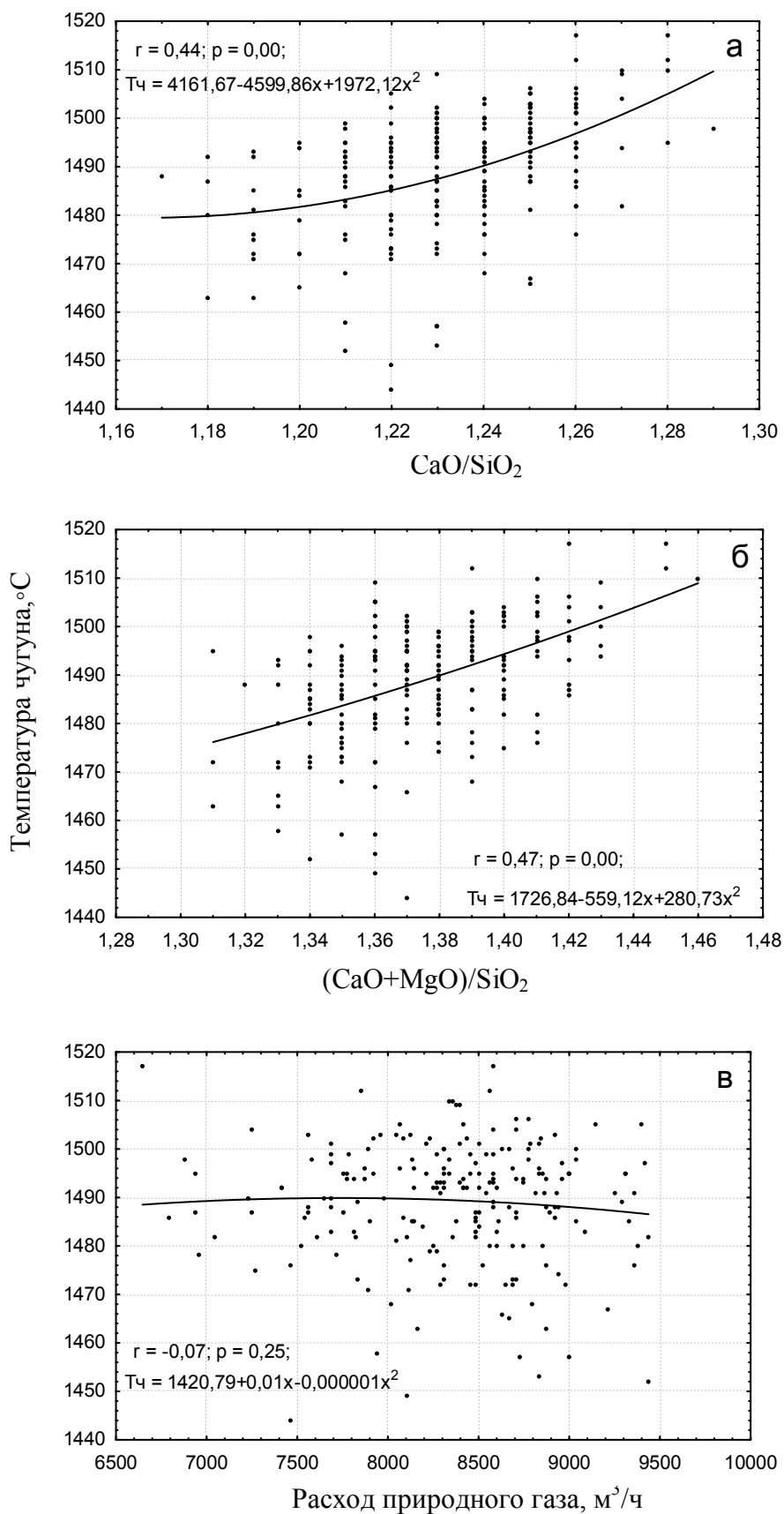


Рисунок 2 – Зависимость температуры чугуна от основности шлака (а, б) и расхода природного газа (в) в исследуемый период

В то же время значимой связи между расходом природного газа и физическим нагревом металла не обнаружено (рис.2, в). Использование в качестве характеристики дутьевого режима отношения расхода природного газа ( $Q_{\text{пр}}$ , м<sup>3</sup>/мин) к приходу кислорода в печь с дутьем и кислорода обогащения ( $Q_{\text{к}}$ , м<sup>3</sup>/мин) показало, что в пределах изменения этого показателя 0,17-0,23 коэффициент корреляции между переменными  $Q_{\text{пр}} / Q_{\text{к}}$  и температурой чугуна составил 0,13.

Таким образом, можно утверждать, что «греющее» влияние природного газа, замедляющее окислительные процессы на фурмах, не замечено, более того, судя по отрицательному знаку коэффициентов корреляции зависимостей  $t_{\text{ч}} = f Q_{\text{пр}}$  и  $t_{\text{ч}} = f Q_{\text{пр}} / Q_{\text{к}}$ , наблюдается небольшой «охлаждающий» эффект.

Что касается охлаждения горна в результате активизации прямого эндотермического восстановления элементов, окисленных на фурмах, то следует обратить внимание на результаты работы [9]. Авторы указанного исследования путем вертикального зондирования доменной печи установили обратную зависимость между нагревом горна и температурой в шахте. Активизация процесса окисления на фурмах сопровождается уносом тепла в шахту и последующим возвратом тепла в низ печи в виде более подготовленных материалов – полупродуктов плавки.

Поэтому при форсированном ходе печи температура чугуна выше, несмотря на больший приход окислителя с дутьем и более интенсивное окисление на фурмах. Следует принять во внимание и тот факт, что коксовая насадка в таком случае лучше прогревается газами, несущими тепло окисления элементов на фурмах. Это, в свою очередь, способствует прогреву продуктов плавки, дренирующихся через насадку.

**Выводы.** Получены данные, подтверждающие существование надежной связи между модулями основности и температурой выпускаемого из доменной печи чугуна. С увеличением основности повышаются тугоплавкость шлака и температура металла на выпуске. «Греющее» влияние дополнительного природного газа, вдуваемого в горн, замедляющее окислительные процессы на фурмах, не замечено, что объясняется спецификой воздействия природного газа на распределение температур по высоте печи.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Бойченко Б.М. Конвертерное производство стали: теория, технология, качество стали, конструкции агрегатов, рециркуляция материалов и экология: учебник / Бойченко Б.М., Охотский В.Б., Харлашин П.С. – Днепропетровск: РВА «Днепр-ВАЛ», 2006. – 454 с.
2. О влиянии качества кокса на показатели работы доменной печи / Цимбал Г.Л., Чичев И.В., Алексеева С.В., Карпенко Н.Л. // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2006. – № 4. – С.31-36.
3. Влияние шихтовых и технологических факторов на температуру выпускаемого из доменной печи чугуна / Лялюк В.П., Дмитренко К.А., Товаровский И.Г. [и др.] // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2010. – № 1. – С.23-26.
4. Михайлов В.В. О регулировании температуры горна шахтных печей физико-химическими свойствами шлака / В.В.Михайлов // Форсирование доменной плавки: труды научной конференции по теоретическим вопросам металлургии чугуна. – Днепропетровск, май 1961 г. – М.: Metallurgizdat, 1963. – С.179-182.
5. Готлиб А.Д. Доменный процесс / А.Д.Готлиб. – М.: Металлургия, 1966. – 503 с.
6. Ефименко Г.Г. Металлургия чугуна / Ефименко Г.Г., Гиммельфарб А.А., Левченко В.Е. – К.: Высшая школа. Головное издательство, 1988. – 351 с.
7. Выплавка низкосернистого передельного чугуна при работе доменной печи на сернистом коксе / В.В. Климанчук, В.А.Струтинский, Н.В.Косолап [и др.] // *Металл и литье Украины*. – 2007. – № 4. – С.3-8.

8. Крячко Г.Ю. Пространственная неравномерность восстановления кремния и развитие критических явлений в горне доменной печи / Г.Ю.Крячко // Известия вузов. Черная металлургия. – 2005. – № 5. – С.16-19.
9. Исследование взаимосвязи между температурой в шахте доменной печи и параметрами процесса / Б.П.Довгалюк, А.И.Парфенов, Н.М.Ярошенко [ и др.] // Сталь. – 1975. – № 12. – С.1073–1075.

Поступила в редколлегию 19.12.2011.

УДК 669.162

РУДЕНКО М.Р., к.т.н., доцент  
МУСІЄНКО К.А., к.т.н., доцент  
РУДЕНКО Р.М., студент  
КУНДІРЕНКО Г.В., студент

Дніпродзержинський державний технічний університет

### ШЛЯХИ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ПІДГОТОВКИ ФЛЮСІВ В УМОВАХ АГЛОМЕРАЦІЙНОГО ЦЕХУ ПАТ «ДНІПРОВСЬКИЙ МЕТКОМБІНАТ»

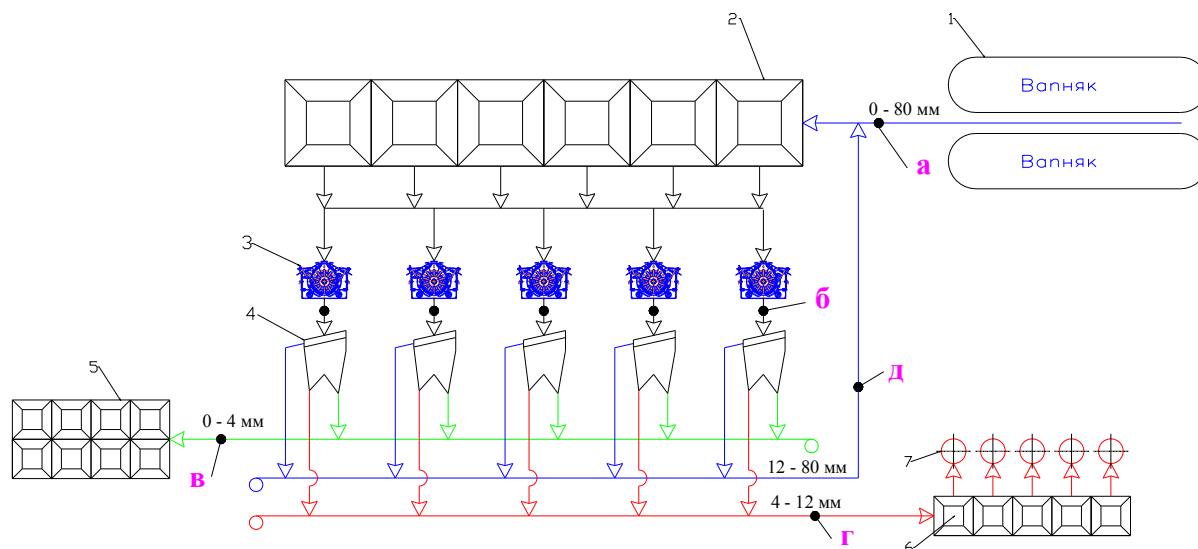
**Вступ.** Стан агломераційного виробництва ПАТ «Дніпровський меткомбінат» характеризується інтенсивним залученням у металургійну переробку тонкозернистих матеріалів – концентратів і залізовмісних відходів металургійних виробництв – з явною тенденцією безперервного підвищення їхньої частки в аглошихті. Зменшення крупності шихти з введенням зазначених матеріалів супроводжується погіршенням її газопроникності й зниженням продуктивності агломашин. Додавка кожних 10 % концентрату в шихту за даними [1] знижує продуктивність агломераційних машин на 2,6-3,3 %. Вапно – продукт випалення вапняку – широко застосовується при різних способах згрудкування залізорудної сировини як інтенсифікатор процесу спікання на багатьох аглофабриках СНД.

На витрату твердого палива в агломераційному процесі великий вплив має якість підготовки компонентів шихти (дроблення, здрібнювання, усереднення), а також її змішування й згрудкування. Підвищення сталості хімічного складу шихтових матеріалів забезпечує стабілізацію процесу спікання й зниження витрати палива. У зв'язку з тенденцією, що намітилася у світовій практиці агломераційного виробництва, питання підвищення частки тонкодисперсних концентратів у шихті, підготовки флюсу набувають великого значення. Встановлено, що зменшення верхньої межі крупності флюсів до 0,003 м забезпечує повнішу взаємодію флюсу із залізорудною частиною шихти.

**Постановка задачі.** Метою роботи є дослідження технології здрібнювання сирих флюсів в молоткових дробарках роторного типу, визначення ситового складу вапняку на різних етапах підготовки, ефективності роботи поверхонь, що просівають.

**Методика досліджень.** У бункери молоткових дробарок агломераційного цеху надходить вапняк крупністю  $0 \div 0,080$  м. Стадію дроблення здійснюють у п'яти молоткових дробарках типу ДМРІЕ  $14,5 \times 1,3 - 1000$ . Продукт дроблення розсіюється на три фракції. Фракція  $0 \div 0,004$  м надходить у бункери шихтового відділення. Фракція  $0,004 \div 0,012$  м надходить у відділення випалу вапняку і  $> 0,0012$  м повертається на повторне дроблення. При зупинці випалювальних машин фракція  $0,004 \div 0,012$  м надходить на повторне дроблення. Після дроблення вапняк розсіюється на вібраційних грохотах типу ГТТ-42 з поверхнею, що просіває, типу плетене решето, закріплене в коробі.

Продуктивність грохоту для дробленого вапняку звичайного – 50 т/год. Схему ланцюгу апаратів наведено на рис.1.



- 1 – штабель вапняку; 2 – бункера молоткових дробарок; 3 – молоткова дробарка; 4 – ГИТ-42; 5 – бункера шихтового відділення для вапняку крупністю 0÷4 мм; 6 – бункера обпалювальних машин для вапняку крупністю 4÷12 мм; 7 – обпалювальна машина кільцевого типу з площею обпалу 13,5 м<sup>2</sup>  
 а, б, в, г, д – позначення точок відбору проб

Рисунок 1 – Схема ланцюгу апаратів підготовки вапняку в умовах ПАТ «Дніпровський меткомбінат»

На різних етапах підготовки досліджувався гранулометричний склад вапняку з метою визначення якості дроблення і просівання та факторів, що впливають на них. Після грохочення кожна фракція (0÷0,004 м, 0,004÷0,012 м і > 0,012 м) піддавалася розсіву в період терміну експлуатації поверхні, що просіває.

**Результати досліджень.** Були проведені дослідження фракційного складу вапняку звичайного, що надходять з рудного двору. Хімічний склад сировини наведено в табл.1. Проби відбиралися з конвеєра (на рис.1 місце відбору проб – а). Результати наведені на рис.2.

Таблиця 1 – Хімічний склад вапняків

Матеріал, родовище	Хімічний склад, %						
	CaO	MgO	SiO <sub>2</sub>	S	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	W
Вапняк-ракушняк, Негін	53,000	1,780	0,780	0,042	6,400	0,190	6,80
Вапняк Великий Анадоль	54,900	0,6100	0,280	0,020	–	–	0,400

Встановлено крупність вапняку звичайного після дроблення (рис.3; місце відбору проб на рис.1 – б), середньозважений діаметр дробленої фракції і ступінь дроблення наведено в табл.2.

Після дроблення вапняк потрапляє на грохот вібраційний типу ГИТ-42. Кут нахилу поверхонь грохоту, що просівають, до горизонту – 25°. Ширина отворів поверхонь, що просівають: верхньої – 0,012 м, нижньої – 0,004 м. Живий перетин поверхні, що просіває, верхнього сита становить 64 % нижнього – 57 %. Ефективність просівання по фракції 0÷0,004 м становить 96,12%.



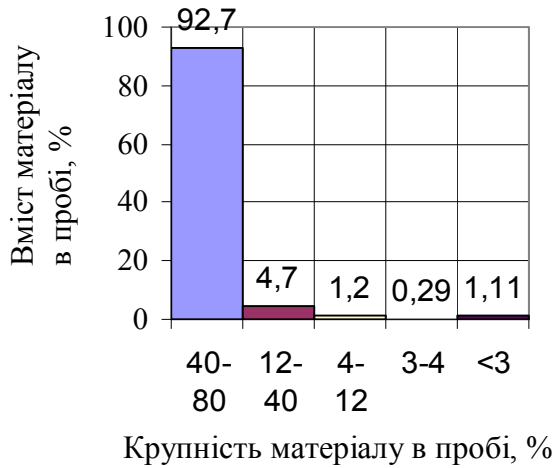


Рисунок 2 – Ситовий склад вапняку звичайного, що надходить на склад комбінату

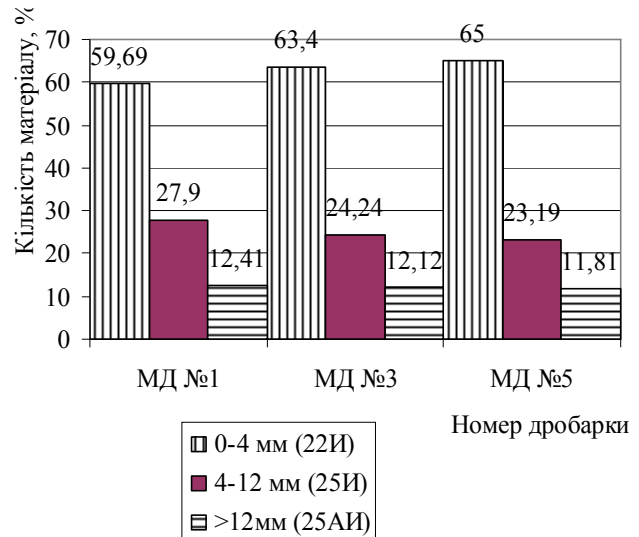
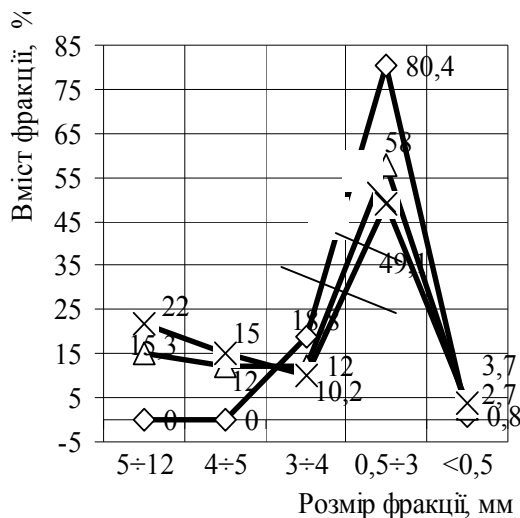


Рисунок 3 – Крупність вапняку звичайного після дроблення в молоткових дробарках №1, №3 і №5

Таблиця 2 – Результати розрахунків показників дроблення вапняку в молоткових дробарках № 1, №3 і №5

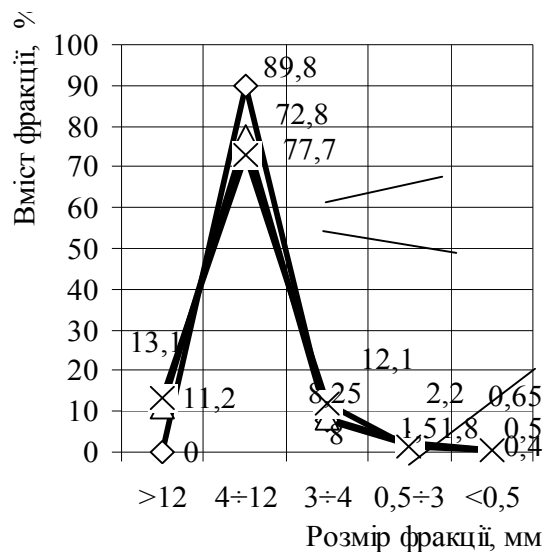
Показник	Номер дробарки молоткової		
	№1	№3	№5
Середньозважений діаметр, $\times 10^{-3}$ м	9,13	8,79	8,58
Ступінь дроблення	8,76	9,10	9,33

Для визначення якості просівання та факторів, що впливають на нього, визначали гранулометричний склад вапняку кожної фракції ( $0 \div 0,004$  м,  $0,004 \div 0,012$  м і  $> 0,012$  м; місце відбору проб на рис.1 – в, г, д відповідно) в період експлуатації поверхні, що просіває. Результати наведені на рис.4-6.



