

РОЗДІЛ «МЕТАЛУРГІЯ»

УДК 620.22; 669.017

ЖИГУЦЬ Ю.Ю., д.т.н, професор

ДВНЗ «Ужгородський національний університет»

ТЕХНОЛОГІЯ ОТРИМАННЯ ТЕРМІТНИХ ЗНОСОСТІЙКИХ ЧАВУНІВ

Вступ. Важливою проблемою для сучасного виробництва є створення нових матеріалів та покращення властивостей традиційних, забезпечення запасними частинами і інструментом виробництв на невеликих підприємствах та у майстернях, де немає відповідної виробничої бази [1].

Актуальність теми. Детальне вивчення цієї проблеми дає можливість вважати, що перераховані вище окремі її завдання можуть успішно вирішуватись за рахунок використання матеріалів, отриманих металотермією. Саме тому дослідження впливу металотермічних способів синтезу сплавів на мікроструктуру, хімічний склад, механічні властивості матеріалів набули великого практичного значення. При відсутності енергетичної бази, спеціального ливарного обладнання технологічні процеси створення матеріалів на основі металотермічних реакцій стають економічно доцільними, а використання їх у вже існуючих методах виготовлення виливків, наприклад, в технології отримання чавунних виливків з термітними ливарними додатками, суттєво підвищують ефективність виробництва.

Постановка задачі. *Мета роботи* – встановлення можливості отримувати якісні термітні зносостійкі спеціальні чавуни металотермічним способом, а також виявлення взаємозв'язків між структурою, хімічним складом і механічними властивостями синтезованих сплавів.

Результати роботи. *Вихідні матеріали, методи дослідження.* При компонуванні металотермічної шихти використано матеріали: хром металічний ГОСТ5905-79; ферохром ФХ65-7А ГОСТ 4757079; силікокальцій С40Л10 ГОСТ 4762-71; феросиліцій ФС65Ал3,5 ГОСТ 1415-78; порошок алюмінієвий ПА-3–ПА-6 ГОСТ 6058-73; феромарганець ФМн70 ГОСТ4761-80; феротитан ФТи30А ГОСТ4761-80; залізна окалина ковальського виробництва з середнім хімічним складом (% за мас.): 0,05 С; 0,10-0,35 Si; 0,10-0,35 Mn; 0,01-0,03 S; 0,01-0,03 P; 40-50 Fe₂O₃; 50-60 FeO.

При організації процесу синтезу чавунів використовують класичні [2] термітні реакції, засновані на окисненні алюмінію і відновленні заліза. Для встановлення складу шихти розроблено методику розрахунку на основі стехіометричного співвідношення компонентів реакції із введенням відповідних коефіцієнтів, що враховують їх засвоєння сплавом. Ця методика дозволяє як встановити склад металотермічних шихт, так і розрахувати адіабатичну температуру її горіння. Головною умовою процесу є необхідність мати реальну температуру горіння шихти, вищу від температури плавлення шлаку [3-6] (для Al₂O₃ – 2400 К).

Для визначення маси синтезованого металевого зливка і виходу сплаву з шихти були проведені мікроплавлення з масою шихти від 300 до 500 г у металотермічному реакторі [7, 8] з різним процентним співвідношенням компонентів у суміші. Ініціювання процесу горіння проводилося спеціальним титановим запалом. Порошкову шихту просушували при температурі 150-180⁰С, змішували і ущільнювали. При проведенні досліджень використовували порошок інгредієнти металотермічної шихти, частку з яких виготовляли з відходів ливарного, ковальського та металорізального виробництв (залізна окалина, просяне мливо графітових електродів, мливо алюмінієвої стружки та ін.).

Вимірювання міцності виконували на пропорційних циліндричних коротких зразках діаметром 6 мм і довжиною 30 мм за ГОСТ 1497-73. Зразки вибиралися у кількості 12-15 штук, вирізаних після розпилення. Визначення хімічного складу виконувалося за методиками [8].

Експериментальні дослідження. При синтезі зносостійких термітних чавунів металотермічним способом необхідно враховувати те, що високі температури нагріву розплаву в умовах мікроплавлень призводять до швидкого охолодження і, як наслідок, це призводить до отримання мартенситної або голчастої структури. Саме ці структури виявляють найвищу зносостійкість.

Хімічний склад шихти для синтезу та хімічний склад виливків з термітних зносостійких чавунів, властивості термітних чавунів показано у табл.1 та 2. Встановлена границя міцності на розтяг порівняно з промисловими марками аналогів на 10-12% більша, що пов'язано як з технологією отримання сплаву, так і з його дорозкисненням алюмінієм з шихти.

Мікроструктури зносостійкого термітного чавуну, що затверднув при різних швидкостях охолодження, показано на рис.1.

Таблиця 1 – Хімічний склад і властивості середньолегованих термітних чавунів

Марка	Вміст елементів, %										Механічні властивості		
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	B	Ti	Cu	σ_b , МПа	σ_u , МПа	Твердість
ОИ-1	2,5-3,0	1,2-1,8	>0,1	0,1	0,1	–	–	0,1-0,4	–	–	230	550-710	47-52 HRC
ОИ-3	2,5-3,0	1,0-1,5	0,5-1,0	0,1	0,1	–	–	0,1-0,4	0,7-0,9	–	210-250	580-700	47-52 HRC
ИЧХ4Г7Д	3,0-3,5	1,5-2,0	6,0-7,5	0,05	0,1	3,5-4,5	>0,5	–	–	>0,7	175	370	500-550HB
ИЧХ3ТД	2,5-3,0	1,0-1,5	0,5-1,0	0,05	0,1	2,0-3,0	–	–	0,5-0,9	0,5-0,9	250	510	500-570HB