цифри біля кривих – кількість діб експлуатації поверхні, що просіває

Рисунок 4 – Розсів вапняку крупністю  $0 \div 0,004$  м (місце відбору на рис.1 – в)



цифри біля кривих – кількість діб експлуатації поверхні, що просіває

Рисунок 5 – Розсів вапняку крупністю  $0,004 \div 0,012$  м (місце відбору на рис.1 – г)

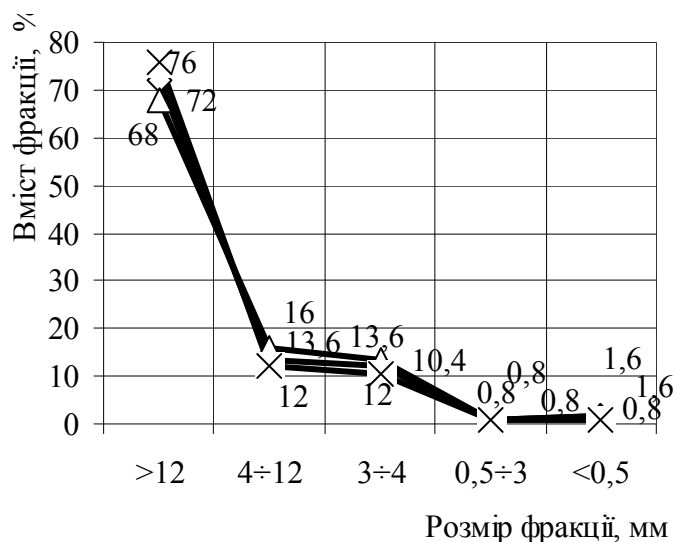


Рисунок 6 – Розсів вапняку крупністю 0,012÷0,040 м (місце відбору на рис.1 – д)

Установлено, що через низьку якість дротового сита відбувається руйнування поверхні й зростає кількість некондиційної фракції: 0,003÷0,005 м – до 15% і 0,005÷0,012 м – до 22%, що є неприпустимим (допускається вміст фракції > 0,003 м до 3%) (рис.4). Певна кількість надрешіткового продукту надходить через отвори, що утворилися в ситах, у підрешітковий продукт.

Розсів вапняку крупністю 0,004÷0,012 м знижується з 89,8 до 72,8 %, частина великої фракції йде у фракцію 0÷0,004 м (рис.5).

Аналогічна картина спостерігається й по розсіву фракції 0,012÷0,040 м. Її вміст знижується з 76% до 68% (рис.6), що теж свідчить про відхід у фракцію 0÷0,004 м. Це підтверджує стан поверхонь сита, що просівають (рис.7), які були в роботі 5 діб. Сито в задовільному стані. Після 30 діб експлуатації видно невеликі отвори поверхні, що просіває (рис.7, б). А після 40 діб (рис.7, в) зруйнована значна частина сита.

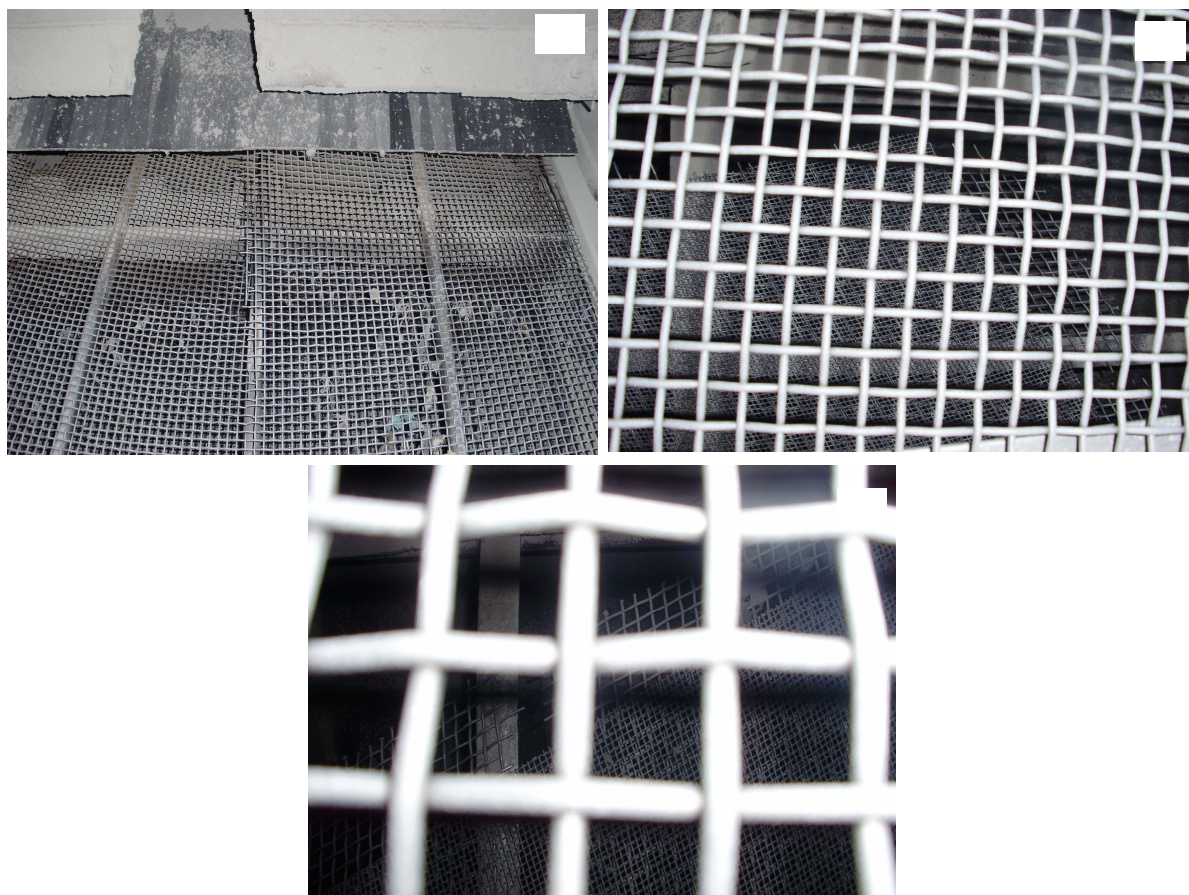


Рисунок 7 – Стан поверхні, що просіває, дводечного вібраційного грохоту після 5 (а), 30 (б) і 40 (в) діб експлуатації відповідно

Заміна на грохотах сит з вічком розміром 0,003×0,003 м на сита з вічком 0,004×0,004 м сприяла збільшенню продуктивності грохотів на 10-20% і підвищенню терміну служби.

Агломераційний цех використовує як флюс також вапняк-ракушняк родовища Негін. Період роботи дробарки й грохотів на вапняк-ракушняку Негін не дозволив провести дослідження. Молоткова дробарка № 1 подрібнювала вапняк-ракушняк 40 хв., № 3 – 20 хв. і дробарка № 5 – 75 хв. Після цього вся колосникова решітка була забита, і дробарка зупинена на очищення. Відразу після початку дроблення було зроблено розсівання проб матеріалу згідно з рис.1: у точці «в» – фракція 0÷0,004 м, «г» – фракція 0,004÷0,012 м і фракція більше 0,012 м у точці «д». Результати наведені на рис.8.

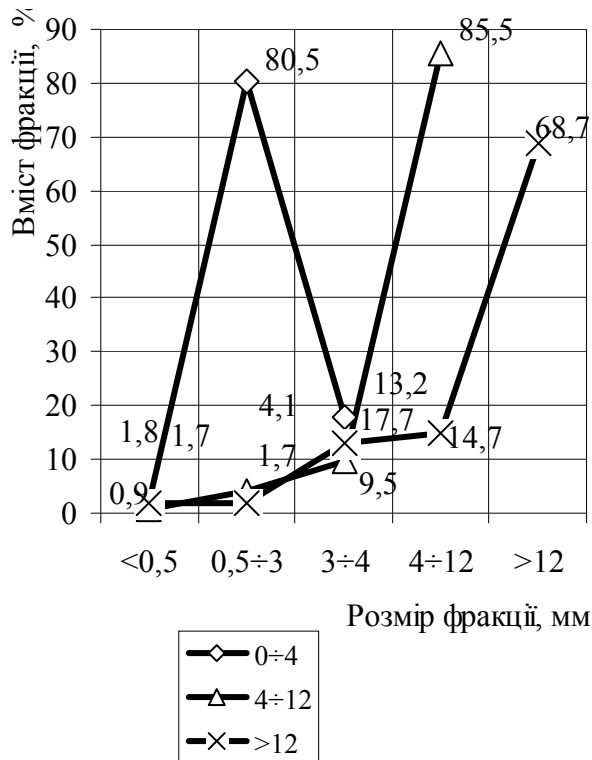


Рисунок 8 – Розсів вапняку-ракушняку після дроблення в молотковій дробарці

Встановлено, що фракція 0÷0,004 м на 80,5% представлена фракцією 0,0005÷0,003 м, 17,7% – 0,003÷0,004 м і менше 0,0005 м – 1,8%. Фракція 0,004÷0,012 м складається на 85,5% з фракції 0,004÷0,012 м, на 9,5% – 0,003÷0,004 м і з фракції від 0,003 м і менше – до 5%. Фракція, яка йде на подрібнення, складається на 68,7% із крупності більше 0,012 м. У цей потік надходить 14,7% 0,004÷0,012 м і менше 0,004 м – до 16,6%.

Таким чином встановлено, що вібраційний грохот працює із украй низькою ефективністю, яка дедалі погіршується через те, що поверхня, яка просіває, забита вологим вапняком-ракушняком.

Для підвищення якості розсівання вапняків пропонуються поверхні, що просівають, плетені із дроту круглого або плоского перетину, змінної прямої й хвилястої форми в горизонтальній площині, з натяжними гаками або без них.

Розмір вічка – від 0,002 до 0,0224 м. Товщина дроту круглого перетину – 0,00125÷0,005 м, плоского перетину – 0,0022×0,0044 м ÷ 0,0045×0,009 м. Матеріал – пружинна хромиста або хромонікелева сталь. Поперечні з'єднання в Triplast (рис.9) виконані з поліуретану.

Застосування поперечних з'єднань із поліуретану забезпечує триваліший термін служби й різновекторні коливання для одержання ефекту самоочищення. Існує також можливість виконання сит Triplast у вигляді модулів для установки на підситник Kombiplast або разом з панелями Kombiplast (рис.10). Установка такої поверхні дозволяє подовжити термін роботи грохота шляхом заміни тільки однієї зношеної панелі.

Нині поліуретанові поверхні одержали визнання в різних галузях. З 100 нових інсталяцій грохотів у світі 9 доводиться на металеві сита, 16 – гумові й 74 – поліуретанові. Основними перевагами поліуретанових просіваючих поверхонь є термін служби (через велику товщину рівної поверхні панелі та рівномірність зношування) і ефективність просівання (через стабільність поведінки, надійність фіксування, необхідну твердість, точність витримування форми).

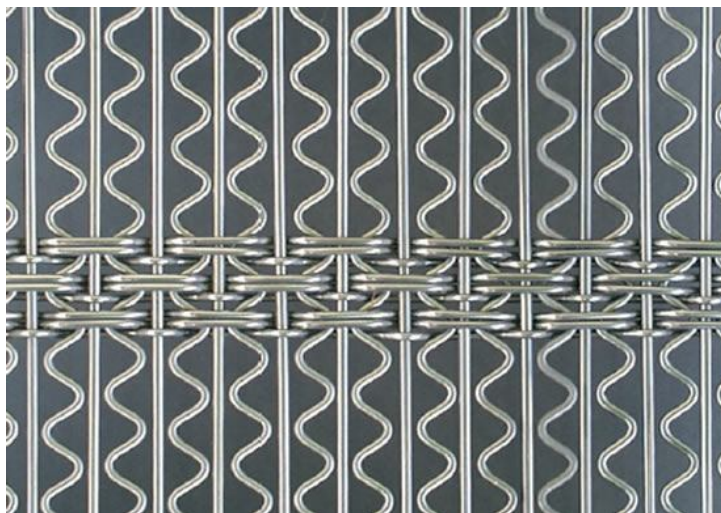


Рисунок 9 – Плетені сита TRIA для просівання вологих і матеріалів, що важко розділяються

Для просівання вапняку пропонуються модульні сита системи UNI 2000. Вони кріпляться до опорної конструкції за допомогою спеціальних опорних монтажних брусів, що робить їх сумісними з іншими модульними системами. Ширина модулів 0,15 м або 0,30 м, довжина – до 1,20 м. Сита й монтажні бруси також виконані із зносостійкого поліуретану (рис.10).



Рисунок 10 – Модульні системи поверхонь, що просівають, з поліуретановими поверхнями

На формування вартості впливає безліч факторів, але основними є розмір грохоту, обсяг замовлення та клас поділу матеріалу. Так, орієнтовна ціна за 1 м<sup>2</sup> поверхні системи UNI 2000 (EXW Німеччина) для класу поділу близько 0,010 м становить 524 €.

Такі поверхні заслужено знайшли своє застосування для обробки різних матеріалів у багатьох країнах Європи. Серед підприємств компанії Steinhouse, які використовують поверхні, що просівають, можна назвати наступні:

- Corus (Нідерланди),
- Thyssen Krupp (Німеччина),



- Salzgitter (Німеччина),
- Cockerill (Німеччина),
- Sacilor (Франція),
- Voest (Австрія) і ін.

#### Висновки.

1. Установлено, що через низьку якість дротового сита, що просіває, відбувається руйнування поверхні та зростання кількості некондиції у вапняку як компонента аглошихти фракції 0,004÷0,005 м до 15% і 0,005÷0,012 м – до 22%, що неприпустимо (допускається до 3%).
2. Використання вапняку-ракушняку Негін з підвищеною вологістю (близько 6%) призводить до значного налипання на колосникові решітки молоткової дробарки й поверхні, що просівають, вібраційного грохоту. Це призводить до погіршення якості дроблення й просівання, перевитрати матеріалів, що флюсують, та енергетичних ресурсів. Тому використання його при такій вологості недоцільне.
3. Важливим завданням поліпшення якості підготовки флюсу є чітке дотримання графіків ремонту, зниження коливання крупності вапняку в продукті за рахунок використання сучасних грохотів і поверхонь, що просівають.
4. Запропоновано сита плетені TRIA для просівання вологих і матеріалів, що важко розділяються. Ситові поверхні легко й швидко міняються та можуть використовуватися для матеріалів з підвищеною вологістю.
5. Запропоновано грохота з поліуретановими модулями. Вони мають час експлуатації в 15÷20 разів довший, ніж у дротових сит і ефективність просівання вищу, ніж у гумових за рахунок меншої кількості мертвих зон.

#### ЛІТЕРАТУРА

1. Сигов А.А. Агломерационный процесс / Сигов А.А., Шурхал В.А. – К.: Издательство «Техника», 1969. – 120с.

*Надійшла до редколегії 20.12.2011.*

УДК 669.184.244

СІГАРЬОВ Є.М., к.т.н, доцент

Дніпродзержинський державний технічний університет

### МОДЕЛЮВАННЯ ОШЛАКУВАННЯ ФУТЕРІВКИ КОНВЕРТЕРА ІЗ КОМБІНОВАНИМ ПРОДУВАННЯМ

**Вступ.** Розширення сортаменту сталі, що виплавляється, поряд із підвищенням вимог до якості кінцевої продукції призвело до поширення використання та актуальності подальшого удосконалення технології комбінованого продування ванни у кисневих конвертерах. В той же час, використання комбінованого продування ванни призводить до ускладнення [1-3] умов служби футерівки стін та днища агрегату. Перемішування металу та шлаку струменями, що подають через донні фурми або дугтьові пробки, підвищує швидкість зносу днища та прилеглих дільниць, при цьому футерівка зношується нерівномірно – найбільша швидкість спостерігається у навколофурменній зоні днища [3].

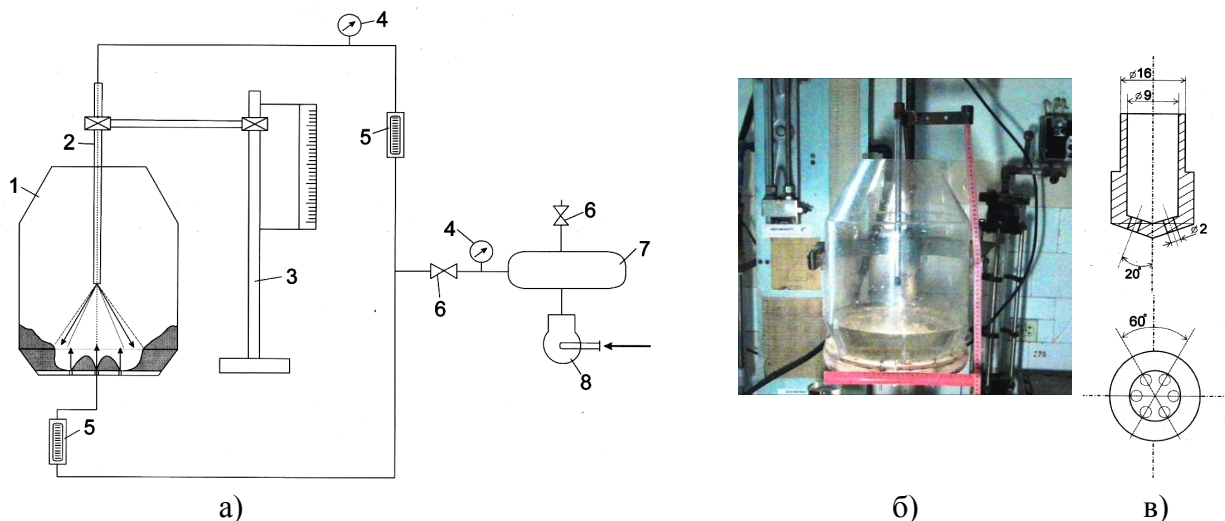
**Постановка задачі.** Як встановлено дослідженнями топографії зносу футерівки по ходу кампаній конвертерів із верхньою продувкою [4], найбільші ускладнення у формуванні захисного шлакового гарнісажу шляхом роздування кінцевого шлаку струменями азоту виникають у зонах верхньої частини циліндра і конуса агрегату.

За умов використання комбінованого продування ванни зменшення швидкості зносу днища забезпечують правильним обранням режиму експлуатації конвертера, конструкції, кількості та порядку розташування донних фурм, а також способом відновлення та ремонту футерівки.

Для визначення характеру впливу розташування верхньої та донних фурм відносно один до одного та режимів подачі азоту під час роздування шлаку на «запечаткування» донних фурм та зашлаковування стовбура верхньої фурми необхідно проведення окремих досліджень.

**Результати роботи.** Експерименти проводили з використанням удосконаленої лабораторної установки [5] на прозорій моделі кисневого конвертера з профілем і розмірами робочого простору в масштабі 1:20 по відношенню до 250-т агрегату ККЦ ПАТ "ДМКД". Модель конвертера з плексигласу (рис.1, а) призначалася для візуалізації та дослідження особливостей макрофізичних явищ, що супроводжують процес взаємодії багатоструменевого верхнього дуття з рідкою ванною, яка відповідала в масштабі об'єму кінцевого шлаку, із одночасним вдуванням газу через фурми (отвори), розташовані у днищі конвертера. У якості рідини, що моделює шлак, як і у роботі [5], використовували крохмальний клейстер, у якості азотного дуття – стисле повітря. У всіх експериментах для продування рідкої ванни з організацією направленою бризковиносу на стіни конвертера використовувалися модельні фурми в масштабі 1:20 до промислових з 6-тисопловими наконечниками (рис.1, в) із кутом нахилу сопел  $\alpha = 20$  град до вертикальної осі фурми.

Крім того, для подачі газу знизу використовували 6 донних сопел (отворів) з діаметром  $d_d = 0,7$ мм, що були рівномірно розташовані за колом із центром, що співпадав із центром днища моделі конвертера (рис.1, а). У всіх експериментах кожна донна фурма знаходилася у одній вертикальній площині із відповідним соплом наконечника верхньої фурми.



1 – конвертер; 2 – фурма; 3 – пристрій для переміщення фурми;  
4 – манометри; 5 – ротаметр; 6 – вентилі; 7 – ресивер; 8 – компресор

Рисунок 1 – Схема (а) та вигляд (б) установки моделювання процесу нанесення шлакового гарнісажу у конвертері із комбінованим продуванням ванни

Для перенесення отриманих на моделі даних на промисловий зразок фізичне моделювання проводили з урахуванням того, що інтенсивність подачі азоту на роздування кінцевого шлаку у 250-т конвертері змінюється в межах 800-900 м<sup>3</sup>/хв.

Витрата газу на одне сопло ( $Q'_2$ , м<sup>3</sup>/с) 6-тисоплового наконечника фурми (рис.1, в) складала  $Q'_2 = 0,63 \cdot 10^{-3}$  м<sup>3</sup>/с при загальній інтенсивності подачі дуття

0,23 м<sup>3</sup>/хв., що моделює значення витрат азоту у 800 м<sup>3</sup>/хв. При верхньому значенні витрат азоту у 900 м<sup>3</sup>/хв.  $Q'_z=0,81 \cdot 10^{-3}$  м<sup>3</sup>/с при загальній інтенсивності дуття 0,29 м<sup>3</sup>/хв. Витрату газу через донні фурми конвертера підтримували у межах 0,004-0,006 м<sup>3</sup>/хв. на одну фурму (отвір).

Під час проведення експериментів процес роздування рідкої ванни газовими струменями фіксували за допомогою цифрової відеокамери у високошвидкісних режимах зйомки (120-240 к/с).

У ідеальному технологічному варіанті ошлакування футерівки конвертера із комбінованим продуванням необхідно забезпечити окрім рівномірного нанесення шлакового гарнісажу по всій висоті робочого простору одночасне запобігання утворенню шлакової охолоді на фурмі, обмеження винесення шлакових крапель через горловину агрегату та попередження „запечаткування” шлаком сопел донних фурм.

За результатами серії проведених експериментів, як і у випадку тільки верхнього продування ванни [5], встановлено два основних режими роздувки шлаку: без пробую (рис.2, а) та з пробую ванни верхніми струменями (рис.2, б). В той же час, з переходом до комбінованого роздування шлакової ванни верхніми та донними струменями, на відміну від [5], картина винесення шлакових крапель у робочий простір конвертеру змінювалася в залежності від висоти розташування верхньої фурми (рис.2, 3).

Так, у досліджених діапазонах витрат газу через верхню фурму 0,038-0,048 м<sup>3</sup>/хв. на одне сопло та 0,004-0,006 м<sup>3</sup>/хв. на одну донну фурму, висоти верхньої фурми над рівнем ванни  $H_\phi = 15-40$  кал. пробій струменями стовпа рідини супроводжується утворенням відбитих від її поверхні (рис.2, а) або днища (рис.2, б) зворотних газових потоків, які формують реакційні зони взаємодії з відокремлених або об'єднаних еліпсоподібних кратерів із винесенням крапель рідини на стіни та стовбур фурми.

Зворотні газові потоки в залежності від висоти фурми над ванною розташовуються перед (варіант I), за межами (варіант II) або перетинаються із зонами виходу газу з донних фурм (варіант III) (рис.3).

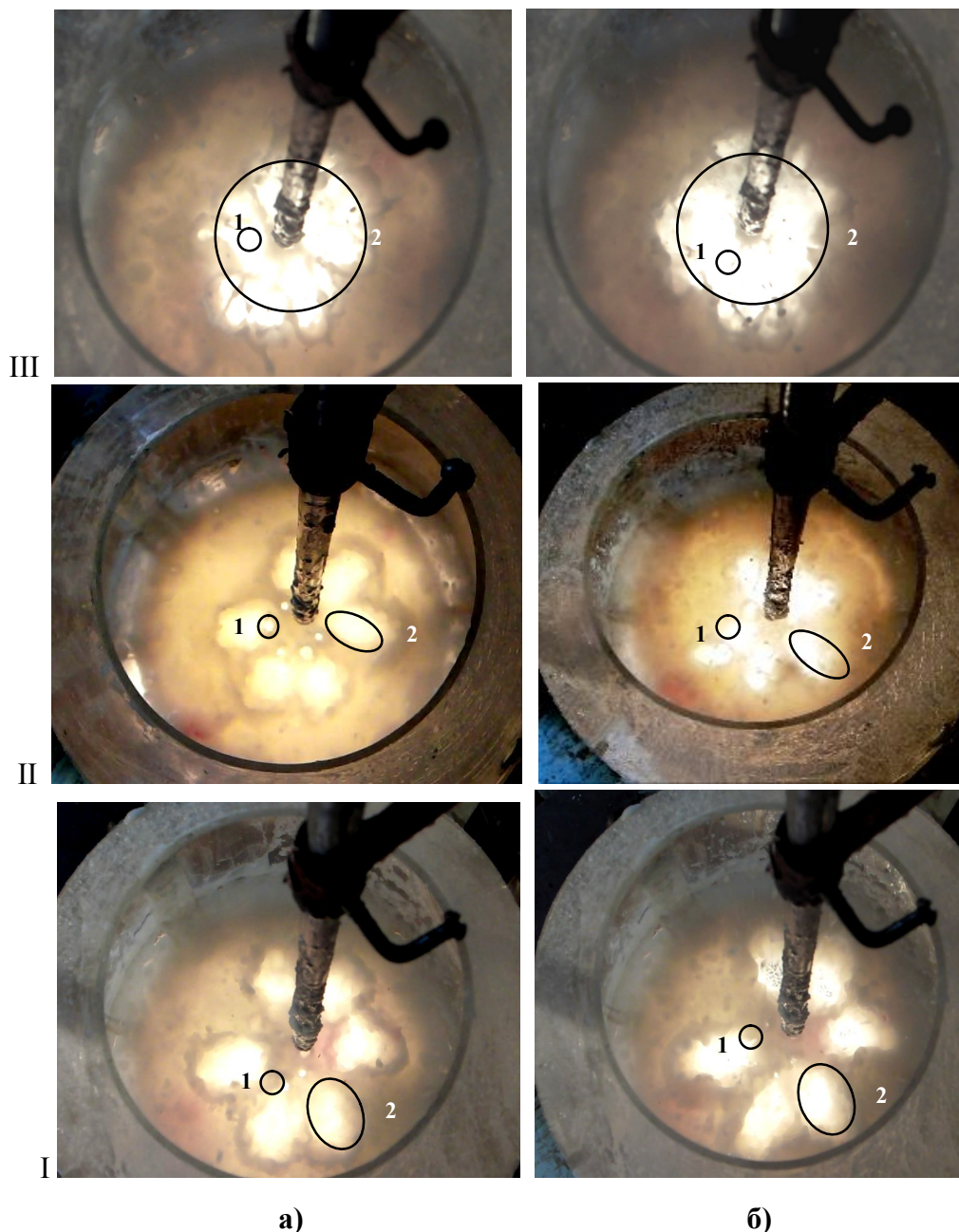
При цьому, із зменшенням висоти верхньої фурми над рівнем шлакової ванни  $h_\phi/d_\phi$  підсилюється винесення шлакових крапель рідини як на верхню частину конвертера, так і на стовбур фурми (рис. 4). В той же час, у визначеному діапазоні  $h_\phi/d_\phi$  (зони на рис.4, які обмежені вертикальними лініями) встановлено зменшення ступеня „зашлаковування” стовбура фурми із одночасним збільшенням обсягу крапель рідини, що спрямовані на стіни конвертера.

Встановлено, що у першому режимі роздування (без пробую) (рис.2, а; рис.3) за умов комбінованого продування ванни кратери дестабілізовані в робочому просторі конвертера щодо вертикальної осі фурми, що пов'язано, у першу чергу, із суттєвим впливом потоку газу з донних фурм. У випадку розташування фурми на висоті у 40 кал. від рівня ванни забезпечується практично повне пригнічення винесення крапель на стовбур фурми (рис.2, а, варіант I), але не досягається належне покриття верхньої конусної частини агрегату.

Із зниженням висоти фурми до 25 кал. відбувається зменшення діаметру кратерів по великій осі, при цьому спостерігається розширення сектора винесення частини дрібних крапель рідини на верхні частини стовбура фурми і верхню циліндричну об'ємність конвертера (рис.2, б, варіант II).

Із подальшим зменшенням висоти фурми (рис.2, в, варіант III) до 15 кал. відбувається відповідне зменшення діаметру окремих кратерів із об'єднанням їх в один загальний кратер, при цьому підвищуються обсяги направлено викиду дрібних крапель на стовбур фурми та верхню циліндричну і конусну частини конвертера за рахунок додаткового винесення крапель потоками газу з донних фурм.

Другий режим взаємодії верхнього та нижнього дуття з рідкою ванною (рис.4, б), коли у досліджених діапазонах величин  $Q_z$  та  $h_\phi/d_\phi$  відбувається пробивання



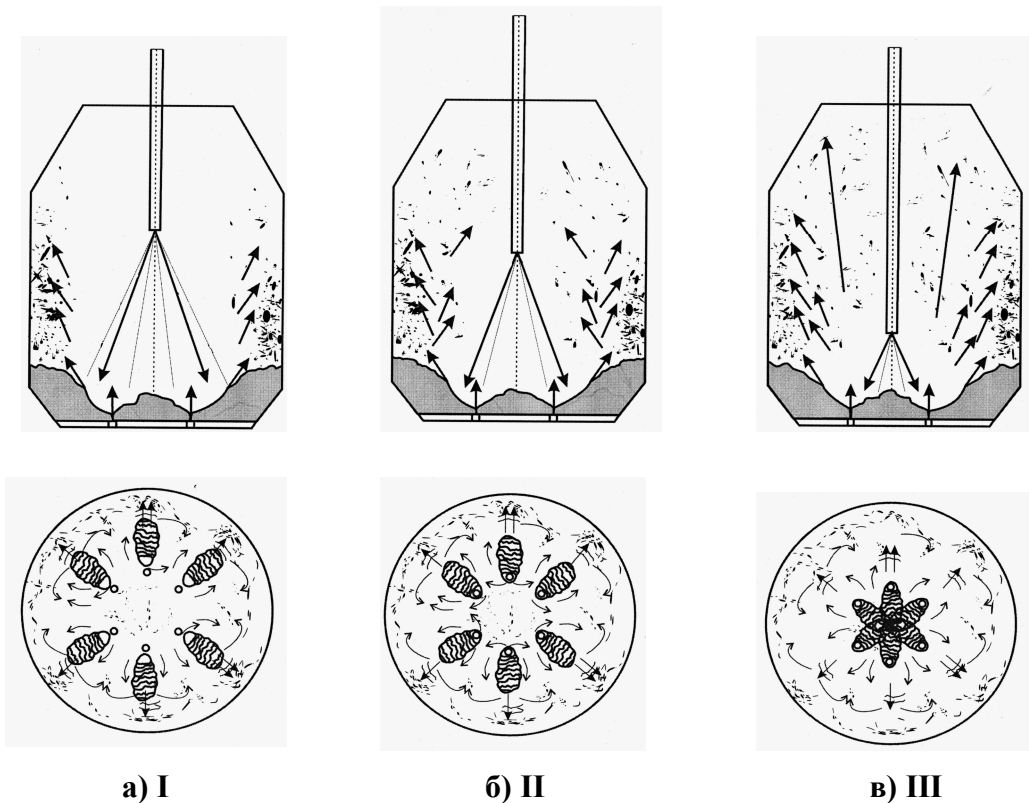
I – висота верхньої фурми  $H_{\phi}/d_{кр}= 40$  кал; II – висота верхньої фурми  $H_{\phi}/d_{кр}= 25$  кал; III – висота верхньої фурми  $H_{\phi}/d_{кр}= 15$  кал. Витрата газу на одне сопло верхньої фурми  $0,63 \cdot 10^{-3} \text{ м}^3/\text{с}$  (а) та  $0,81 \cdot 10^{-3} \text{ м}^3/\text{с}$  (б); на одну донну фурму –  $0,01 \cdot 10^{-3} \text{ м}^3/\text{с}$   
1 – донна фурма; 2 – зони контакту верхніх струменів із ванною

Рисунок 2 – Картина комбінованого роздування за встановленими режимами без пробую (а) та з пробоем (б) ванни

верхніми газовими струменями стовпа рідини, характеризується утворенням відбитого від днища зворотного газорідинного потоку. При цьому, очищені (у варіантах розташування фурми II та III на рис.2, б) потоками газу з сопел верхньої фурми донні фурми обумовлюють інший характер поведінки ванни та відмінності у картині винесення шлакових крапель з ванни на стовбур фурми і у напрямку стін конвертера.

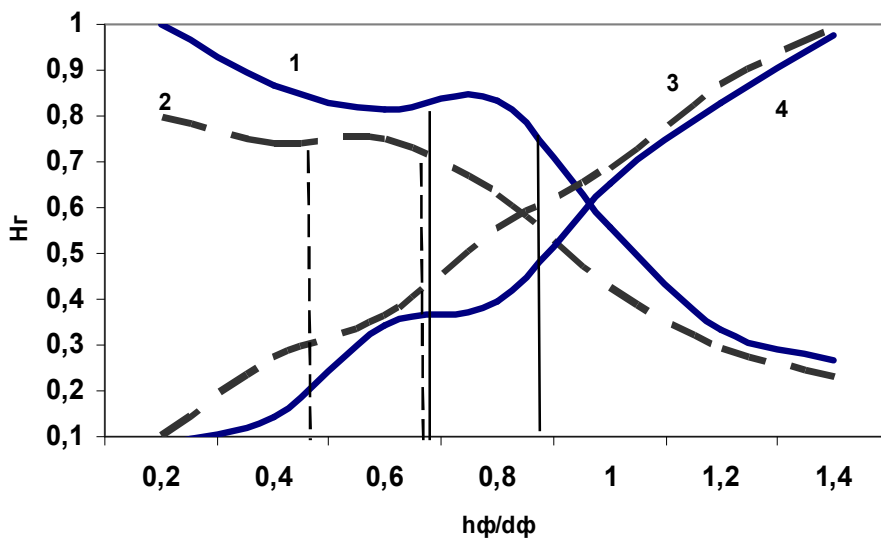
Так, у випадку розташування верхньої фурми у визначеному діапазоні висот  $h_{\phi}/d_{\phi}$  (рис.2, б, варіант II, висота фурми 25 кал.) забезпечується практично повне при-





а) I  $Q_r=0,63 \cdot 10^{-3} \text{ м}^3/\text{с}$ ,  $h_{\phi}/d_{\phi}=40$  кал.; б)  $Q_r=0,63 \cdot 10^{-3} \text{ м}^3/\text{с}$ ,  $h_{\phi}/d_{\phi}=25$  кал.;  
в)  $Q_r=0,63 \cdot 10^{-3} \text{ м}^3/\text{с}$ ,  $h_{\phi}/d_{\phi}=15$  кал.

Рисунок 3 – Схеми роздування шлакової ванни за першим режимом



витрата газу на одне сопло наконечника: криві 1, 4 –  $0,038 \text{ м}^3/\text{хв.}$ ;  
2, 3 –  $0,048 \text{ м}^3/\text{хв.}$ ;  $0,006 \text{ м}^3/\text{хв.}$  – на одну донну фурму у всіх випадках

Рисунок 4 – Відносні висота нанесення крапель клейстеру на футерівку (1, 2) та об'єм моделюючої рідини на стовбурі фурми (3, 4) в залежності від висоти розташування та витрат газу через верхню фурму

гнічення винесення крапель рідини потоком газу з донних фурм із попередженням „за-шлакування” стовбура фурми при рівномірному по висоті нанесенні рідини на внут-

рішню поверхню конвертера. Крім того, потік газу з донних фурм формує кратери збільшеного, у порівнянні із рис.2, а, діаметра із підвищеною висотою гребеня та викиданням збільшених обсягів крапель рідини у напрямку стін конвертера.