Таблиця 2 – Механічні властивості термітних високолегованих чавунів

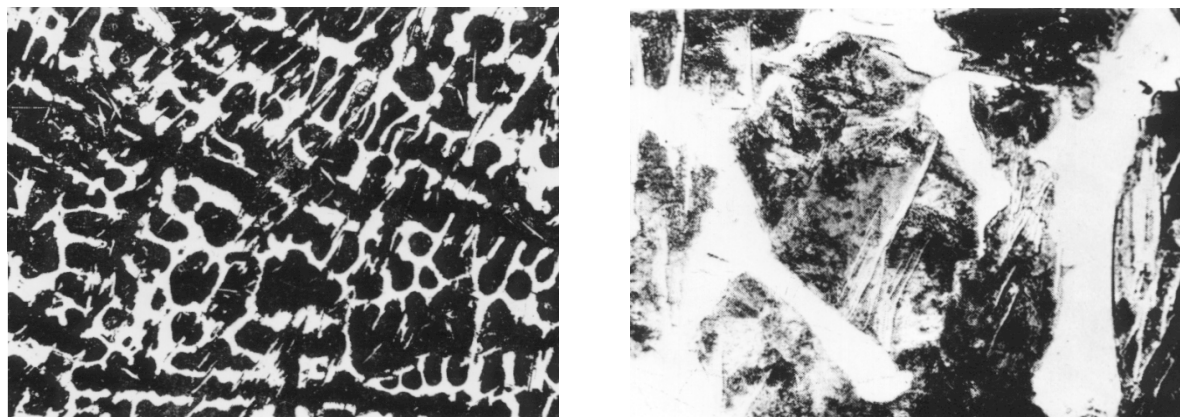
Марка ¹	HRC	σ_u , МПа
ИЧХ12М ¹	65–67	670
ИЧХ12Г5 ¹	64–66	680
ИЧХ28Н2	53–57	620

¹Після термообробки

Особливість синтезованих аустенітних чавунів з сферичною формою графіту – наявність карбідів, які займають ~50% об'єму матеріалу і дозволяють значно підвищувати жароміцність і жаростійкість чавуну. Виявлені у мікроструктурі глобулярні дрібнодисперсні карбіди на 10-15% збільшують жароміцність термітних чавунів порівняно зі структурою, в якій знаходяться крупні карбіди гранчастої форми.

Після проведення термообробки аустенітних термітних чавунів з кульковим графітом (гомогенізуючого відпалу при 1000°C на протязі 4 год.) у структурі чавуна вміст глобулярних дрібних карбідів збільшується, а твердість зменшується до 180-190 HB.

Проведений аналіз результатів досліджень показує, що у поверхневому шарі синтезованих термітних чавунів вміст цементиту складає не менше 50%, що збільшує мікротвердість до 1000-1100 *HV*.



а

б

Рисунок 1 – Мікроструктура зносостійкого термітного чавуну (2,6% C; 1,6% Si; 2,5% Cr); x100

Із збільшенням вмісту легуючих елементів проходять послідовні зміни структури сплаву від перлітної до мартенситної, що, в свою чергу, призводить до підвищення як твердості, так і зносостійкості.

Введення додатково у шихту навіть незначної кількості порошкового хрому або маловуглецевого ферохрому значно підвищує зносостійкість вказаного чавуну. Методами рентгеноструктурного аналізу в структурі цих чавунів виявлено крім карбідів Fe_3C та $(Fe, Cr)_3C$ карбіди $(Fe, Cr)_7C_3$, які забезпечують твердість ~ 15000 МПа. Мікротвердість карбідів $(Fe, Cr)_3C$ становить HV 10000-10500 МПа, а $(Fe, Cr)_7C_3$ і $(Fe, Cr)_{23}C_6$ – 14500-17500 МПа.

Як вже відмічалось, механічні властивості термітного чавуна кращі, ніж відповідні властивості хромованого чавуну у зв'язку із додатковим мікролегуванням алюмінієм, що входить у склад шихти. У чавунів із значним вмістом марганцю, незважаючи на високі температури горіння металотермічної суміші, виявлено погіршення показника рідкотекучості при збереженні усадку у межах 1,8-2,3%.

Оброблюваність чавунів із високим вмістом хрому ускладнена, хоча і знаходиться на задовільному рівні. Для покращення ливарних властивостей і якості виливків з термітного чавуна форму нагрівали до 150-200°C. Значний градієнт температур, пов'язаний із технологією синтезу термітних спеціальних чавунів, призводить до необхідності проведення обов'язкової термообробки. Її виконують завантаженням у піч при 250°C і витримці не менше 2-3 години із забезпеченням швидкості нагріву $\sim 100^\circ\text{C}/\text{год}$.

Термітні чавуни – аналоги промислових марок ИЧХ15М3; ИЧХ12М та ИЧХ12Г3М піддавали відпалу (для отримання структури зернистого перліту) з наступним гартуванням, а термітні аналоги ИЧХ28Н2М2 та ИЧХ12Г5 із структурою легового аустеніту гартували на повітрі, аналог ИЧХ28Н2 піддавали середньому відпуску. У всіх інших випадках застосовували завантаження у піч після тверднення виливка при температурі 950°C з витримкою 2-3 години і охолодженням разом з піччю або гартуванням на повітрі. Твердість, оброблюваність різанням та зносостійкість при шліфуванні чашковим кругом досліджених зносостійких термітних чавунів наведено у табл.3.

Імовірність графітизації виливків із зносостійкого термітного чавуну при синтезі сплаву алюмініотермічним шляхом значно зменшується у зв'язку із значним градієнтом

температур і високими швидкостями тепловідводу, тобто отримання мартенситної структури при виготовленні виливків з термітних зносостійких чавунів проходить значно простіше.

Таблиця 3 – Оброблюваність термітних легованих чавунів

№ з/п	Марка	HRC	Швидкість різання ³ , м/хв.	Коефіцієнт відносної зносостійкості ⁴
1	ИЧХ28Н2 ¹	57–59	9,2	7,8–8,3
2	ИЧХ12М ²	38–40	24,8	14–16
3	ИЧХ2Н4 ¹	58–62	10,1	6,9–7,2

¹Відпуск при 350°C, 3 години.