Встановлено, що оптимальний згідно з поставленими завданнями варіант комбінованого роздування шлакової ванни досягається у режимі з її пробоем струменями з наконечника верхньої фурми (варіант II розташування верхньої фурми на рис.2, б) при максимальній витраті газу на роздування.

**Висновки.** В залежності від висоти фурми над рівнем шлаку зони зворотних газових (газорідинних) потоків розташовуються перед, за межами або перетинаються із зонами виходу газу з донних фурм. Встановлено переважний вплив місця розташування донних фурм відносно зон взаємодії верхніх струменів із шлаковою ванною на співвідношення обсягів виносу бризок шлаку у напрямках стін конвертера та стовбура фурми. У випадку розташування верхньої фурми у визначеному діапазоні висот забезпечується практично повне пригнічення винесення шлакових крапель потоком газу з донних фурм на стовбур фурми при рівномірному нанесенні шлаку на футерівку стін.

#### ЛІТЕРАТУРА

1. Смирнов А.Н. Конвертируемый металл / А.Н.Смирнов // Металл бюллетень. Украина. – 2006. – № 11. – С.64-74.
2. Бойченко Б.М. Конвертерное производство стали / Бойченко Б.М., Охотский В.Б., Харлашин П.С. – Днепропетровск, 2006. – 432 с.
3. Effects of the use of twisted nozzles on jet-bath Interaction and on mixing time in a BOF top blow Converter / В.Маia, J.Аlvarenga, R.Reis, R.Tavares // The 6th European Oxygen Steelmaking Conference. – Stockholm. – 2011. – P.94-108.
4. Разработка фурменных устройств и технологии газопорошкового ошлакования футеровки 160-т конвертеров / А.Г.Чернятевич, Е.Н.Сигарев, К.И.Чубин [и др.] // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2010. – №7 (265). – С.134-138.
5. Моделювання гідрогазодинамічних та теплофізичних параметрів нанесення шлакового гарнісажу і торкрет-покриття на футерівку конвертера / А.Г.Чернятевич, С.Є.Самохвалов, Є.М.Сігарьов [та ін.] // Теория и практика металлургии. – 2010. – № 1–2 (74-75). – С.82-89.

*Надійшла до редколегії 19.12.2011.*

УДК 669.184.244

СИГАРЕВ Е.Н., к.т.н, доцент  
СУББОТ Г.А., магістр

Днепродзержинский государственный технический университет

### ОЦЕНКА ФАКТОРОВ ИЗНОСА ОГНЕУПОРОВ КИСЛОРОДНОГО КОНВЕРТЕРА

**Введение.** На современном этапе периклазоуглеродистые огнеупоры MgO-C получили широкое применение в кислородных конвертерах, поэтому уточнение механизма их износа представляет несомненный интерес. К наиболее характерным видам износа огнеупора относят [1]: шлакоразъедание, термическое скалывание, структурное разупрочнение, оплавление, пиропластическую деформацию, расплавную и газовую эрозию, механическое разрушение. Общим недостатком периклазоуглеродистых огнеупоров является окисление и расходование углерода из состава огнеупора, что усугубляет

ся воздействием циркуляционных потоков стали и может привести к значительному абразивному износу обезуглероженного поверхностного слоя.

Многочисленными [1-3] топографическими и петрографическими исследованиями изношенных футеровок показано, что огнеупоры системы MgO-C в процессе эксплуатации претерпевают изменения, выражающиеся в возникновении двух зон на границе «огнеупор-шлак»: наименее изменённой (исходной) и рабочей глубиной 1-2 мм, представляющей собой огнеупор с проникшим в него шлакометаллическим расплавом.

В то же время, исследователями [4] при установленной возможности хорошей адгезии шлака не обнаружены следы реакций между MgO огнеупора и слоем нанесенного шлака. Выявлен газовый зазор на поверхности раздела между MgO-C матрицей футеровки и слоем шлака.

**Постановка задачи.** В соответствии с концепцией химического износа шлаковый расплав является главным корродиентом периклазоуглеродистой футеровки. Установлено [2], что концентрация FeO на границе с огнеупором у его неизменной зоны снижается с 50 до 0% (на дистанции 0,2 мм), в связи с чем эти оксиды принято считать основным расходуемым элементом проникшего шлака непосредственно у неизменной зоны.

В ходе обстоятельных исследований [3] были сделаны основополагающие выводы о том, что отсутствие износа может быть достигнуто при условии насыщения основного шлака магнезией, повышения вязкости и температуры плавления шлака, а также формированием защитного шлакового гарнисажа на поверхности футеровки.

Целью работы является уточнение представлений о факторах, оказывающих влияние на износ огнеупора системы MgO-C при взаимодействии с компонентами конвертерного шлака.

**Результаты работы.** Обработкой массива промышленных данных установлено, что повышение температуры шлака при соответствующем увеличении FeO и снижении вязкости шлака в процессе проведения додувок (рис.1, 1) оказывает более существенное влияние на снижение стойкости футеровки конвертера, чем перепады температур при охлаждении футеровки во время текущих простоев (рис.1, 2).

Рабочая зона огнеупора системы MgO-C формируется [2] в результате исчезновения углеродистого покрытия с поверхности зёрен периклаза, смачиваемой шлаком, что приводит к отрицательным последствиям по следующим причинам.

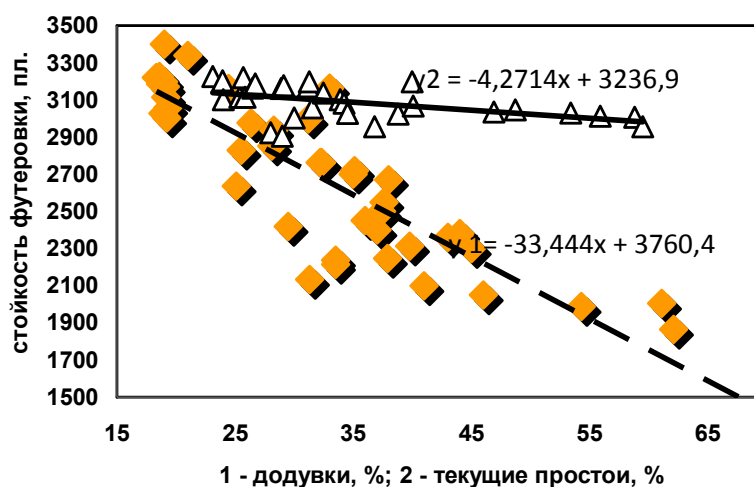


Рисунок 1 – Зависимость стойкости футеровки кислородного конвертера от количества додувок (1) и текущих простоев агрегата (2)

Так как железистый конвертерный шлак практически полностью смачивает поверхность плавного периклаза (краевой угол смачивания  $\theta < 10^\circ$ ), проникновение шлака в пористый огнеупор при температуре  $T$  выше  $1400^\circ\text{C}$  протекает в вязкостном режиме, т.е. лимитируется не смачиванием, а вязким течением расплава в порах. Скорость смачивания кристаллов периклаза шлаком настолько высока, что угол натекания шлака  $q$  приближается к равновесному уже по истечении 1-й секунды их контакта. Скорость проникновения шлака  $dL/d\tau$  определяется его поверхностным натяжением  $\mu$ , вязкостью  $\eta$  и радиусом поры  $r$ :

$$\frac{dL}{d\tau} = \frac{r \cdot \mu \cdot \cos q}{4\eta \cdot L}. \quad (1)$$

При присущих конвертерному шлаку значениях  $\mu = 450 \text{ МДж/м}^2$  и  $\eta = 0,2 \text{ Па}$  его проникновение на глубину 1-2 мм происходит за 0,9-1,6 сек соответственно в поры минимально возможного для пропитки диаметра ( $d=2r$ ) 5 мкм. При длительности контакта шлакового расплава с обезуглероженной поверхностью зёрен MgO, значительно превышающей период проникновения, шлаковый расплав полностью смачивает их поверхность до углеродистого слоя, где проникновение становится термодинамически невозможным из-за изменения знака угла смачивания  $\cos q$  на отрицательный.

Для выяснения условий протекания реакции обезуглероживания углеродистого слоя огнеупора при взаимодействии с окисленным шлаком



важно знать давление  $\{\text{CO}\}$ .

Образовавшийся монооксид углерода способен оказывать блокирующее действие, препятствуя дальнейшему продвижению шлака в поры и межзёренное пространство, если парциальное давление выделяющегося монооксида углерода ( $p_{\text{CO}}$ ) больше капиллярного давления ( $p_0$ ). Равновесные значения  $p_{\text{CO}}$  можно определить из уравнения:

$$p_{\text{CO}} = K \cdot a_{\text{FeO}} \cdot a_{\text{C}} / a_{\text{Fe}}, \quad (3)$$

где  $a_{\text{FeO}}$ ,  $a_{\text{C}}$ ,  $a_{\text{Fe}}$  – активности соответствующих реагентов;  $K$  – константа равновесия реакции (2).

Расчетом значений  $K$  косвенным методом с использованием известных данных о константах равновесия реакций, возможных в системе «огнеупор – шлак»

$$\text{C} = [\text{C}]; \quad \lg K_a = -1180/T + 1,29, \quad (4)$$

$$\text{FeO} = \text{Fe}_{\text{мет}} + [\text{O}]; \quad \lg K_b = -6320/T + 2,73, \quad (5)$$

$$[\text{C}] + [\text{O}] = \text{CO}; \quad \lg K_c = 1168/T + 2,07, \quad (6)$$

$$\lg K = \lg K_a + \lg K_b + \lg K_c = -6332/T + 6,09 \quad (7)$$

получена динамика активности оксида железа шлака от состава шлака по ходу плавки.

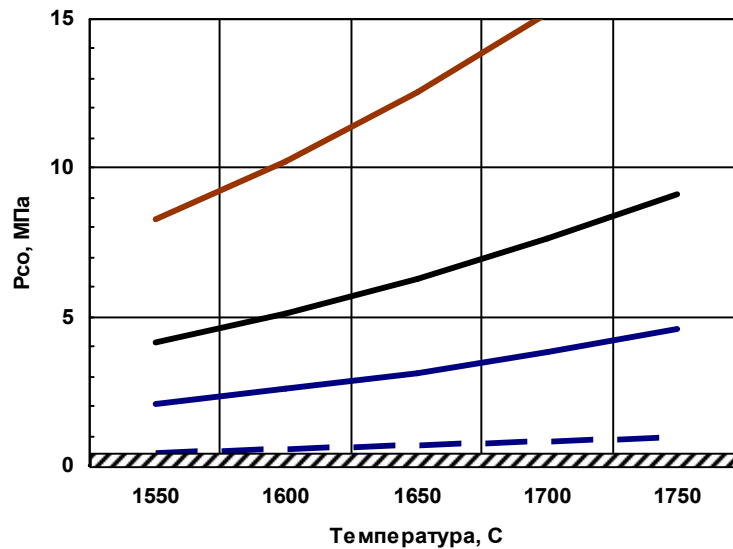
Используя ряд значений  $a_{\text{FeO}}$  (в диапазоне  $1550\text{-}1750^\circ\text{C}$ ), определили возможные парциальные давления  $\{\text{CO}\}$ . Для оценки равновесного значения  $p_{\text{CO}}$  принимали активности углерода огнеупора и железа равными единице. Расчёт вели по уравнению

$$p_{\text{CO}} = K \cdot a_{\text{FeO}} \quad (8)$$

при изменении значений  $a_{\text{FeO}}$  от 0,05 до 0,45.

Максимальное капиллярное давление шлака в порах  $d=5\text{мкм}$  составит:  
 $p_o = 4 \cdot \mu / d = 0,36\text{МПа}$ ; для пор диаметром  $100\text{мкм}$  –  $0,018\text{МПа}$ .

Результаты расчёта приведены на рис.2, в соответствии с которым в исследованном интервале температур и активностей  $p_{\text{CO}}$  превышает капиллярное давление в порах диаметром  $5\text{мкм}$  в исследованном диапазоне значений температуры и  $a_{\text{FeO}}$  в шлаке.



заштрихованное поле – диапазон значений капиллярного давления в порах огнеупора диаметром от 5 до 100 мкм

Рисунок 2 – Равновесное парциальное давление {CO} при различных температурах и значениях  $a_{\text{FeO}}$

При активности  $a_{\text{FeO}} > 0,01$ , характерной для окисленных конвертерных шлаков, равновесное парциальное давление  $p_{\text{CO}}$  значительно превышает максимальное капиллярное ( $0,36\text{МПа}$ ) в порах  $5\text{мкм}$ . В то же время, с понижением концентрации FeO в рабочем слое огнеупора пора любого размера позволяет зародиться и выделиться пузырьку CO. Поэтому пористость огнеупора должна быть минимальна. Кроме того, для обеспечения запираания выделяющимся при реакции (2) {CO} каналов и замедления поступления по ним новых порций жидкого шлака необходимо отсутствие в огнеупоре сквозных (канальных) пор.

Однако, большинство проницаемых для шлака пор огнеупора имеет диаметр  $>5\text{мкм}$ , и капиллярное давление шлака в них значительно меньше  $3,6\text{атм}$  (рис.2). Таким образом, блокирующее действие {CO}, выделяющегося при реакции обезуглероживания (2), оказывается достаточно вероятным.

По ходу взаимодействия углерода огнеупора с монооксидом железа (2) изменяется и состав контактирующего с рабочей зоной слоя шлака с уменьшением содержания в нём оксидов железа и марганца, наиболее агрессивных по отношению к периклазу. Вследствие практически абсолютного смачивания шлаком поверхности MgO работа адгезии его к зёрнам периклаза  $W_A = \mu(1 + \cos q)$  близка к удвоенному поверхностному натяжению шлака и составляет около  $495\text{МДж/м}^2$ . Такое значение работы адгезии шлака к поверхности MgO может вызвать вымывание зёрен периклаза футеровки движущимся потоком шлакометаллической эмульсии при продувке металла кислородом в ходе конвертерной плавки.

Разрушение футеровки происходит также и в результате растворения твёрдой фазы (периклаза) огнеупора в шлаке. В рабочей зоне футеровки происходит растворение огнеупора в шлаке, стекающем по её поверхности в ходе продувки со скоростью  $V_p$ , определяемой как температурным, так и концентрационным факторами. В диффузионном режиме растворение огнеупора может быть описано уравнением:

$$V_p = dm/d\tau = K_1(C_s - C_o)/D, \quad (9)$$

где  $K_1$  – константа, связанная с природой системы и температурой;  $C_s$  и  $C_o$  – концентрация MgO в шлаке при насыщении и объёмная;  $D$  – толщина диффузионного слоя у поверхности твёрдой фазы, величина которой зависит от гидродинамических характеристик расплава (вязкости  $\eta$  и скорости жидкой фазы относительно твёрдой поверхности  $w$ )

$$D = K_2 \sqrt{\left(\frac{\eta}{w}\right)}, \quad (10)$$

где  $K_2$  – константа, учитывающая физические и химические свойства системы «огнеупор-шлак». После соответствующих преобразований для определения скорости растворения получено выражение

$$dm/d\tau = \sqrt{K_3 \cdot w}(C_s - C_o), \quad (11)$$

где  $K_3 = f(K_1, K_2)$ .

Интенсивность движения слоя шлака, стекающего по поверхности футеровки, пропорциональна вязкости и степени отклонения шлака от состояния его насыщения MgO. Полученное с использованием данных промышленных экспериментов [5] на основе подхода [6] выражение для определения концентрации насыщения конвертерного шлака оксидом магния  $(MgO)_{НАС}$  имеет вид:

$$(MgO)_{НАС} = 0,987(MgO)_{НАС}^p + 3,06, \quad (12)$$

где  $(MgO)_{НАС}^p$  – расчетная концентрация насыщения шлака оксидом магния по [6]. Расчеты по приведенному выражению в различные периоды продувки показали, что  $(MgO)_{НАС}$  определяется, в основном, величиной основности шлака и температурой конвертерной ванны. С повышением температуры (в диапазоне 1550-1650<sup>0</sup>С) и основности шлака с 2,0 до 3,5 значения  $(MgO)_{НАС}$  изменяются в пределах 7,4-8,8%. В то же время, при принятой в части конвертерных цехов технологии выплавки стали без использования магнийсодержащих присадок фактическое содержание MgO составляет, в среднем, 6,0-6,8% и 4-4,5% на первой повалке и в конечном шлаке соответственно, что обеспечивает положительные значения  $dm/d\tau$ .

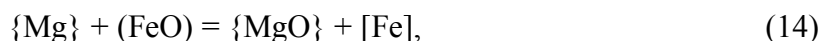
Вязкость основных конвертерных шлаков увеличивается с повышением содержания CaO и особенно MgO. Существенно повышается кажущаяся вязкость шлака при наличии в нем нерастворенных частиц размером  $10^{-3}$ - $10^{-2}$  мм, вызывающих значительное увеличение внутреннего трения. В основном шлаке такими частицами могут быть кристаллы MgO, CaO, Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Необходимо отметить, что для оптимального ведения кислородно-конвертерного процесса целесообразно поддерживать минимальную вязкость шлака при повышенной концентрации MgO. По мере ввода MgO вязкость шлака растет, однако максимум ее уменьшается с ростом основности (с 6% MgO при CaO/SiO<sub>2</sub>=1 до 2,8% MgO при CaO/SiO<sub>2</sub>=3). По мере дальнейшего роста концентрации MgO в шлаке вязкость уменьшается, причем минимум ее с ростом основности смещается в сторону меньших концентраций MgO. Затем наступает повторный рост вязкости при концен-

трации MgO свыше 8%. В то же время, для нанесения шлакового гарнисажа на футеровку после окончания плавки с целью защиты ее от износа необходимо быстро повышать вязкость шлака путем снижения его окисленности и температуры и ввода дополнительного количества MgO (до 10-14%).

При петрографических исследованиях огнеупора [2] обнаружены новообразования практически чистого периклаза на расстоянии 15-10 мм от рабочей зоны. Повидимому, при восстановлении (MgO) углеродом огнеупора



образующийся газообразный магний проникает в поры огнеупора, конденсируется на поверхности зёрен периклаза и вторично окисляется



образуя кристаллы MgO<sub>тв</sub> и обеспечивая появление корольков Fe в рабочей зоне. Новообразования периклаза уменьшают пористость материала и его газопроницаемость, усиливая блокирующее действие MgO<sub>тв</sub> и {CO} в рабочей зоне огнеупора.