²Відпал.

³Швидкість різання при S=0,3 мм/об; t=2 мм при 90 хвилинній стійкості різця.

⁴За 1,0 прийнято зносостійкість сталі марки Сталь 10 після нормалізації. Швидкість різання ~7 м/с, пульпа кварцовий пісок і вода (співвідношення 1:2 за об'ємом)

При цьому твердість термітних чавунів знаходиться у межах 9300-12000 МПа (за HV). Проведена робота дозволила встановити, що за механічними властивостями синтезовані спеціальні чавуни не поступаються “звичайним”, а самі методи придатні для синтезу, в принципі, любого чорного сплаву.

Розроблені склади термітних сумішей підходять і для технології термітних ливарних додатків високого температурного градієнта [10], яка може бути використана як для серійного, так і для масового виробництва.

Висновки. Теоретично й експериментально показана принципова можливість термітного виплавляння зносостійких чавунів та спеціальних термітних легованих чавунів. Спеціальні чавуни мають властивості навіть кращі, ніж у чавунів, виготовлених ординарними методами. Дослідження цих термітних сплавів показало, що мікроструктури їх, як правило, більш дрібнозернисті порівняно із промисловими сплавами, а механічні властивості кращі на 10-12%. Розроблені склади термітних сумішей підходять і для технології термітних ливарних додатків високого температурного градієнта.

ЛІТЕРАТУРА

1. Жигуц Ю.Ю. Сплави, синтезовані металотермією і СВС-процесами [монографія] / Жигуц Ю.Ю. – Ужгород : Гражда, 2008. – 276с.
2. Фасонное литье из термитной стали / [Золковер М.З., Гридунов А.С., Быльницкий-Бируля С.О. и др.]. – М.: Дориздат, 1950. – 48с.
3. Жигуц Ю.Ю. Сірі і білі спеціальні термітні чавуни / Жигуц Ю.Ю. // Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні та приладобудуванні: Вісник національного університету “Львівська політехніка”. – 2003. – №480. – С.148-153.
4. Жигуц Ю. Методика розрахунку складу екзотермічних шихт на основі термохімічного аналізу / Жигуц Ю., Широков В. // Машинознавство. – 2005. – №4. – С.48-50.
5. Жигуц Ю.Ю. Високоміцний чавун для термітного зварювання заготовок / Жигуц Ю.Ю. // Восточно-европейский журнал передовых технологий. – 2005. – №1 (13). – С.56-58.
6. Жигуц Ю.Ю. Термитные нихарды, синтезированные металлотермией / Ю.Ю.Жигуц // Вісник СумДУ. – 2005. – №1(73). – С.157-161.

7. Пат. 253051 Україна МПК 7B22C9/08. Спосіб термітного зварювання чавунів / Ю.Ю.Жигуц, Ю.Ю.Скиба.; заявник і патентовласник Ужгородський національний університет. – Опубл. 15.01.2003, Бюл. №1.
8. Пат. на корисну модель № u 2005 03319 України МПК 7B22C9/08. Металотермічний реактор / Ю.Ю.Жигуц, Ю.Ю.Скиба, В.І.Похмурський, І.І.Крайній.; заявник і патентовласник Ужгородський національний університет. – Опубл. 17.10.2005, Бюл. №10.
9. Котик Ф.И. Контроль металлов и сплавов в машиностроении / Котик Ф.И., Ибрагимов С.Г. – М.: Машиностроение, 1983. – 248с.
10. Гречина В.П. Износостойкие чугуны и сплавы / Гречина В.П. – М.: Машгиз. 1961. – 210с.
11. Жигуц Ю.Ю. Технология производства термитного высокопрочного чугуна / Прогресивні технології і системи машинобудування: міжн. збірн. наук. праць. – Донецьк: ДНТУ. – 2012. – № 1, 2 (43). – С.142-147.

Надійшла до редколегії 14.01.2013.

УДК 669.162:669.046.516

ШЕВЧЕНКО А.Ф., д.т.н., с.н.с.
МАНАЧИН І.А., аспірант

Інститут чорної металургії ім. З.І.Некрасова НАН України,
г. Дніпропетровськ

АКТИВИЗАЦИЯ ПРИФУРМЕННОЙ ЗОНЫ ПРИ ИНЖЕКЦИОННОЙ ДЕСУЛЬФУРАЦИИ ЧУГУНА ЗЕРНИСТЫМ МАГНИЕМ

Введение. *Актуальность.* Практически все процессы инжекционного ковшевого рафинирования железоуглеродистых расплавов связаны с созданием в жидкой ванне развитой и активной тепло- и массообменной зоны, в объеме которой образуются и всплывают пузыри и различного типоразмера газовые полости, содержащие инжeksiрующийся газ и частицы рафинирующего реагента. На поверхности этих газовых полостей и в приграничной зоне расплава протекает комплекс физико-химических процессов, обеспечивающих его рафинирование. Поэтому создание наиболее развитой реакционной поверхности способствует увеличению степени усвоения вдуваемых реагентов и скорости их взаимодействия с расплавом, что в свою очередь приводит к возможности увеличения интенсивности вдувания реагентов и сокращения продолжительности цикла операции рафинирования чугуна при обеспечении высокой степени усвоения вводимых реагентов.

Одним из весьма перспективных путей увеличения тепло- и массообменной поверхности в расплаве является максимальное рассредоточение и диспергирование вдуваемых двухфазных потоков. Особенно это актуально при внепечной десульфурации чугуна с использованием магнийсодержащих реагентов, так как увеличение интенсивности ввода магния при обеспечении высокой степени его усвоения позволяет реализовать рациональный процесс рафинирования нового научно-технического уровня с широкими технологическими возможностями.

Состояние решение проблемы. Наиболее распространенными в настоящее время процессами внепечной обработки чугуна являются технологические процессы вдувания зернистого (гранулированного) магния без разубоживающих добавок и продувка чугу-

на смесями на основе порошкового (или зернистого) магния и высококачественной молотой известью [1-3]. При вдувании порошковых магниесодержащих смесей диспергирование двухфазного потока пытаются осуществить вдуванием через двухсопловые (Т-образные фурмы) или другого типа многосопловые фурмы [2]. Однако, этот опыт нельзя признать удовлетворительным, так как фурмы на выходе закупориваются и «забиваются»; фурмы неуправляемо превращаются в односопловые, а недостаточное диспергирование двухфазного потока ограничивает практическую интенсивность вдувания магния пределами 9-12 кг/мин. Приведенные ограничения при вдувании магния можно обосновать недостаточной рациональностью параметров вдуваемых двухфазных порошкосодержащих потоков, их пульсацией и нестабильностью течений.

При анализе изложенной ситуации авторами было сделано заключение о том, что одной из основных причин ограниченной интенсивности ввода магния в расплав является неудовлетворительное распределение вдуваемых магниесодержащих порошков в тепло- и массообменной зоне, что сопровождается весьма локализованным парообразованием магния с последующим повышением бурности процесса обработки чугуна. Для устранения указанных недостатков и повышения интенсивности ввода магния американская фирма ESM реализовала [2, 4] вдувание магнией-известковых порошковых смесей двумя независимыми инъекционными системами через две фурмы (рис.1).

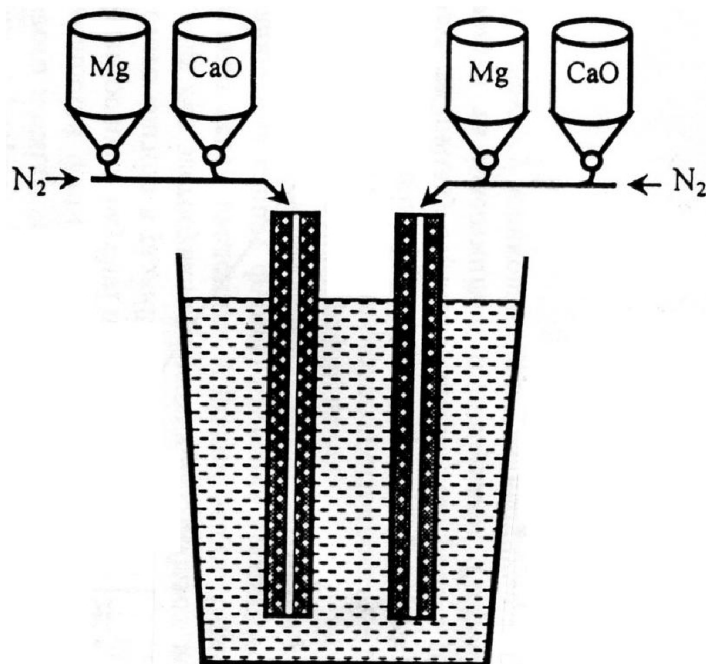


Рисунок 1 – Принципиальная схема рассредоточенного вдувания смеси магния с известью при помощи одновременной подачи реагентов через две индивидуальные инъекционные установки [4, 5]

Основные параметры этой инъекционной обработки следующие:

- | | |
|---------------------------------------|-------------------------------|
| – система вдувания | – 2 установки (на 1 ковш); |
| – содержание магния в смеси | – до 25%; |
| – интенсивность вдувания магния | – 14-24 кг/мин; |
| – продолжительность операции вдувания | – 6-13 мин; |
| – расход вдуваемого азота | – 120-160 нм ³ /ч; |
| – степень усвоения магния | – 30-40%. |

Анализ промышленного применения приведенного технического решения показал следующие его недостатки: высокие капитальные и эксплуатационные затраты; ог-

раничение в возможности применения; высокая степень усвоения реагентов и значительная себестоимость обработки чугуна.

Постановка задачи. С учетом изложенного Институтом черной металлургии НАН Украины (г. Днепропетровск) предложен другой подход при решении задач интенсификации процесса ввода магния в ковш с жидким чугуном. Основные составляющие этого предложения включают следующие положения:

- обеспечение распределения частиц магния равномерно по сечению канала в период подготовки двухфазного потока к вдуванию;
- исключение пульсаций в магниепроводе;
- подготовка и деление единого потока перед истечением из фурмы на несколько равных;
- применение зернистого магния без пылевидных фракций и добавок;
- максимальное рассредоточение и диспергирование вдуваемого двухфазного потока в зоне истечения его в расплав и в прифурменной зоне.

Реализация процесса в основе включала специальные режимы дозирования магния, применение зернистого (0,4-1,6 мм) магния, специальные режимы разгона потока и подготовки к вдуванию, специальные условия деления потока и вдувание потока в расплав через погружаемую фурму с многосопловым оголовком (рис.2).