Таким образом, для снижения  $V_p$  необходимо повышение MgO до предельного значения  $C_s$ , что может быть достигнуто различными способами. Так, применение в завалку конвертерной плавки доломита разной степени обжига, магниезальных сваров и ожелезнённого доломита позволяет повысить содержание MgO в шлаке с 4,0-5,5% до 12-14%, т.е. до состояния насыщения шлака MgO, и существенно увеличить стойкость футеровки конвертеров, однако приводит к сложностям [3-5] в обеспечении способности шлака к удалению серы и фосфора, а также сопровождается усиленным выносом металла из конвертера с заматалливанием оборудования.

Вдувание магниезальных порошкообразных материалов в расплав конечного шлака перед началом или по ходу его раздувки [5] на футеровку конвертера способно обеспечить повышение содержания MgO с 4,0-5,5% до 8,5-11%. На рис.3 приведены результаты статистической обработки данных [5] по стойкости футеровки конвертера при организации защиты его футеровки от износа гарнисажем из предварительно насыщенного MgO (1) и неподготовленного (2) конечного шлака.

Очевидно преимущество нанесения шлакового гарнисажа раздувкой предварительно подготовленного (1) шлака (с содержанием MgO=8,5-10%) в сравнении с нанесением неподготовленного (2) конечного шлака (с содержанием MgO=4,5-6,0%) на футеровку конвертера.

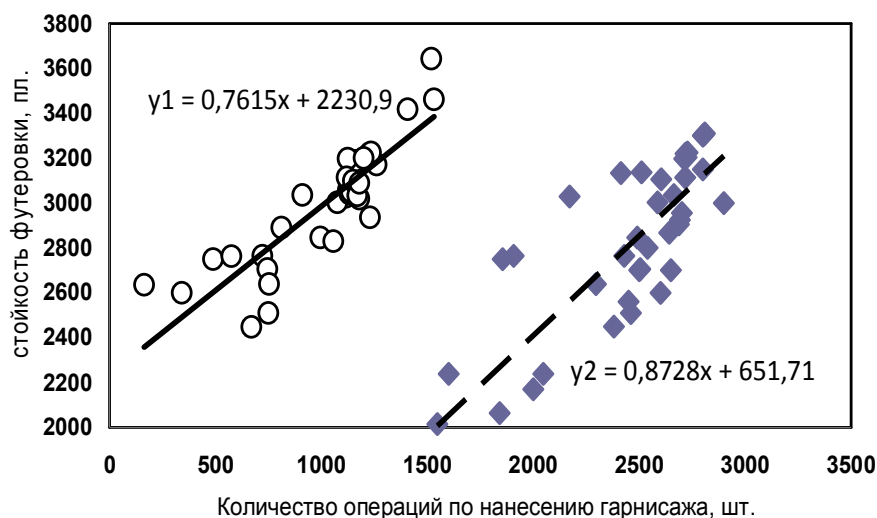


Рисунок 3 – Влияние числа операций и степени подготовки конечного шлака перед раздувкой на стойкость футеровки конвертера

**Выводы.** Додувки плавки оказывают более существенное влияние на снижение стойкости футеровки конвертера, чем перепады температур при охлаждении футеровки во время текущих простоев. Блокирующее действие  $\{CO\}$ , выделяющегося при обезуглероживании огнеупоров системы  $MgO-C$  оксидом железа шлака, способно предотвращать его глубокое проникновение в рабочую зону футеровки.

Результаты расчетов подтверждают определяющую роль в этом процессе значений активности оксидов железа шлака. В зонах контакта с окисленным шлаком содержание углерода в огнеупорах системы  $MgO-C$  должно быть повышенным.

Увеличение содержания  $MgO$  в конвертерном шлаке, раздуваемом на футеровку после выпуска стали, наряду с повышением его вязкости и образованием тугоплавких соединений системы  $FeO-MgO$ , обеспечивает уменьшение пористости рабочего слоя огнеупора, его газопроницаемость и снижает интенсивность износа.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Хорошавин Л.Б. Пути достижения наибольшей износостойчивости огнеупоров / Л.Б.Хорошавин, В.А.Перепелицын // Огнеупоры и техническая керамика. – 2000. – №4. – С.6-9.
2. Бойченко Б.М. Стадии износа периклазоуглеродистых огнеупоров в шлаковом поясе конвертера / Б.М.Бойченко, В.И.Пищида, А.В.Карпичко // Бюллетень «Черная металлургия». – ОАО «Черметинформация». – 2006. – №8. – С.123-128.
3. Grasjean J.C. Consistance des laitiers de convertisseurs et tartinage / J.C.Grasjean, P.V.Riboud // Revue de Metallurgie. – 1983. – V.80. – № 7. – P.571-584.
4. Анализ влияния температуры металла, основности и окисленности магнезиальных шлаков на предел насыщения  $MgO$  и рафинирующие свойства / А.А.Бабенко, С.М.Челпан, Л.Ю.Кривых [и др.] // Новые технологии и материалы в металлургии: сб. науч. трудов. – Екатеринбург: УИМ. – 2005. – С.170-178.
5. Разработка фурменных устройств и технологии газопорошкового ошлакования футеровки 160-т конвертеров / А.Г.Чернятевич, Е.Н.Сигарев, К.И.Чубин [и др.] // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2010. – №7 (265). – С.134-138.
6. Охотский В.Б. Термодинамические характеристики конвертерных шлаков / В.Б.Охотский // Теория и практика кислородно-конвертерных процессов: тр. IV Межд. науч.-техн. конф. – Днепропетровск, 1998. – С.29.

*Поступила в редколлегию 24.12.2011.*

УДК 669.18:536.001.

ВОЛОШИН Р.В., магистр

Днепродзержинский государственный технический университет

### **ОСОБЕННОСТИ ПЛАВЛЕНИЯ ЖЕЛЕЗОАЛЮМИНИЕВЫХ СЛИТКОВ В ОБЪЕМЕ РАСПЛАВА И НА ГРАНИЦЕ ШЛАК-МЕТАЛЛ В СТАЛЕРАЗЛИВОЧНОМ КОВШЕ**

**Введение.** При производстве качественных сталей используют различные легирующие и технологические добавки, причем практически во всех случаях в сталь вводят раскисляющие материалы, применение которых позволяет снизить активность кислорода в металле для получения заданной структуры слитка, отливки или НЛЗ. В качестве раскислителей обычно используют кремний, алюминий, кальций, титан, цирконий, их сплавы на основе железа или лигатуры.



Применение всех элементов раскислителей в чистом (металлическом) виде в практике сталеплавильного и литейного производства встречается крайне редко. Это связано с рядом причин:

- во-первых, стоимость производства чистых металлов из руд, а, соответственно, и цена на них довольно высока;
- во-вторых, применение чистых раскисляющих металлов из-за высокой величины потерь на угар и в шлак неэффективно, что во многом связано с высокой химической активностью этих металлов, а для легких элементов – еще и с низкой по сравнению с железом их плотностью.

Невысокая температура плавления алюминия позволяет организовать переплав его лома без особых технологических трудностей с получением более дешевого вторичного материала, который и получил наибольшее распространение для раскисления.

Анализ эффективности использования вторичного слиткового алюминия (наиболее распространенный в Украине развес чушек – 14-17 кг) показывает, что степень полезного использования алюминия из этого материала составляет порядка 30-50%, причем в металле обнаруживается 20-25% от введенного в ковш количества. Непроизводительное окисление алюминия при присадке под струю в ковш при выпуске стали из агрегата происходит из-за того, что ввиду низкой плотности слитков алюминия плавает на поверхности зеркала металла, взаимодействуя с кислородом атмосферы и шлака.

Одним из путей повышения степени усвоения алюминия (до 80%) является применение его сплавов с железом и различных видов ферроалюминия. Содержание железа в таких материалах обычно составляет 50-90%, а плотность их повышается до 5,5-6,8 кг/м<sup>3</sup>. Эти материалы имеют более высокую температуру плавления (1500-1650<sup>0</sup>С), а процесс их взаимодействия с кислородом происходит в большей мере по механизму растворения и переносится вглубь металла под уровень шлака [1].

**Постановка задачи.** При внедрении данной технологии раскисления металла необходимо решить следующие задачи:

1. Определение длительности и места расплавления вводимого в расплав слитка при взаимном учете влияния движения и плавления кусков материалов под воздействием гидродинамики расплава.

2. Определение длительности дальнейшего плавления слитка, расположенного на границе шлак-металл, который не успел полностью расплавиться в объеме металла.

Первая задача в основном решена и детально рассмотрена в работах [2-4]. Вместе с тем, как показывает производственный опыт, слитки, содержащие алюминий, как правило, не успевают расплавиться в объеме металлического расплава. Их дальнейшее расплавление происходит на границе шлак-металл.

Рассмотрим процессы нагрева и плавления в жидком металле алюмосодержащего сплава на основе железа слитка длиной 600мм и диаметром 70мм. Вес такого слитка при содержании алюминия 8% составляет примерно 15.4 кг. Слиток бросают (согласно технологической инструкции, используемой в конвертерном цехе Днепровского металлургического комбината) с высоты 7м в металлический расплав при заполнении ковша до 1/3.

Согласно технологической инструкции подаваемые в ковш слитки должны расплавиться при его заполнении до 2/3. Принимая среднюю длительность заполнения ковша, равную 7 минутам, время расплавления слитков не должно превышать 140 сек. Расчет гидродинамики процесса заполнения ковша проведен по методике, приведенной в работах [4, 5].

В расчетах длительности плавления слитков из ферроалюминия температура выливаемости расплава принята равной 1500<sup>0</sup>С, поэтому слитки с содержанием 8% алюминия (строка 1 в табл.1) относятся к тугоплавким материалам. Остальные слитки с

содержанием алюминия более 8% (строки 2-7 в табл.1) относятся к легкоплавким материалам.

Таблица 1 – Теплофизические характеристики алюмосодержащих сплавов на основе железа

Содержание Al, %	Плотность, $\frac{\epsilon \tilde{a}}{\bar{i}^3}$	Теплопроводность, $(\frac{Вт}{м \cdot К})$	Температура плавления, $^{\circ}С$	Теплота плавления, $\frac{кДж}{кг}$	Средняя теплоемкость,* $\frac{Дж}{кг \cdot К}$
8	66,9	16,3	1512	280	139/157
13	64,0	19,5	1488	286	147/163
18	61,0	22,1	1451	292	158/172
23	58,0	25,0	1413	298	176/184
28	55,1	27,2	1376	304	193/203
33	52,1	29,6	1338	310	193/203
38	49,1	31,8	1301	316	193/203

\* числитель – среднее значение теплоемкости в диапазоне температур 0- $T_{пл.}$ ,  
знаменатель – среднее значение теплоемкости для жидкой фазы.

**Результаты работы.** Рассмотрим процесс плавления легкоплавкого цилиндра, который расположен на границе шлак-металл. Принимаем, что температуры жидкого металла  $t_m$  и жидкого шлака  $t_{ш}$  постоянны и выше температуры  $t_{пл}$  плавления цилиндра.

Уравнения теплопроводности для трех фаз легкоплавкого цилиндра (твердой, двухфазной, жидкой)

$$C_{эф}\rho \frac{\partial T(r, \varphi, \tau)}{\partial \tau} = \left[ \lambda \frac{\partial^2 T}{\partial r^2} \right] + \frac{\lambda}{r} \frac{\partial T}{\partial r} + \frac{1}{r^2} \left[ \lambda \frac{\partial^2 T}{\partial \varphi^2} \right], \quad (1)$$

$$0 < r < R_0, \quad 0 < \varphi < \pi,$$

где  $C_{эф}$  – эффективная теплоемкость;  $\rho$  – плотность,  $\lambda$  – теплопроводность;  $c_e$  – теплоемкость жидкой фазы;  $\tilde{n}_{\dot{o}\dot{a}}$  – теплоемкость твердой фазы;  $\rho_e$  – плотность жидкой фазы;  $\rho_{\dot{o}\dot{a}}$  – плотность твердой фазы;  $\lambda_e$  – теплопроводность жидкой фазы;  $\lambda_{\dot{o}\dot{a}}$  – теплопроводность твердой фазы;  $t_L^T$  – температура ликвидуса;  $t_S^T$  – температура солидуса, определяются в виде:

$$\tilde{N}_{\dot{y}\dot{o}} = \begin{cases} c_e(t), T \geq t_L^T \\ \tilde{n}_{\dot{o}\dot{a}}(t) + Q_{\dot{o}\dot{a}} \frac{d\psi(t)}{dt}, \quad t_S^T < T < t_L^T \\ c_{\dot{o}\dot{a}}(t), T \leq t_S^T \end{cases} \quad (2)$$

$$\rho = \begin{cases} \rho_e(t), T \geq t_L^T \\ (\rho_{\dot{o}\dot{a}}(t) + \rho_e(t))/2, \quad t_S^T < T < t_L^T \\ \rho_{\dot{o}\dot{a}}(t), T \leq t_S^T \end{cases} \quad (3)$$

$$\lambda = \begin{cases} \lambda_{ae}(t), & T \geq t_L^T \\ (\lambda_{ae}(t) + \lambda_{\dot{a}\dot{a}}(t))/2, & t_S^T < T < t_L^T \\ \lambda_{\dot{a}\dot{a}}(t), & T \leq t_S^T \end{cases} \quad (4)$$

Отметим, что на оси симметрии поперечного сечения цилиндра тепловой поток равен 0, то есть:

$$\frac{\partial t(0, \varphi, \tau)}{\partial r} = 0. \quad (5)$$

На поверхности цилиндра, расположенной в шлаковом расплаве ( $0 < \varphi < \varphi_h$ ), происходит конвективный теплообмен с жидким шлаком с коэффициентом теплоотдачи  $\alpha_{ш}$ . На поверхности цилиндра, расположенной в расплаве стали ( $\varphi_{ш} < \varphi < \pi$ ), происходит конвективный теплообмен с жидким расплавом с коэффициентом теплоотдачи  $\alpha_m$ . Между образовавшимися оболочками расплава металла, шлака и поверхностью рассматриваемого цилиндра теплообмен описывается граничными условиями IV рода.

Распределение температур в затвердевшей оболочке металла имеет вид:

$$C_m \rho_m \frac{\partial T_m}{\partial \tau} = \frac{1}{r} \left[ \frac{\partial}{\partial r} \lambda_m r \frac{\partial T_m}{\partial r} \right] + \frac{\lambda_m}{r} \frac{\partial T_m}{\partial r} + \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial \varphi} \left[ \lambda_m \frac{\partial T_m}{\partial \varphi} \right], \quad (6)$$

$$r > R_0, \quad \varphi_{ш} < \varphi < \pi,$$

где  $C_i$  – теплоемкость металла;  $\rho_i$  – плотность металла;  $r$  – радиус цилиндра;  $\lambda_i$  – теплопроводность металла;  $\varphi$  – текущее значение радиуса цилиндра.

Условие движения границы плавления (намерзания) для точки  $P_m$ , которая принадлежит границе плавления (намерзания) затвердевшей оболочки металла, имеет вид:

$$\alpha_m \left( t_m(r, \varphi, \tau) - t_{пл}^m \right) - \lambda \frac{\partial t_m(P_m)}{\partial \bar{n}} = -\rho_m Q_m W(P_m); \quad t(P_m) = t_{пл}^m; \quad (7)$$

где  $\alpha_i$  – коэффициент теплоотдачи металла;  $t_{i\bar{e}}^i$  – температура плавления металла;  $\lambda$  – теплопроводность металла.

Распределение температур в затвердевшей оболочке шлака описывается аналогичным уравнением теплопроводности:

$$C_{ш} \rho_{ш} \frac{\partial T_{ш}}{\partial \tau} = \frac{1}{r} \left[ \frac{\partial}{\partial r} \lambda_{ш} r \frac{\partial T_{ш}}{\partial r} \right] + \frac{\lambda_{ш}}{r} \frac{\partial T_{ш}}{\partial r} + \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial \varphi} \left[ \lambda_{ш} \frac{\partial T_{ш}}{\partial \varphi} \right], \quad (8)$$

$$r > R_0, \quad 0 < \varphi < \varphi_{ш},$$

где  $C_{ш}$  – теплоемкость шлака;  $\rho_{ш}$  – плотность шлака;  $\lambda_{ш}$  – теплопроводность шлака.

Условие движения границы плавления (намерзания) для точки  $P_{ш}$ , которая принадлежит границе плавления (намерзания) затвердевшей оболочки шлака, имеет вид:

$$\alpha_{ш} \left( t_{ш}(r, \varphi, \tau) - t_{пл}^{ш} \right) - \lambda_{ш} \frac{\partial t_{ш}(P_{ш})}{\partial \bar{n}} = -\rho_{ш} Q_{ш} W(P_{ш}); \quad t(P_{ш}) = t_{пл}^{ш}, \quad (9)$$

где  $\alpha_{ш}$  – коэффициент теплоотдачи шлака;  $t_{i\bar{e}}^{ш}$  – температура плавления шлака;

$\lambda_{ш}$  – теплопроводность шлака.

Математическая модель для тугоплавкого тела незначительно отличается от таковой для легкоплавкого тела. После завершения периодов намерзания и последующего плавления металлической оболочки происходит подогрев поверхности цилиндра до температуры его плавления  $t_{пл}$ . На нижней поверхности цилиндра ( $\varphi_0 < \varphi < \pi$ ) происходит конвективный теплообмен с жидким металлом с заданным коэффициентом теплоотдачи  $\alpha_M$ :

$$\alpha_M [t_M - T(R_0, \varphi, \tau)] = -\lambda \frac{\partial T(R_0, \varphi, \tau)}{\partial \bar{n}}, \quad (\varphi_0 < \varphi < \pi). \quad (10)$$

После завершения периодов намерзания и последующего плавления шлаковой оболочки происходит подогрев поверхности цилиндра до температуры его плавления. На верхней поверхности цилиндра ( $0 < \varphi < \varphi_0$ ) происходит конвективный теплообмен с жидким шлаком с заданным коэффициентом теплоотдачи  $\alpha_{ш}$ :

$$\alpha_{ш} [t_{ш} - T(R_0, \varphi, \tau)] = -\lambda \frac{\partial T(R_0, \varphi, \tau)}{\partial \bar{n}}, \quad (0 < \varphi < \varphi_0). \quad (11)$$

В качестве начального условия выбирается распределение температур в цилиндре в момент всплытия его на поверхность металл-шлак. Алгоритм расчета процесса плавления цилиндра на границе шлак-металл приведен в работе [6].