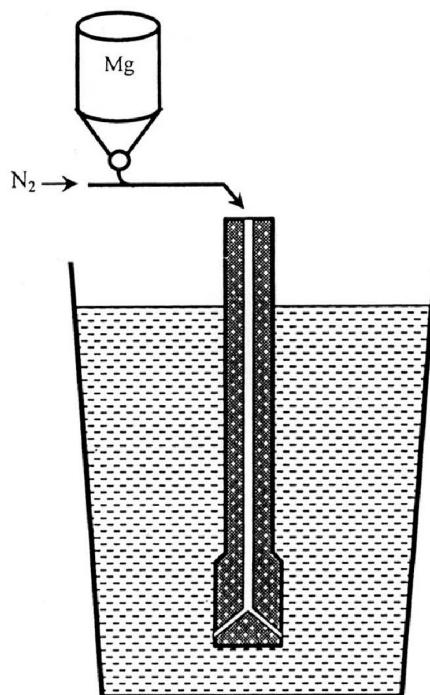
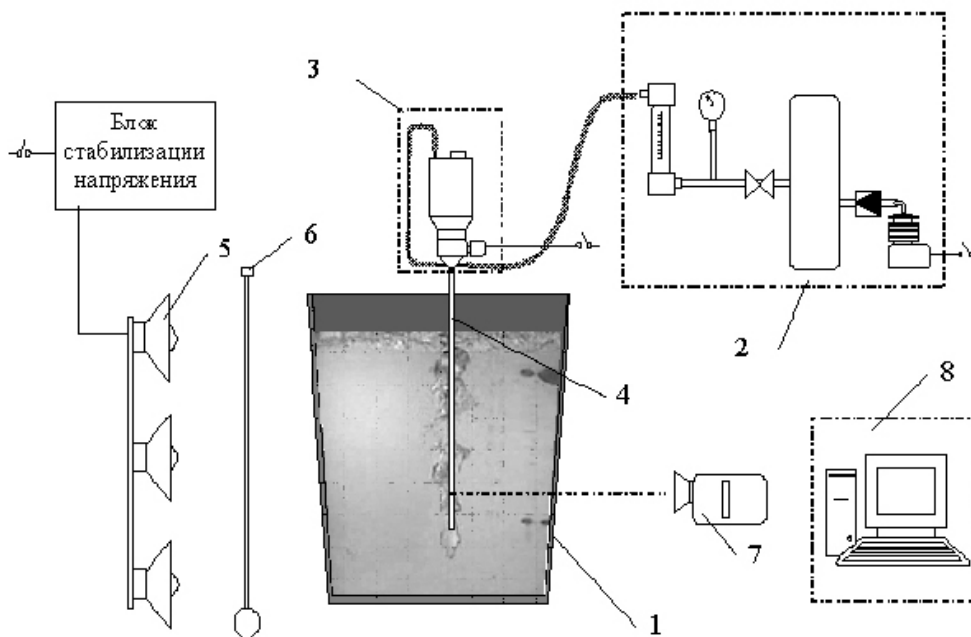


Рисунок 2 – Намеченное общее принципиальное решение обеспечения диспергированного вдувания зернистого или гранулированного магния в ковши с жидким чугуном при повышенной интенсивности подачи магния

Результаты работы. Отработку режимов и условий вдувания магния осуществляли на холодных физических и опытных моделях, в т.ч. на лабораторной установке с киносъемкой и замером процессов и параметров вдувания и барботирования жидкой ванны (рис.3), а также последующей компьютерной обработкой материалов исследований [5]. Это позволило определять величину межфазной поверхности, образующейся в прозрачной ванне, с получением числовых значений условной поверхности (Π_r) газо-

вых полостей по разработанной ранее и применяемой методике Днепропетровского национального университета [5].



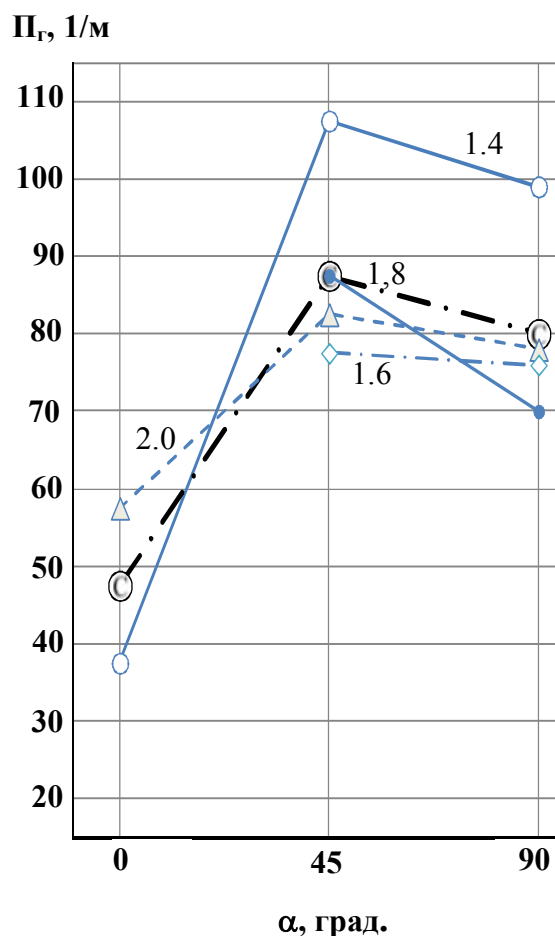
1 – прозрачная модель заливного ковша; 2 – блок управляемой подачи сжатого газа; 3 – дозирующее устройство для твердой фазы; 4 – фурменное устройство; 5 – система подсветки; 6 – светорассеивающий экран; 7 – цифровая видеокамера; 8 – персональный компьютер для обработки видеоматериала

Рисунок 3 – Схема лабораторной установки для холодного моделирования процесса вдувания газовых и двухфазных потоков в жидкую ванну

Исследованиями на лабораторной и опытно-промышленной установке инъекционной подачи магния было установлено, что при скорости потока более 40-50 м/с частицы магния достаточно равномерно распределяются по сечению канала, что создает благоприятные предпосылки для деления потока на несколько равноценных. При концентрации магния около 8 кг/нм³ (или около 30 кг/м³) и скорости потока более 90 м/с практически не наблюдается пульсаций потока, а по своим свойствам двухфазный поток азота с зернистым магнием приближается к газовому потоку, способному делиться на несколько.

При вдувании потока в жидкую ванну в зоне истечения и в прифурменной зоне ванны образуется тепло- и массообменная барботирующая зона. Выполненные замеры (при варьировании расхода газа, диаметра сопла и угла истечения струи в ванну) показали, что при прочих равных условиях величина суммарной поверхности газовых полостей в ванне зависит от угла отклонения вдуваемого потока (α) от вертикальной оси (рис.4). Наиболее высокие значения условной поверхности создаются при вдувании потока под углом 45°. Эта закономерность установлена при продувках одноканальной фурмой.

При вдувании потока через двухсопловую фурму условная межфазная поверхность Π_r так же, как при продувках через одноканальную фурму увеличивается с повышением расхода инжектирующего газа (рис.5), но в большей степени, чем при одноканальной фурме, что обусловлено большими абсолютными значениями поверхности образующейся парогазовой среды при использовании двухсопловой фурмы. Последний

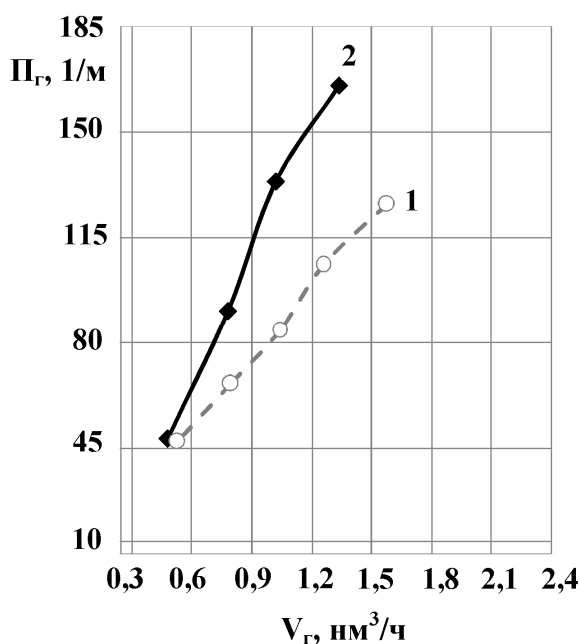


расход вдуваемого газа $1,3 \text{ м}^3/\text{ч}$;
 цифры у линий – диаметр канала (мм);
 ○-◇-△-● – Фактические значения (P_r) при различных параметрах;
 ◎ – средние значения (P_r) по серии экспериментов

Рисунок 4 – Изменение условной поверхности (P_r) газовых полостей в жидкой ванне при различных углах отклонения (α) канала односопловой фурмы (в оголовке) от вертикальной оси

факт свідельствує про те, що в разі використання многосоплової (в частині двухсопловой) фурмы при всіх інших рівних умовах і рівних расходах (об'ємі) вдування газу відбувається більше диспергування парогазової фази, що супроводжується збільшенням умовної поверхності в ванні на 30-45% (рис.5). Следователно, вдування парогазових серед в жидкую ванну через многосопловые фурмы сприяє більшому диспергуванню і дробленню газової фази з утворенням більш розвинутої межфазної поверхності, що сприяє прискоренню тепло- і масообмінних процесів між жидким чугуном і парогазовою середою. Изложенное является благоприятной предпосылкой для повышения эффективности усвоения магния и увеличения интенсивности его вдувания.

Сопоставление величин суммарной условной поверхности газовых полостей в жидкой ванне (рис.6) подтверждает, что абсолютные значения P_r при двухсопловой фурме в среднем на 40 1/м или на 35-50% (относительных) больше, чем при односопловой фурме. На двухсопловой фурме так же, как и на одноканальной большее диспергирование достигается при угле отгиба сопел на $25-45^\circ$ от вертикальной оси.



- 1 – вдувание через односопловую фурму;
 2 – вдувание через двухсопловую фурму

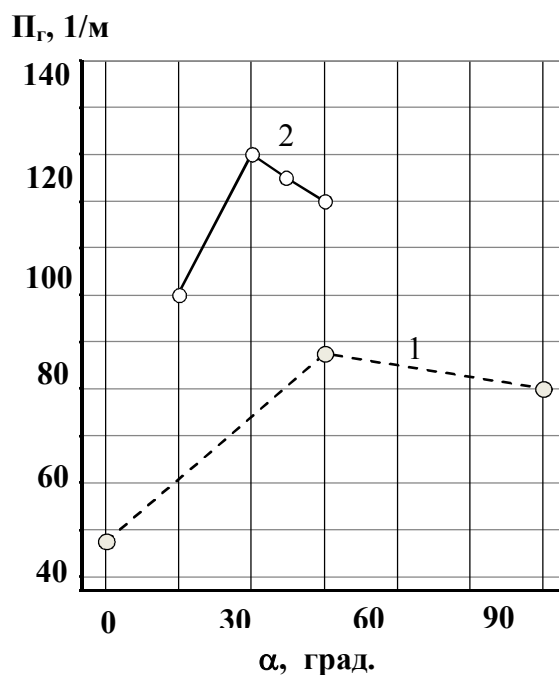
Рисунок 5 – Зависимость условной межфазной поверхности (Π_g) пузырей газа в ванне от расхода газа (V_g) при вдувании через двухсопловую фурму с диаметром сопел 1,0 мм и эквивалентную ей односопловую фурму с диаметром канала 1,4 мм. Угол отклонения сопел на выходе от вертикальной оси (α) составляет 45°

Таким образом, експериментально показано, що при прочих равных условиях вдувание двухфазных потоков через многосопловую (в частности, через двухсопловую) фурму сопровождается большим диспергированием парогазовой среды с образованием более развитой тепло- и массообменной поверхности в рафинируемой ванне. Последнее является основой для организации процесса вдувания диспергированного магния (без разубоживающих добавок) через многосопловые фурмы, которые должны обеспечивать более высокое усвоение магния и увеличение интенсивности вдувания магния в ковши с жидким чугуном.

На основании проведенных исследований сформулированы исходные данные для промышленной технологии и конструкции погружаемых двухсопловых фурм вдувания зернистого магния в ковши с жидким чугуном.