На рис.1, 2 представлены варианты плавления алюмосодержащего цилиндра с содержанием в нем алюминия соответственно 8% и 13% с учетом гидродинамики расплава.

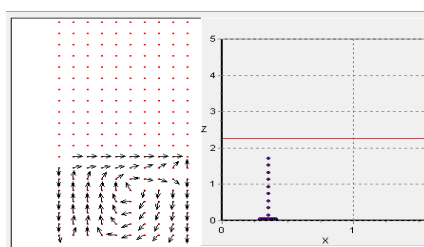


Рисунок 1 – Схема плавления алюмосодержащего цилиндра с содержанием алюминия 8%

Из рис.1 видно, что слиток так и не всплывает на поверхность шлак-металл и расплавляется через 24,1 сек.

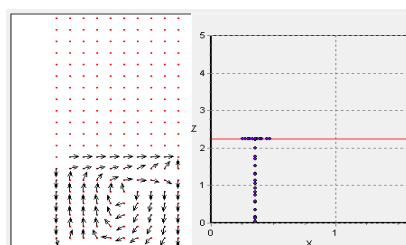


Рисунок 2 – Схема плавления алюмосодержащего цилиндра с содержанием алюминия 13%

Результаты расчета плавления часто используемых алюмосодержащих добавок представлены в табл.2.

Таблица 2 – Результаты расчета плавления алюмосодержащих цилиндров в объеме расплава и на границе шлак-металл

Процентное содержание алюминия, %	Длительность пребывания в металлическом расплаве, сек	Плотность слитка в момент всплытия, кг/м <sup>3</sup>	Уровень шлака в момент всплытия	Длительность плавления на границе шлак-металл, сек	Плотность слитка после завершения плавления, кг/м <sup>3</sup>	Уровень шлака после завершения плавления
18	6,6	6498	0,78	7,2	6104	0,78
23	4,9	6590	0,7	14,8	5506	0,63
28	3,0	6414	0,63	13,5	5273	0,57
33	2,1	6233	0,55	13,6	5218	0,55
38	1,6	5587	0,48	12,3	4990	0,5

**Выводы.** Из результатов расчета видно, что с повышением процентного содержания алюминия слиток быстрее всплывает на поверхность шлак-металл. При этом длительность дальнейшего расплавления слитка увеличивается. Для всех рассмотренных вариантов расчета слиток успевает расплавиться за период от 1/3 до 2/3 заполнения ковша.

Из анализа полученных расчетных данных, представленных в табл.2, можно прийти к выводу о целесообразном использовании алюмосодержащих слитков с процентным содержанием алюминия 20%. При этом экономическая эффективность применения сплава с базовым содержанием алюминия 20% (с учетом содержащегося в нем железа) взамен 1 тонны вторичного алюминия составит 96-108 €.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Павлюченков О.И. Анализ целесообразности и предварительная оценка эффективности раскисления низкоуглеродистых сталей ферроалюминием / О.И.Павлюченков, А.С.Бродский, А.П.Стовпченко // *Металл и литье Украины*. – 2003. – №11-12. – С.22-24.
2. Болотова Ю.А. Математическая модель расплавления алюмосодержащего сплава при доводке стали в сталеразливочном ковше / Ю.А.Болотова, И.А.Павлюченков, С.Е.Самохвалов // *Новые технологии*. – 2005. – №1-2(7-8). – С.218-225.
3. Болотова Ю.А., Павлюченков И.А. Исследование процессов расплавления слитков алюмосодержащих сплавов на основе железа методами математического моделирования // *Металлургическая теплотехника: сб. науч. тр. НМетАУ*. – 2005. – Книга 1. – С.329-338.
4. Огурцов А.П. Численные методы исследования гидродинамических и тепломассо-переносных процессов сталеплавильного производства / А.П.Огурцов, С.Е.Самохвалов. – К.: Наукова думка, 1993. – 220 с.
5. Самохвалов С.Е. Теплофізичні процеси в багатофазних середовищах: теоретичні основи комп'ютерного моделювання / С.Е.Самохвалов // *Сборник научных трудов Днепродзержинского государственного технического университета (технические науки)*. – Днепродзержинск. – 1994. – С.172-177.
6. Математическое моделирование кинетики плавления тугоплавких материалов цилиндрической формы на границе шлак-металл / И.А.Павлюченков, Е.В.Сало, Р.В.Волошин, Т.Н.Овчаренко // *Системні технології: регіон. міжвуз. зб. наук. праць*. – Дніпропетровськ: Національна металургійна академія України. – 2010. – Вип. 5 (70). – С.36-40.

*Поступила в редколлегию 27.12.2011.*

Дніпродзержинський державний технічний університет

## ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕРМІЧНИХ НАГРІВІВ НА СТРУКТУРНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ І ВЛАСТИВОСТІ ЛАЗЕРНО-БОРОВАНИХ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ СЕРЕДНЬОВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ

**Вступ.** Найважливішими властивостями матеріалу, що впливають на працездатність деталей машин і інструменту, є твердість і стабільність структури. При використанні методу лазерного боровання можливе формування зміцнених поверхневих шарів з високою твердістю. Для борованих шарів на сталях важливо мати високу теплостійкість, яка визначається опором знеміцненню при нагріванні. Вона оцінюється найбільшою температурою нагріву, до якої зберігається структура і властиві їй високі твердість і зносостійкість. Як відомо, чим більша об'ємна частка зміцнюючих фаз, тим вища їх термічна стабільність, тобто стійкість проти розчинення і коагуляції при підвищенні температури. З літературних джерел відомо, що лазерне боровання призводить до утворення в структурі високотвердих фаз на основі заліза, бору і вуглецю [1]. У зв'язку з цим актуальним є дослідження термічного впливу на структурно-фазовий стан, твердість і стабільність структури лазерно-борованих шарів сталі 45.

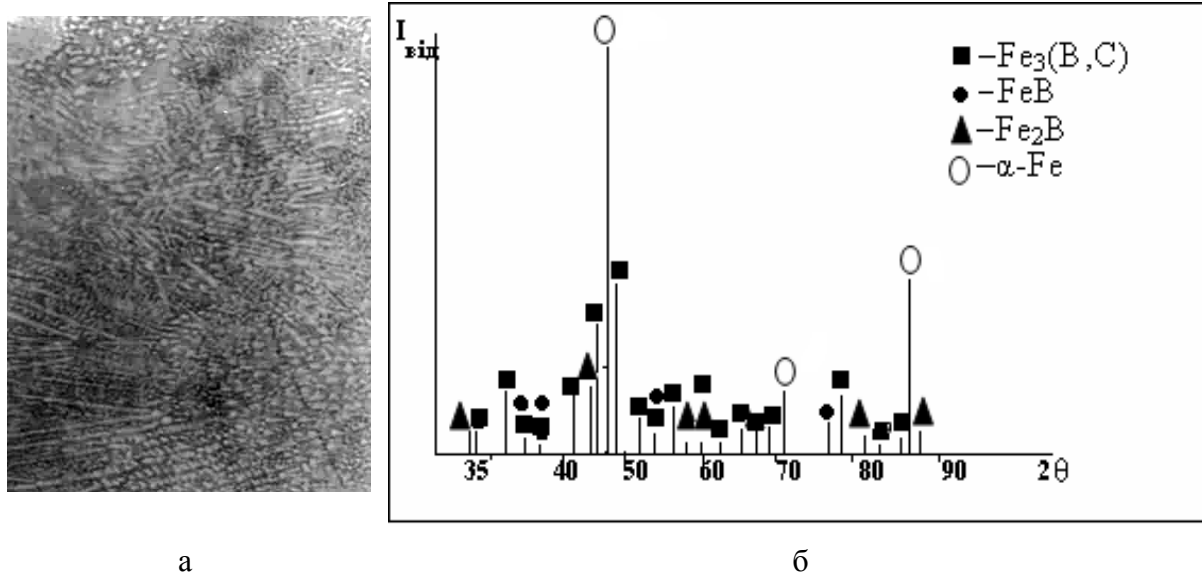
**Постановка задачі.** Об'єктом дослідження слугувала сталь 45, яка у вихідному стані підлягала загартуванню від 850°C і високому відпуску при 550°C. Далі зразки сталі 45 з метою отримання структури з великим об'ємом зміцнюючих фаз насичували бором за допомогою неперервного CO<sub>2</sub>-лазера при щільності потужності лазерного випромінювання  $Q=6 \times 10^7 \text{Вт/см}^2$ . Основною метою подальшої термічної обробки було дослідження впливу температури на стабільність і теплостійкість досліджуваної борованої структури сталі 45. Для цього лазерно-боровані зразки сталі 45 у подальшому були термічно оброблені двома методами: обробка № 1 – нагрівання при температурах  $T=800, 950, 1050^\circ\text{C}$  протягом  $\tau = 2$  год у вакуумній печі СШВЕ-12.5/25-43; обробка № 2 – імпульсне лазерне нагрівання за допомогою твердотільного лазера ГОС-1001 при щільності потужності лазерного випромінювання  $Q=0,5 \times 10^7 \text{Вт/см}^2$  без оплавлення поверхні ( $T_{\text{нагр}} < T_{\text{пл}}$ ).

**Результати роботи.** Експериментальні результати отримували методами металографічного, рентгеноструктурного і дюрOMETричного аналізів на оптичному мікроскопі НЕОФОТ-32, дифрактометрі ДРОН-3 і мікротвердомірі ПМТ-3 відповідно.

Металографічним аналізом встановлено, що мікроструктура зони лазерного насичення бором сталі 45 являє собою скупчення дрібнодисперсних голчастих кристалів (рис.1). Кристали залягають щільно і займають майже увесь об'єм (рис.1, а). За морфологічними ознаками і відповідно до рівноважної діаграми стану сплавів Fe-B [2] голчасті фази відповідають дибориду Fe<sub>2</sub>B. Бориди розташовуються, головним чином, у приповерхневих шарах товщиною до 30 мкм, що пояснюється неглибоким проплавленням за рахунок високої швидкості сканування лазерного променя по поверхні оброблюваного зразка ( $V=1200 \text{ мм/хв}$ ), а також кінетикою кристалізації рідкої ванни розплаву [3]. Перша стадія – нестационарний процес, що призводить до встановлення квазістационарного розподілу температури в зоні кратера. Наступна стадія – квазістационарний процес руйнування, при якому температурне поле матеріалу можна рахувати встановленим. На цій стадії відбувається встановлення дифузійного процесу накопичення домішок в рідкій пливці, що примикає до зони обробки, або її домішок; в останній стадії процесу, відповідної кристалізації тонкої пливки розплаву після закінчення дії випромінювання,

від-

бувається зворотній перенос домішок з рідкої в тверду фазу, тобто збагачення поверхневого шару легуючими елементами.



а – мікроструктура (площина обробки), х 300; б – штрих-рентгенограми

Рисунок 1 – Результати структурно-фазових досліджень сталі 45, яка підлягала насиченню бором за допомогою  $\text{CO}_2$ -лазеру

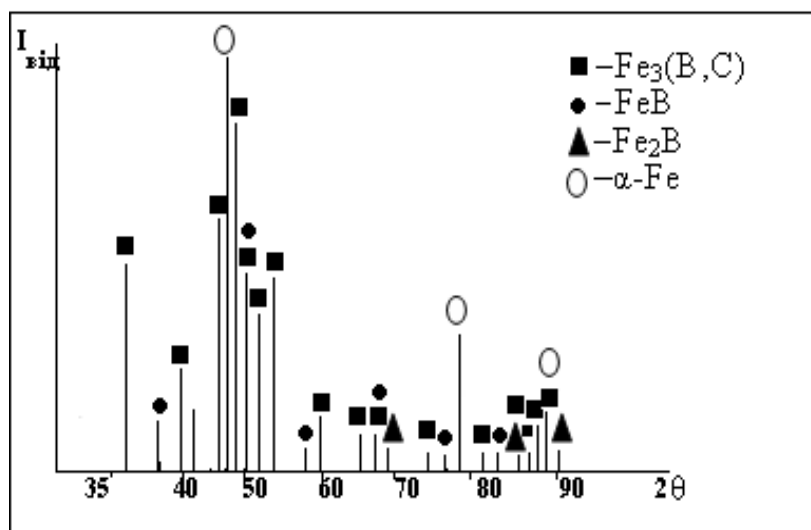
Відповідно до проведених рентгеноструктурних досліджень у зоні лазерного борування  $\text{CO}_2$ -лазером виявляються наступні фази:  $\text{Fe}_2\text{B}$ ,  $\text{FeB}$ ,  $\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$ ,  $\alpha\text{-Fe}$  (рис.1, б). Найбільш інтенсивні лінії відповідають боридам  $\text{Fe}_2\text{B}$  і  $\text{FeB}$  і боридоцементиту  $\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$ , який утворюється на базі цементиту  $\text{Fe}_3\text{C}$ , що присутній у сталі 45 у вихідному стані і входить до складу ферито-карбідної суміші.

На рис.2, а показана мікроструктура борованої  $\text{CO}_2$ -лазером сталі 45 після пічних нагрівів. На мікрознімку видно, що при вказаних температурах пічного нагрівання інтенсивно протікає процес коагуляції надлишкових фаз. Внаслідок переносу атомів вуглецю і бору через  $\alpha$ -твердий розчин при розчиненні більш дрібних і рості більш крупних часток боридоцементиту при збідненні бором і вуглецем цього твердого розчину бориди не тільки стають крупнішими, але й змінюють свою форму, перетворюючись з тонких пластин у сфероїди. Процес коагуляції і сфероїдизації обумовлюється зменшенням міжфазної поверхні і тому зменшенням вільної енергії системи.

У процесі пічних нагрівів при  $T = 800$  і  $950^\circ\text{C}$  лазерно-борованих поверхневих шарів сталі 45 у фазовому складі стаються деякі зміни: кількість ліній, що відповідають боридам  $\text{Fe}_2\text{B}$ ,  $\text{FeB}$  і боридоцементиту  $\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$  поступово зменшується (рис.2, б). Лінії  $\alpha$ -фази стали значно вужчими, а інтенсивність лінії (200) цієї фази порівнюється з інтенсивністю лінії (211). В процесі подальшого нагрівання при  $1050^\circ\text{C}$  (рис.2, б) інтенсивність ліній боридоцементиту поступово зростає, а співвідношення інтенсивностей ліній (200) і (211)  $\alpha\text{-Fe}$  стає нормальним. Зміна інтенсивностей фаз, що спостерігається, може бути пов'язана з тим, що в результаті термічних нагрівів відбувається поступове розчинення боридів і фази  $\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$  і їх коагуляція.



а



б

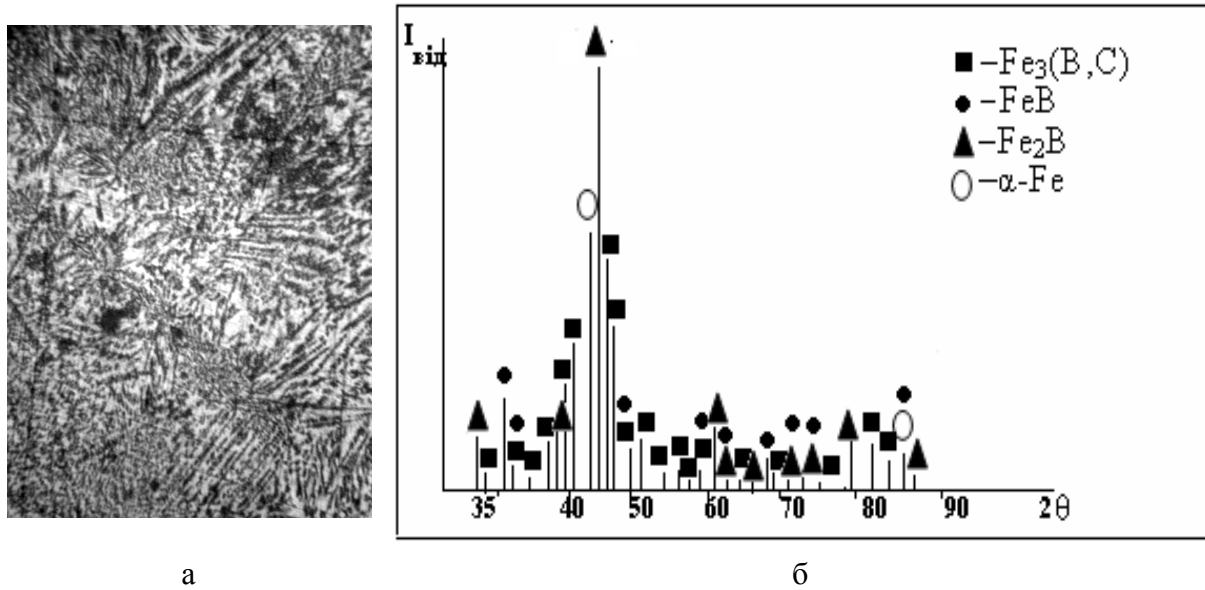
а – мікроструктура (площина обробки), x 1000; б – штрих-рентгенограми

Рисунок 2 – Результати структурно-фазових досліджень лазерно-борованої сталі 45 після пічних нагрівів

При вивченні мікроструктури після лазерного імпульсного нагрівання можна візуально побачити сліди розчинення голчастих виділень дибориду заліза (рис.3, а, б), які не завершилися повністю: пластини бориду вже не мають чіткого огранювання, їх габітус стає переривистим і розпадається. В окремих ділянках структури спостерігаються ділянки з дрібнодисперсними виділеннями фаз. Дані металографічних досліджень свідчать про порушення регулярної структури при імпульсній лазерній обробці, що може бути обумовлено за даними роботи [4] двовимірним ростом пластин боридів  $Fe_2B$  і міграцією структурних дефектів. За наявності дефектів в структурі (місця кривизни, обриву пластин) спостерігалася підвищена розчинність атомів бору. Зміна розчинності бору призводить до градієнта концентрації атома впровадження і його дифузії до сусідньої пластини. Внаслідок цього пластини бориду вже не мають чіткої огранки, а краї їх стають розмитими, тобто відбувається процес розчинення боридів заліза.