Выводы. Исследованиями на холодных физических моделях показано, что в случае вдувания зернистого магния имеются условия и предпосылки для диспергирования и деления двухфазных магнийсодержащих потоков на несколько равных с последующим диспергированием их в жидкой ванне после истечения из канала фурмы. Этот процесс сопровождается увеличением межфазной поверхности, образующейся в ванне, на 30-50% и определяет благоприятные предпосылки для увеличения степени усвоения магния и возможности увеличения интенсивности ввода магния в жидкий чугун.

Реализация рекомендуемого процесса включает вдувание зернистого магния через двухсопловые и многосопловые погружаемые фурмы с отклонением сопел на выходе на $25-45^\circ$ от вертикальной оси.



удельний расход газа 1,3 нм³/ч; диаметр каналов фурм – 1,4-2,0 мм

1 – вдувание одноканальной погружаемой фурмой;

2 – вдувание двухсопловой погружаемой фурмой

Рисунок 6 – Изменение условной межфазной поверхности (Π_r) газовых полостей в жидкой ванне (вода) при варьировании угла отклонения (α) канала сопел фурмы от вертикальной оси

По результатам исследований на моделях сформированы исходные условия для технологии и устройств вдувания магния в чугун через многосопловые фурмы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Шевченко А.Ф. Технология и оборудование десульфурации чугуна магнием в большегрузных ковшах / Шевченко А.Ф., Большаков В.И., Башмаков А.М. // Киев: Наукова думка, 2011. – 207с.
2. Оптимизация десульфурации чугуна на Voestalpine Stahl GmbH, опыт и применяемые меры / Р.Шварценбруннер и др. // IX Международный симпозиум по десульфурации чугуна и стали, 18-21 сент. 2006 г.: сб. докладов. – Галати – Румыния, 2006. – С.69-73.
3. Создание и развитие рациональных технологий внепечной десульфурации чугуна / [Большаков В.И., Шевченко А.Ф., Лю Дун Ие и др.] // Сталь. – 2009. – № 4. – С.13-20.
4. Освоение технологии производства сталей с использованием установки десульфурации чугуна в условиях конвертерного производства ОАО "Северсталь" / [Степанов А.А., Ламухин А.М., Зинченко С.Д. и др.] // VII Международного симпозиума по десульфурации чугуна и стали, 20-24 сент. 2004 г.: сб. докладов. – Нижний Тагил, 2004. – С.83-87.
5. Компьютерная обработка кинограмм процесса взаимодействия газовых струй с жидкостью / [Рузова Т.А., Толстопят А.П., Шевченко А.Ф. и др.] // Энергетика та автоматизация виробничих процесів: Науковий вісник НГУ. – Дніпропетровськ. – 2007. – № 12. – С.91-99.

Поступила в редколлегию 25.12.2012.

Дніпродзержинський державний технічний університет

ТЕМПЕРАТУРА ФУРМЕНИХ ВОГНИЩ – КОМПЛЕКСНИЙ ПАРАМЕТР ТЕХНОЛОГІЧНОГО ПРОЦЕСУ

Вступ. Температура фурмених вогнищ доменної печі тепер може стати комплексним параметром технологічного процесу. Але в ті часи, коли впроваджувалися прилади контролю температури фурмених вогнищ та досліджувалися результати їх роботи, не було виявлено основних факторів технологічного процесу, що впливають на температуру. Наприклад, не враховувалося коливання окиснення елементів чавуну на фурмах. Через окислювальну зону фурмених вогнищ опускається основна маса рідких продуктів плавки. При цьому значна частина елементів чавуну окиснюється, а потім відновлюється твердим вуглецем нижче фурм. Окиснення елементів чавуну на фурмах супроводжується виділенням значно більшої кількості тепла, ніж при окисненні вуглецю. Це тепло в основному виноситься газами у верхню зону печі, підвищуючи температуру на фурмах і в шахті. Тільки частина його засвоюється створеними оксидами елементів чавуну та рідкими продуктами плавки, які стікають в горн. Тому вторинне пряме відновлення цих оксидів супроводжується похолоданням горну через 40-120 хвилин [1].

Теоретична температура горіння на фурмах t_T – це температура, яка визначається складом і тепловмістом комбінованого дуття та горінням вуглецю до його оксиду при відсутності теплообміну з оточуючим середовищем. В реальних умовах в значній мірі відбувається теплообмін між газовою фазою і рідкими продуктами плавки, коливається окиснення елементів чавуну. Тому дійсна температура завжди відрізняється від теоретичної. Головною причиною зміни різниці між ними є коливання окиснення елементів чавуну на фурмах. Так, окиснення 25% заліза чавуну на фурмах спричиняє підвищенню температури горнових газів на 281°C [1].

Постановка задачі. Проаналізувати результати досліджень залежності температури фурмених вогнищ від параметрів доменної плавки з урахуванням коливання окиснення елементів чавуну на фурмах та обґрунтувати можливість використання цієї інформації для контролю технологічного процесу.

Результати роботи. Температура фурмених вогнищ коливається в межах від 1500 до 2000°C і поряд розташовані фурми мають відмінний характер її зміни [2, 3]. Під час збільшення витрати природного газу температура фурмених вогнищ знижується, а під час підвищення температури дуття та вмісту в ньому кисню – підвищується. Очевидно, що ці параметри впливають на окиснювальний потенціал фурменого вогнища і, отже, на процес окиснення елементів чавуну:

- природний газ знижує окиснювальний потенціал, і тому при збільшенні його витрати окиснення елементів чавуну знижується, а температура на фурмах зменшується;

- температура дуття та збагачення його киснем, навпаки, підвищують окислювальний потенціал, і тому під час їх збільшення температура фурм зростає.