Результати рентгенодифракційних досліджень показують, що відбувається перерозподіл ліній з максимальною інтенсивністю, а саме, після лазерного імпульсного нагрівання максимальну інтенсивність має лінія (211) бориду  $Fe_2B$  і співпадаюча з нею лінія (200) бориду  $FeB$  (рис.3, в). Це вказує на те, що в структурі кількість боридів значно підвищилася. Також на дифрактограмі спостерігається наявність додаткових ліній боридів у порівнянні з вихідною і термообробленою в печі структурою, набір експериментальних  $d_{hkl}$  стає більш повним для боридів заліза і боридоцементиту. Таким чином, повторний лазерний імпульсний нагрів призводить до утворення структури з більш щільним об'ємним розташуванням надлишкових фаз. Формування такої структури пояснюється наступним чином. Швидкісне нагрівання структури лазерно-борованих шарів сталі 45 лазерним випромінюванням супроводжується значним збільшенням негомогенності твердих розчинів. Зменшення параметра кристалічної ґратки  $\alpha$ -твердого розчину до  $a = 2,836 \text{ \AA}$  (теоретичний параметр  $a = 2,868 \text{ \AA}$ ) свідчить про протікання процесу виділення бору і вуглецю з кристалічної ґратки твердого розчину при охолодженні з утворенням частинок зміцнюючих фаз з ґратками, які когерентно пов'язані з ґраткою твердого розчину. Такий характер структурних змін нагадує процес старіння і може призвести при імпульсному лазерному нагріванні до дуже високих значень мікротвердості.





а – мікроструктура (площина обробки), х 300; б – штрих-рентгенограми  
 Рисунок 3 – Результати структурно-фазових досліджень лазерно-борованої сталі 45 після імпульсного лазерного нагрівання

Нижче представлено результати випробувань мікротвердості і крихкості борованих шарів сталі 45 у вихідному стані і після різних видів термічної обробки. Для оцінювання крихкості борованих шарів сталі 45 використовували напруження сколювання  $\sigma_{ск}$  (табл.1). Напруження сколювання являється інтегральною характеристикою крихкості шару, яка враховує фізико-механічні властивості самих боридів і боридоцементиту (мікротвердість, модуль пружності), фазовий склад, співвідношення фаз, їх дисперсність і взаємне розташування в поверхневому шарі, напружений стан поверхневого шару і його пластичність. Визначали  $\sigma_{ск}$  за методикою, що представлена у роботі [5].

Таблиця 1 – Результати механічних випробувань поверхневих шарів сталі 45

№ п.п	Вид досліджуваних шарів	Q, Вт/см <sup>2</sup>	Режими термообробки	$H_{\mu}^{сер}$ , МПа	$\sigma_{ск}$ , МПа
1	Ст 45+B+CO <sub>2</sub> -лазер	5 x 10 <sup>7</sup>	–	1825±85	355
2	Ст 45+B+CO <sub>2</sub> -лазер + ТО	5 x 10 <sup>7</sup>	T=800°C, τ=2 год	1425±97	316
			T=800,950°C, τ=2 год	1006±123	269
			T=800,950,1050°C, τ=2 год	777±72	238
3	Ст 45+B+CO <sub>2</sub> -лазер + ІЛО	0,6 x 10 <sup>7</sup>	T < T <sub>пл</sub> , τ=10 <sup>-3</sup> с	2419±101	402

Примітка. ТО – об'ємна термічна обробка; ІЛО – імпульсна лазерна обробка

Наведені в табл.1 дані підтверджують, що при імпульсному лазерному нагріванні в лазерно-борованих поверхневих шарах відбуваються процеси виділення надлишкових високотвердих фаз, за рахунок чого мікротвердість підвищується у середньому від 1825 МПа до 2419 МПа. При пічних нагріваннях мікротвердість поступово знижується до 1425 МПа при витримці при T=800°C до 1006 МПа і 777 МПа при додаткових витримках при 950°C і 1050°C відповідно. Підвищення напруження сколювання до

402 МПа після імпульсного лазерного нагрівання можна пояснити високим рівнем напружень, що виникають на міжфазних границях, де спостерігається когерентний зв'язок між атомами твердого розчину і частинками зміцнюючих фаз.

#### Висновки.

1. Після пічних нагрівів у структурі лазерно-борованих шарів сталі 45 відбуваються процеси коагуляції надлишкових фаз за рахунок розчинення більш дрібних і зростання більш крупних часток боридів і боридоцементиту.
2. При імпульсному лазерному нагріванні лазерно-борованих шарів сталі 45 при  $T_{\text{нагр}} < T_{\text{пл}}$  відбуваються процеси, схожі з процесами старіння, які супроводжуються виділенням бору і вуглецю з кристалічної ґратки перенасиченого  $\alpha$ -твердого розчину з утворенням частинок зміцнюючих фаз.
3. Після нагрівання в печі боридні шари зберігають високі міцнісні характеристики до  $T=800-900^{\circ}\text{C}$ , що дозволить застосовувати лазерне насичення бором для підвищення зносостійкості виробів, які працюють при високих температурах.
4. Після імпульсного лазерного нагрівання мікротвердість підвищується до 2419 МПа. Додаткове зміцнення лазерно-борованої сталі 45 за рахунок зниження пластичності можна використовувати для деталей, що підлягають високому статичному навантаженню при ударній дії.

#### ЛІТЕРАТУРА

1. Лысенко А.Б. Влияние технологических факторов на состав, строение и свойства зоны лазерной химико-термической обработки / А.Б.Лысенко, Н.Н.Козина // Физика и химия обработки материалов. – 2001. – №2. – С.25-30.
2. Банных О.А. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа / Банных О.А., Будберг П.Б., Алисова С.П. – М.: Металлургия, 1986. – 440с.
3. Ведёнов А.А. Физические процессы при лазерной обработке материалов / А.А.Ведёнов, Г.Г.Гладуш. – М.: Энергоатомиздат, 1985. – 208с.
4. Семененко В.Е. Влияние условий затвердевания на структуру боридных слоев никеля / В.Е.Семененко, Т.Л.Коваленко, М.В.Третьяков // Вісник Харківського університету. – 2004. – № 619. – С.115-118.
5. Сизов И.Г. Оценка хрупкости боридных слоев после электронно-лучевого борирования / Сизов И.Г. // Современные наукоемкие технологии. – 2005. – № 11 – С.77-78.

*Надійшла до редколегії 06.12.2011.*

УДК 669.187.004.18

ЯШИНА К.В., к.т.н., ст. преподаватель  
САДОВОЙ А.В., д.т.н., профессор

Днепродзержинский государственный технический университет

## ОБ ОДНОМ СПОСОБЕ ПОВЫШЕНИЯ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ЭФФЕКТИВНОСТИ ДУГОВЫХ СТАЛЕПЛАВИЛЬНЫХ ПЕЧЕЙ

**Введение.** Одной из особенностей современного мирового рынка стали является рост объемов продукции, выплавляемой в дуговых сталеплавильных печах (ДСП) переменного тока. При этом ДСП остаются одними из наиболее энергоемких агрегатов, применяемых в черной металлургии, что в свою очередь приводит к задачам снижения энергопотребления дуговых печей. На сегодняшний день существует два основных

способа решения энергетической проблемы ДСП: применение печей новых конструкций и модернизация существующих дуговых сталеплавильных печей [1]. При этом экономически целесообразной следует признать модернизацию ДСП путем создания современной системы управления, базирующейся на эффективном законе управления.

**Постановка задачи.** Ввиду множественных дестабилизирующих факторов (обвалы шихты, обрыв электрических дуг), которыми характеризуется выплавка стали в ДСП, и невозможности точного мониторинга основных параметров плавки (температура дуг, шихты, расплава, шлака, состав расплава и шлака) с помощью измерительных приборов задачей исследования является разработка закона управления выплавкой стали в ДСП на основе моделирования процессов, происходящих в рабочем пространстве печи.

**Результаты работы.** Авторами статьи впервые разработана комплексная модель электрических, тепловых и химических процессов, протекающих в дуговых электроплавильных печах переменного тока [1-4]. Применение такой модели позволяет в каждый момент плавки получить информацию об основных характеристиках процесса: активной мощности, подаваемой в печь каждым электродом, температуре (теплоемкости, температуропроводности и т.д.) шихты, расплава, шлака, печной атмосферы в любом месте рабочего пространства печи, составе расплава, шлака, печной атмосферы, количестве тепла, поглощаемого либо выделяемого в результате химических превращений, наблюдаемых в ДСП. Адекватность созданной модели подтверждена сравнением результатов, полученных с ее помощью, с данными проводимых ранее исследований и экспериментов, протоколами реальных плавки печи ДСП-3 Белорусского металлургического завода.

Использование разработанной модели позволяет в каждый момент плавки рассчитать близкие к реальным материальным и энергетическим балансам печи, с помощью которых может быть определено значение активной мощности, подаваемой в печь каждым электродом в конкретный момент плавки, обеспечивающее эффективный нагрев шихты, протекание химических реакций восстановления железа, шлакообразования и минимизацию тепловых потерь с уходящими печными газами, через стены и свод печи.

Достоверно известно, что при фиксированной ступени напряжения активная мощность, подаваемая в печь каждой фазой ( $P_i$ ), является функцией длины дуги этой фазы ( $l_i$ ) [5]. Авторами статьи впервые получена линеаризованная зависимость  $P_i$  от  $l_i$ . Эта зависимость эффективно применима при синтезе системы управления перемещением электродов ДСП, обеспечивающей достижение заданной траектории изменения активной мощности, подаваемой в печь. Высокая точность разработанной системы управления проверена с помощью электромеханической модели дуговой сталеплавильной печи переменного тока.

Для проверки целесообразности применения созданного закона управления рассмотрим данные о затратах энергии, составе расплава и печного шлака при проведении плавки по типовым энерготехнологическим диаграммам ДСП-3 Белорусского металлургического завода и при проведении плавки по диаграммам, полученным с помощью разработанного закона управления (табл.1-3). При этом сравнительные диаграммы различных энерготехнологических режимов представлены на рис.1, а-в.

Таблица 1 – Данные о затратах энергии на проведение плавки

Затраты энергии на проведение плавки (МДж)							
Выплавки кордовой стали (16% скрап и 84% металлизированных окатышей)		Выплавки кордовой стали (61,5% скрап и 38,5% металлизированных окатышей)		Выплавки кордовой стали с использованием 100% лома		Выплавки кордовой стали с использованием 100% лома (завалка + две подвалки)	
Типовая диаграмма	Расчет	Типовая диаграмма	Расчет	Типовая диаграмма	Расчет	Типовая диаграмма	Расчет
225840	195976	191050	155441	184620	159400	149143	129820

Таблица 2 – Содержание  $FeO$ ,  $CaO$ ,  $SiO_2$  в шлаке

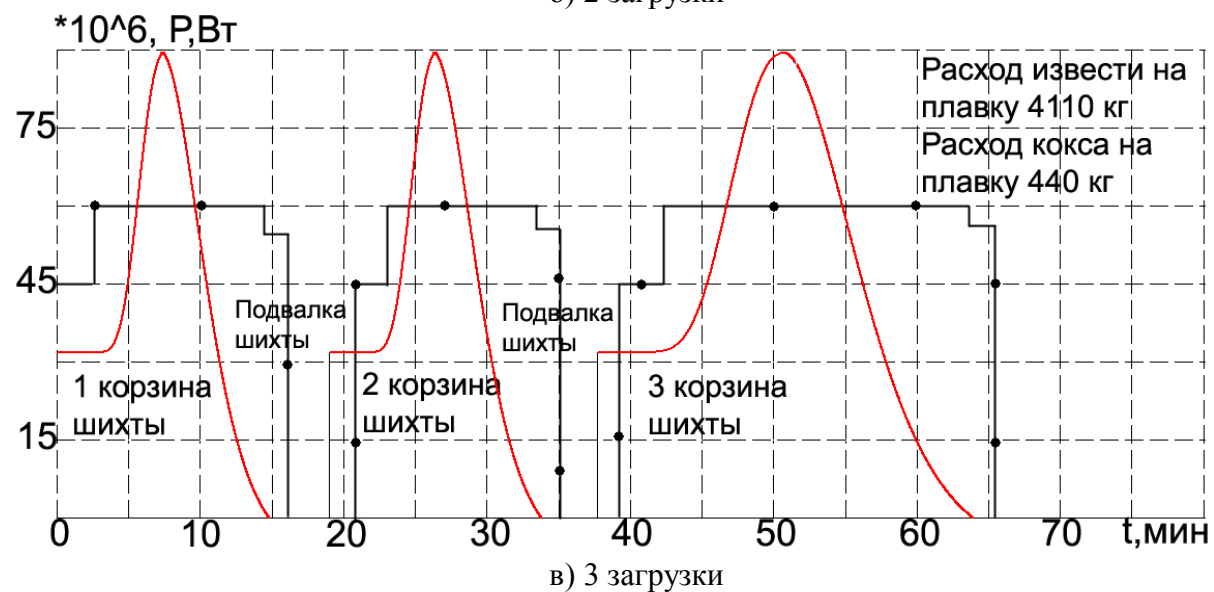
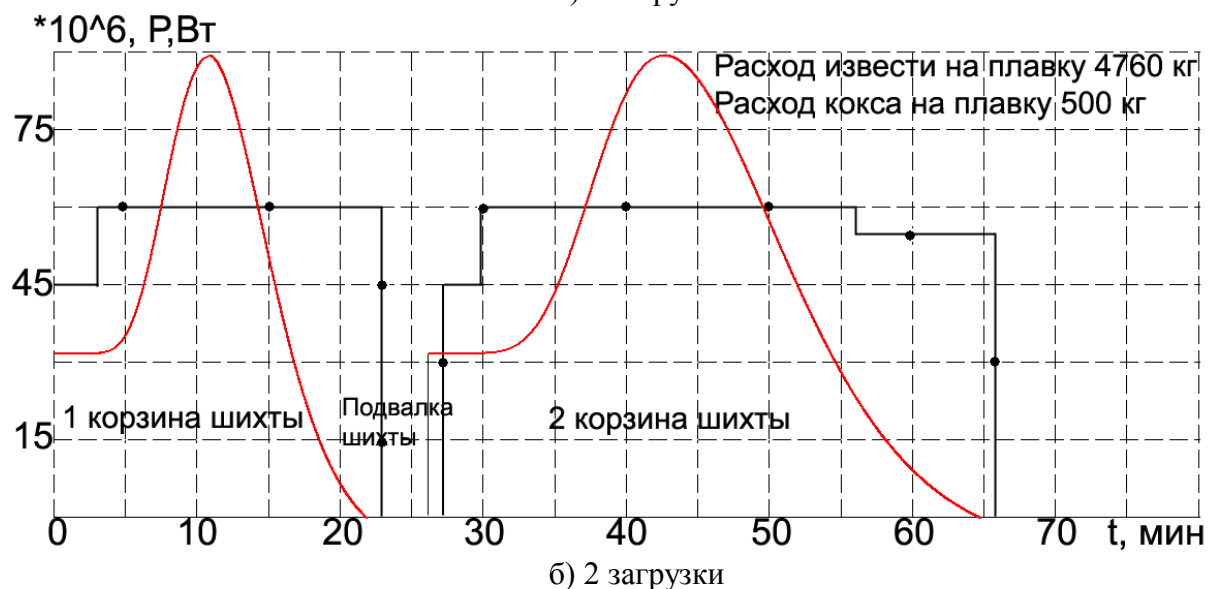
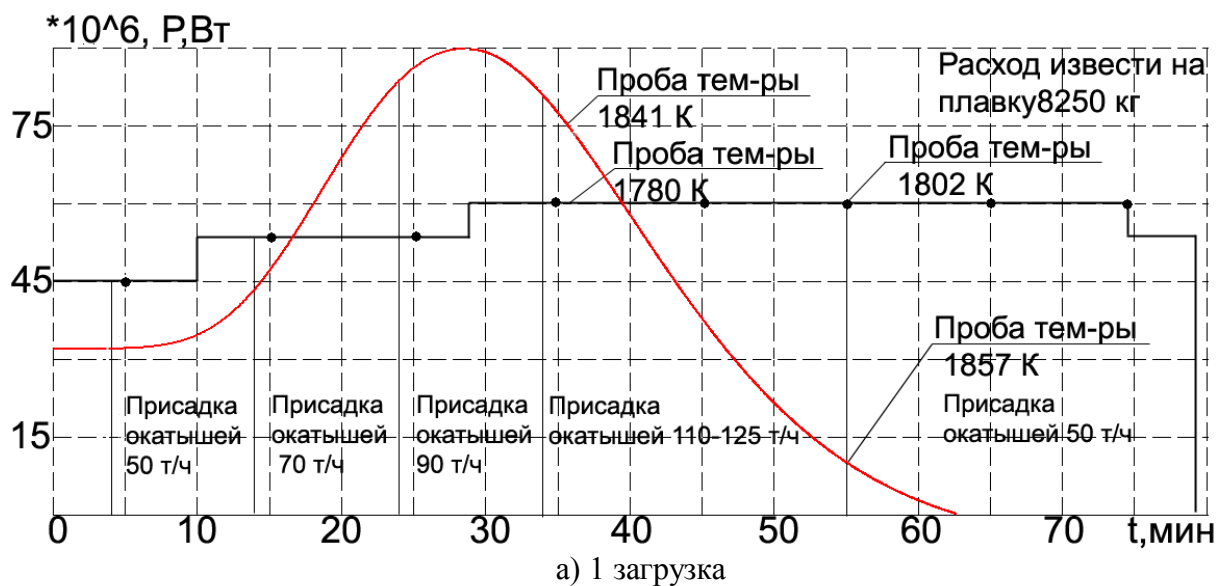
Химические соединения (элементы)	Содержание, % (протоколы плавки)			Содержание, % (расчет)		
	1	2	3	1	2	3
$FeO$	12,79	13,76	10,16	10,23	14,02	11,67
$CaO$	43,25	40,7	41,17	44,1	36,95	40,9
$SiO_2$	24,05	22,18	23,58	22,43	21,91	24,78

Таблица 3 – Содержание  $Fe$ ,  $C$ ,  $Si$  в расплаве

Химические соединения (элементы)	Содержание, % (протоколы плавки)			Содержание, % (расчет)		
	1	2	3	1	2	3
$Fe$	97,2	97,4	96,43	95,99	96,96	97,02
$C$	2,25	2,21	3,007	2,14	2,93	2,97
$Si$	0,15	0,123	0,09	0,18	0,18	0,08

При программной реализации разработанного способа управления выплавкой стали в ДСП использованы основные принципы конструирования программных продуктов: планирование, рефакторинг, механизм утверждений и исключений, методы анализа данных [7].

**Выводы.** Таким образом, из данных табл.1-3 следует, что закон управления мощностью дуговой сталеплавильной печи переменного тока, основанный на комплексном исследовании электрических, тепловых и химических процессов, происходя-



- расчет; • типовая диаграмма

Рисунок 1 – Сравнение энерготехнологических диаграмм выплавки стали

щих в робочем просторі ДСП в період плавки, ефективно применим при різних технологіях виплавки сталі і забезпечує економію енергії на 13-14% при збереженні якості виплавленої продукції.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Смирнов А.Н. Современные тенденции развития процессов производства и разливки стали / А.Н.Смирнов // *Металл и литей* Украины. – 2006. – № 1. – С.7-11.
2. Яшина К.В. Исследование влияния электрических параметров дуговых сталеплавильных печей на режим их тепловой работы / А.В.Садовой, К.В.Яшина // *Вісник НУ «ЛП» «Електроенергетичні та електромеханічні системи»*. – 2009. – № 654. – С.192-199.
3. Яшина К.В. Исследование электрических процессов в дуговых электросталеплавильных печах / А.В.Садовой, К.В.Яшина // *Научный вестник Донбасской государственной машиностроительной академии*. – 2009. – № 1 (4Е). – С.156-164.
4. Яшина К.В. Комплексная модель тепловых процессов, происходящих в дуговых электросталеплавильных печах / К.В.Яшина, А.В.Садовой // *Автоматика. Автоматизация. Электротехнические комплексы и системы*. – 2009. – №2 (24). – С.26-33.
5. Яшина К.В. Алгоритм расчета интенсивности химических реакций в дуговых электросталеплавильных печах / К.В.Яшина, А.В.Садовой // *Сборник научных трудов Днепропетровского государственного технического университета*. – Днепропетровск: ДГТУ. – 2010. – №1 (14). – С.20-25.
6. Воскобойников В.Г. Общая металлургия: учебник для вузов / Воскобойников В.Г., Кудрин В.А., Якушев А.М. – М.: ИКЦ Академкнига, 2005. – 768с.
7. Макконнелл С. Совершенный код: практическое руководство по разработке программного обеспечения / Макконнелл С. – Питер, 2005. – 893с.

*Поступила в редколлегию 23.03.2012.*

УДК 612.791

НОСОВ Д.Г., к.т.н., доцент  
ПЕРЕМІТЬКО В.В., к.т.н., доцент  
ГУСЯТИНСЬКА В.С., магістр

Дніпропетровський державний технічний університет

### **ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ МАГНІТНИХ ПОЛІВ НА КОЕФІЦІЄНТ РОЗПЛАВЛЕННЯ ДРОТУ ПРИ ЕЛЕКТРОДУГОВОМУ НАПЛАВЛЕННІ ПІД ФЛЮСОМ (ЧАСТИНА I)**

**Вступ.** При електродуговому зварюванні та наплавленні плавким електродом зварювальна дуга є джерелом нагріву. Ефективність розплавлення основного і електродного металів залежить не тільки від їх теплофізичних характеристик, енергетичних характеристик зварювальної дуги, а також і від наявності сторонніх електромагнітних впливів на дугу та зварювальну ванну.

**Постановка задачі.** Підвищити продуктивність розплавлення електродного дроту можна шляхом керування характером переносу розплавленого металу (подрібненням крапель електродного металу) при дії зовнішніх магнітних полів [1], тому визначення оптимальних режимів дугового наплавлення під флюсом з використанням зовнішнього електромагнітного впливу для вирішення поставленої задачі є актуальним.

**Результати роботи.** При проведенні експериментів використовували повний факторний експеримент 2<sup>4</sup>. Наплавлення виконували на установці УД-209 від джерела живлення ВДУ-506 на сталеві пластини товщиною 10 мм дротами 3 та 5 мм (феромагнітні та немагнітні) наступних складів: сталь Ст3сп (ГОСТ 380); Сталь 20 (ГОСТ 1050); Сталь 08Х18Н10 (ГОСТ 7350) дротами Св-08А, Св-04Х19Н9 (ГОСТ 2246), Нп-30ХГСА (ГОСТ 10543) під флюсами АН-348-А (ГОСТ 9087), АН-26С (ГОСТ 9087).

Магнітне поле утворювали спеціальною насадкою – соленоїдом [2], навантаження на якому встановлювали у необхідних межах за допомогою лабораторного трансформатора ЛАТР-4.

Умови наплавлення за виключенням режимів, що варіювали згідно з планом експерименту, залишали постійними та незмінними.

Для визначення впливу індукції магнітного поля на коефіцієнт розплавлення електродного дроту сумісно з такими параметрами наплавлення, як струм наплавлення  $I_n$ , діаметр  $d_e$  та виліт  $l_e$  електрода, наплавлення виконували групами в наступній послідовності:

- 1) феромагнітним дротом на феромагнітну основу;
- 2) феромагнітним дротом на немагнітну основу;
- 3) немагнітним дротом на феромагнітну основу;
- 4) немагнітним дротом на немагнітну основу.

Для зручності виконання аналізу умовне позначення коефіцієнта розплавлення  $\alpha_p$  приймаємо з відповідними індексами. Обробку експериментальних даних виконували за допомогою математичного пакета STATISTIKA 6.0.

Розглянемо вплив індукції магнітного поля на коефіцієнт розплавлення електродного дроту та інших впливових факторів режиму наплавлення при поєднанні вказаних основного та присадного матеріалів.

1. Вплив зовнішніх магнітних полів та режимів наплавлення на коефіцієнт розплавлення при наплавленні феромагнітним дротом на феромагнітну основу. При наплавленні феромагнітним дротом на феромагнітну основу спостерігали лінійне збільшення коефіцієнту розплавлення у всьому діапазоні індукції магнітного поля  $B$  (рис.1, а, в, д). Відносний приріст  $\alpha_p$  при цьому склав 36%.

Вплив діаметру електродного дроту при цьому менш значний, як видно з рис.1, а, його збільшення покращує умови розплавлення присадного феромагнітного металу на 1...3%. Тобто, наплавлення з дією стороннього магнітного поля феромагнітними дротами для отримання кращого результату бажано виконувати електродами більшого діаметру.

Математично залежність коефіцієнта розплавлення від індукції магнітного поля та діаметра електрода можна виразити через наступне рівняння:

$$\alpha_{p1} = 14,725 + 0,1042 \cdot B + 0,1 \cdot d_e . \quad (1)$$

Аналіз графіків (рис.1, в) залежності коефіцієнта розплавлення від індукції магнітного поля та струму наплавлення також указує на лінійність цієї моделі. Вплив струму наплавлення більш значний, ніж вплив діаметра електродного дроту, при цьому, як видно з рис.1, в, збільшення струму наплавлення збільшує величину коефіцієнта розплавлення присадного феромагнітного металу на 2...6%.

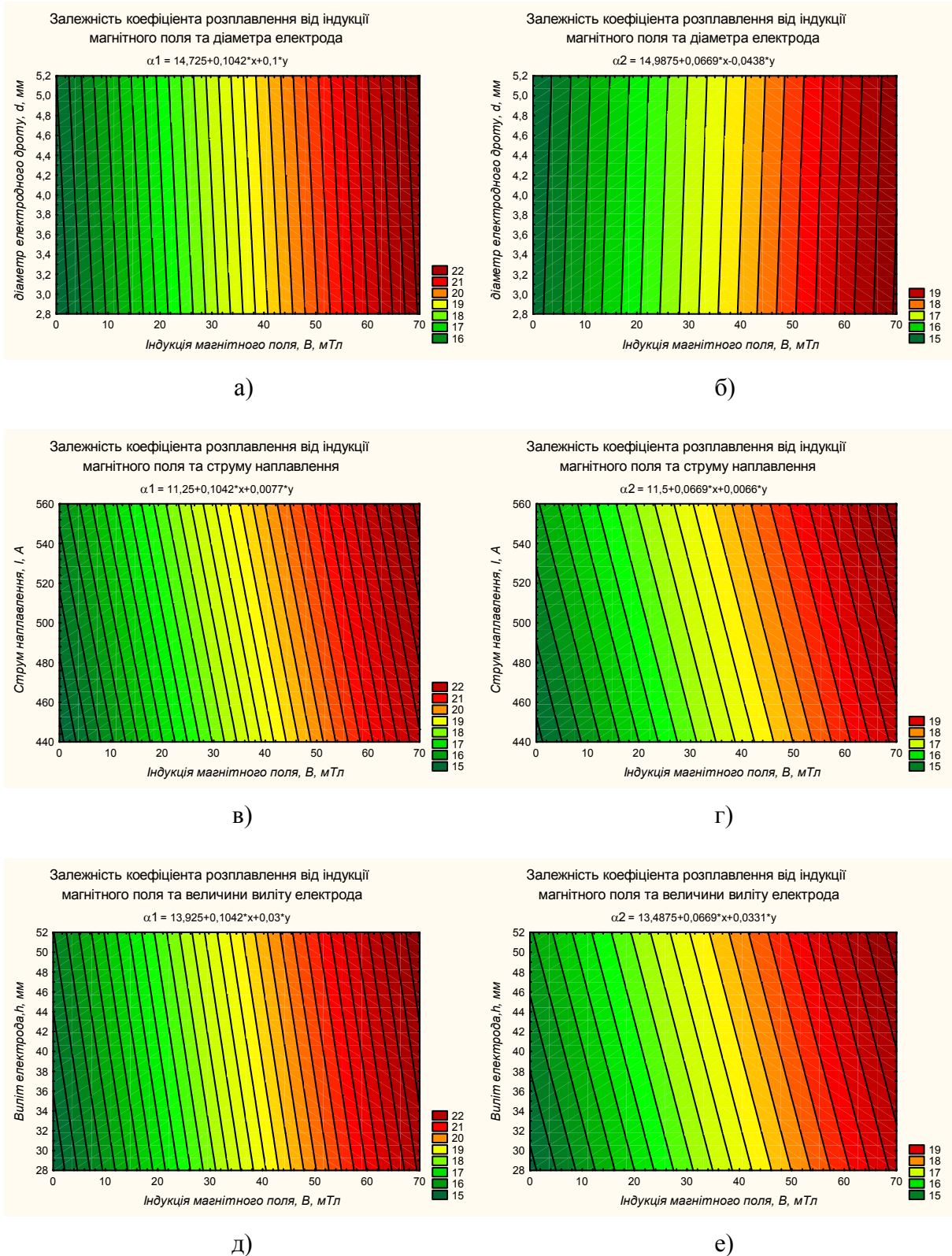


Рисунок 1 – Вплив зовнішніх магнітних полів та режимів наплавлення на коефіцієнт розплавлення при наплавленні феромагнітним дротом на феромагнітну основу (а, в, д) та феромагнітним дротом на немагнітну основу (б, г, е)



Тобто, наплавлення з дією стороннього магнітного поля феромагнітними дротами для отримання кращого результату бажано виконувати на форсованих режимах із збільшеним струмом.

Математично залежність коефіцієнта розплавлення від індукції магнітного поля та струму наплавлення можна виразити через наступне рівняння:

$$\alpha_{p1} = 11,25 + 0,1042 \cdot B + 0,0077 \cdot I_n . \quad (2)$$

Аналіз графіків (рис.1, д) залежності коефіцієнта розплавлення від індукції магнітного поля та величини вильоту електрода дає підстави стверджувати, що при збільшенні індукції МП та вильоту  $\alpha_p$  також збільшується.

Тобто, наплавлення з дією стороннього магнітного поля феромагнітними дротами для отримання кращого результату бажано виконувати зі збільшеним вильотом електродного дроту.

Математично залежність коефіцієнта розплавлення від індукції магнітного поля та вильоту електродного дроту можна виразити через наступне рівняння:

$$\alpha_{p1} = 13,925 + 0,1042 \cdot B + 0,03 \cdot l_e . \quad (3)$$

Таким чином, при наплавленні феромагнітним дротом на феромагнітну основу спостерігали лінійне збільшення коефіцієнту розплавлення у всьому діапазоні індукції магнітного поля  $B$ . Відносний приріст  $\alpha_p$  при цьому склав 36%. Для отримання кращого результату наплавлення бажано виконувати при збільшеному вильоті та діаметрі електродного дроту високим струмом.

Оптимальними за таких умов режимами наплавлення можна вважати наступні: струм наплавлення  $I_n = 450 \dots 550$  А, діаметр електрода  $d_e = 5$  мм, виліт електрода  $l_e = 45 \dots 55$  мм при індукції магнітного поля  $B = 45 \dots 65$  мТл.

2. Вплив зовнішніх магнітних полів та режимів наплавлення на коефіцієнт розплавлення при наплавленні феромагнітним дротом на немагнітну основу. При наплавленні феромагнітним дротом на немагнітну основу спостерігали лінійне збільшення коефіцієнта розплавлення у всьому діапазоні індукції магнітного поля  $B$  (рис.1, б, г, е). Відносний приріст  $\alpha_p$  при цьому склав 21%.

Вплив діаметра електродного дроту при цьому має зворотній ефект тому, який спостерігали при наплавленні на феромагнітну основу. З рис.1, б видно, що збільшення діаметра електродного дроту не покращує умови розплавлення присадного феромагнітного металу, а навпаки – зменшує показник  $\alpha_p$  на 1,8...3,6%. Тому наплавлення з дією стороннього магнітного поля феромагнітними дротами на немагнітну основу для отримання кращого результату бажано виконувати електродами меншого діаметра.

Наприклад, для того, щоб отримати рівні значення приросту коефіцієнта розплавлення  $\alpha_p$  при наплавленні електродом діаметром 3 мм необхідно встановити рівень магнітної індукції 40 мТл, а при наплавленні електродом діаметром 5 мм – відповідно 45 мТл.

Математично залежність коефіцієнта розплавлення від індукції магнітного поля та діаметра електрода можна виразити через наступне рівняння:

$$\alpha_{p2} = 14,9875 + 0,0669 \cdot B - 0,0438 \cdot d_e . \quad (4)$$

Аналіз графіків (рис.1, г) залежності коефіцієнта розплавлення від індукції магнітного поля та струму наплавлення також вказує на лінійність цієї моделі. Вплив стру-

му наплавлення більш значний, ніж вплив діаметра електродного дроту, а кут нахилу ліній графіка на рис.1, г більший, ніж графіка на рис.1, в. Тому у випадку електродугового наплавлення феромагнітними дротами на немагнітну основу збільшення величини струму призводить до більш значного збільшення коефіцієнта розплавлення  $\alpha_p$ , ніж при наплавленні за інших рівних умов феромагнітним дротом на феромагнітну основу. При цьому, як видно з рис.1, г, збільшення струму наплавлення збільшує величину коефіцієнта розплавлення присадного феромагнітного металу на 2,6...6,8%.

Однак, слід зазначити, що при наплавленні феромагнітними дротами на немагнітну основу, на відміну від процесу наплавлення феромагнітними дротами на феромагнітну основу, максимальне значення коефіцієнта розплавлення  $\alpha_p$ , який було досягнуто у лабораторних умовах, складало у середньому 19 г/(А·год) проти 22 г/(А·год).

Тобто, наявність немагнітної основи зменшує величину коефіцієнта розплавлення присадного феромагнітного металу на 2,5...3%. Це може бути пов'язано з перерозподілом ліній магнітної індукції, які розосереджуються під впливом немагнітної основи та порушенням радіального руху краплі розплавленого металу на торці електрода, що, в свою чергу, спричиняє зниження ефективності теплової потужності дуги.

Наплавлення з дією стороннього магнітного поля феромагнітними дротами на немагнітну основу для отримання кращого результату бажано виконувати на більших з рекомендованих (або розрахованих) значеннях струму наплавлення.

Математично залежність коефіцієнта розплавлення від індукції магнітного поля та струму наплавлення можна виразити через наступне рівняння:

$$\alpha_{p2} = 11,5 + 0,0669 \cdot B + 0,0066 \cdot I_n . \quad (5)$$

Аналіз графіків (рис.1, е) залежності коефіцієнта розплавлення від індукції магнітного поля та величини вильоту електрода дає підстави стверджувати, що при збільшенні індукції МП та вильоту  $\alpha_p$  також збільшується.

Тобто, наплавлення з дією стороннього магнітного поля феромагнітними дротами для отримання кращого результату бажано виконувати зі збільшеним вильотом електродного дроту.

Математично залежність коефіцієнта розплавлення від індукції магнітного поля та вильоту електродного дроту при наплавленні феромагнітними дротами на немагнітну основу можна виразити через наступне рівняння:

$$\alpha_{p2} = 13,4875 + 0,0669 \cdot B + 0,0331 \cdot l_e . \quad (6)$$

Таким чином, при наплавленні феромагнітним дротом на немагнітну основу спостерігали лінійне збільшення коефіцієнта розплавлення у всьому діапазоні індукції магнітного поля  $B$ . Відносний приріст  $\alpha_p$  при цьому склав 21%. Для отримання кращого результату наплавлення бажано виконувати на максимальному струмі наплавлення (який забезпечує якісне формування валика) при збільшеному вильоті електродного дроту меншого діаметра.

Оптимальними за таких умов режимами наплавлення можна вважати наступні: струм наплавлення  $I_n = 450...550$  А, діаметр електрода  $d_e = 3$  мм, виліт електрода  $l_e = 45...55$  мм при індукції магнітного поля  $B = 50...75$  мТл.

**Висновки.** Наплавлення з дією стороннього магнітного поля феромагнітними дротами на феромагнітну основу для отримання кращого результату коефіцієнта розплавлення електродного дроту бажано виконувати:

- електродами більшого діаметру;
- на форсованих режимах із збільшеним струмом;
- зі збільшеним вильотом електродного дроту.

Наплавлення з дією стороннього магнітного поля феромагнітними дротами на немагнітну основу для отримання кращого результату коефіцієнта розплавлення електродного дроту бажано виконувати:

- електродами меншого діаметру;
- зі збільшеним вильотом електродного дроту;
- на максимальному струмі наплавлення (який забезпечує якісне формування валика).

#### ЛІТЕРАТУРА

1. Размышляев А.Д. Магнитное управление формированием валиков и швов при дуговой наплавке и сварке / А.Д.Размышляев, М.В.Миронова. – Мариуполь: ПГТУ, 2009. – 242 с.
2. Носов Д.Г. Про використання магнітних полів для керування формоутворюванням валиків при дуговому зварюванні та наплавленні / Д.Г.Носов, В.В.Перемітько // Збірник наукових праць Дніпродзержинського державного технічного університету: (технічні науки) / Дніпродзержинськ: ДДТУ. – 2006. – С.60-63.
3. Рыжов Р.М. Выбор оптимальных параметров внешнего электромагнитного воздействия при дуговых способах сварки / Р.М.Рыжов, В.Д.Кузнецов // Автоматическая сварка. – 2005. – №6. – С.59-61.
4. Czernysz W. Influence of electromagnetic effect in welding on the increase in resistance to hot cracking / W.Czernysz, R.Ryzhov, E.Tyrec // Welding International. – 2004. – № 18. – P.257-262.

*Надійшла до редколегії 01.11.2011.*