Після збільшення вологості дуття температура фурм змінюється не завжди в одному напрямку – спостерігаються випадки, коли вона зростає, зменшується або залишається незмінною. Така неоднозначна залежність пояснюється тим, що вологість, з одного боку, може підвищувати окислювальний потенціал за рахунок кисню, що утворюється під час розкладання пари води в горні на O_2 і H_2 . З другого боку, на розкладання пари води витрачається тепло фурменого вогнища, внаслідок чого значно знижується його температура і, тим самим, може зменшуватися окислювальний потенціал. Мо-

жна припустити, що, якщо збільшують вологість дуття під час високого нагріву фурменних вогнищ, то температура від розкладання пари води знизиться несуттєво, і окиснювальний потенціал підвищиться за рахунок кисню, що утворюється від розкладання пари води, внаслідок чого збільшиться температура фурм. Якщо ж збільшують вологість дуття під час низького нагріву фурменних вогнищ, то температура від розкладання пари води знизиться суттєво, що викличе зменшення окиснювального потенціалу і відповідне падіння температури фурменних вогнищ. Можливі випадки, коли ці фактори будуть взаємно компенсовані. Тоді після збільшення вологості дуття температура на фурмах не буде змінюватися. Це підтверджується тим, що модуль коефіцієнта кореляції між вологістю дуття і температурою на фурмах в різні періоди коливається від 0 до 0,485.

Значення коефіцієнта парної кореляції між температурами двох сусідніх фурм за період 346 годин складає лише 0,229. Це є наслідком того, що кожне фурмене вогнище працює незалежно і міра окиснення елементів чавуну на ньому не збігається з мірою на інших фурмах.

Оскільки на температуру фурм впливає коливання процесу окиснення елементів чавуну, то щільність взаємозв'язку між виміряною і теоретичною температурами невисока: за два періоди по 215 і 310 годин значення коефіцієнта парної кореляції між ними складає відповідно 0,45 і 0,38.

Зникає пряма залежність вмісту кремнію в чавуні від температури фурм при високому її значенні. Це можна пояснити тим, що внаслідок збільшення окиснення елементів чавуну піднімається температура на фурмах, а вміст кремнію в чавуні при цьому зменшується за рахунок підвищення затрат тепла на пряме відновлення оксидів елементів чавуну нижче фурм.

Значення коефіцієнта парної кореляції, наведені в табл.1, можна пояснити наступним: в періодах 2 і 4 вологість дуття зменшувала окиснювальний потенціал, тому спостерігається від'ємне значення коефіцієнта кореляції між температурою фурм і вологістю дуття, позитивне значення коефіцієнта кореляції між вологістю дуття і вмістом кремнію та майже відсутня залежність вмісту кремнію в чавуні від температури фурм. В періоді 3, навпаки, вологість підвищує окиснювальний потенціал, що підтверджується позитивним значенням коефіцієнта кореляції між вологістю дуття і вмістом кремнію та між температурою фурм і вмістом кремнію.

Таблиця 1 – Значення коефіцієнта парної кореляції між температурою фурм і вологістю дуття ($r_{t\phi-\lambda}$), вологістю дуття і вмістом кремнію в чавуні ($r_{\lambda - si}$) та температурою фурм і вмістом кремнію в чавуні ($r_{t\phi - si}$) [4]

Періоди	Тривалість періоду, години	Значення коеф. парної кореляції		
		$r_{t\phi - \lambda}$	$r_{\lambda - si}$	$r_{t\phi - si}$
1	194	- 0,270	- 0,0752	+ 0,380
2	216	- 0,435	+ 0,358	- 0,190
3	309	- 0,0215	+ 0,279	+ 0,440
4	360	- 0,252	+ 0,560	+ 0,020

Щільність залежності вмісту кремнію в чавуні від температури фурм послаблюється під час зміни параметрів комбінованого дуття, особливо його вологості. Це проявляється в ті періоди роботи печі, коли спостерігається висока пряма залежність вмісту кремнію в чавуні від вологості дуття (табл.1, періоди 2, 4). Вплив вологості на залежність вмісту кремнію в чавуні від температури фурм пояснюється коливанням окиснення елементів чавуну. Під час збільшення вологості дуття зменшується температура на фурмах, і це викликає зниження окисного потенціалу фурменного вогнища: на фур-

мах зменшується окиснення чавуну, за рахунок цього додатково зменшується температура і збільшується вміст кремнію в чавуні. Очікували зменшення вмісту кремнію в чавуні за рахунок зменшення температури фурм, а отримали його збільшення, оскільки зменшилася затрата тепла на пряме відновлення. Якби в цей час контролювали окиснення елементів чавуну, то можна було б точно передбачити це збільшення. Під час зменшення вологості дуття, навпаки, збільшується температура на фурмах. Внаслідок цього підвищується окисний потенціал фурменого вогнища, збільшується окиснення елементів чавуну, за рахунок цього додатково збільшується температура і зменшується вміст кремнію в чавуні.

Щоб врахувати вплив вологості дуття на залежність вмісту кремнію в чавуні від температури фурм було запропоновано корегування температури [4]:

$$T_{\text{кор}} = t_{\text{ф}} + n\lambda, \quad (1)$$

де n – коефіцієнт, значення якого приймаємо в межах 5...10.

В табл.2 наведено значення коефіцієнта парної кореляції залежності вмісту кремнію в чавуні від $T_{\text{кор}}$ при значеннях $n = 0; 5; 10$ за шість періодів роботи доменної печі Дніпровського металургійного комбінату. Видно, що при значеннях коефіцієнта $n=5$ та $n=10$ щільність взаємозв'язку вмісту кремнію в чавуні з $T_{\text{кор}}$ підвищується.

Таблиця 2 – Значення коефіцієнта кореляції залежності Si від $T_{\text{кор}}$ [4]

Періоди	Тривалість періоду, години	Значення коефіцієнта n		
		0	5	10
1	225	0,48	0,55	0,53
2	120	0,256	0,60	0,758
3	310	0,44	0,53	0,445
4	375	0,02	0,373	0,556
5	162	0,31	0,356	0,345
6	450	0,19	0,454	0,454

В періодах 2, 4 і 6 тепловий стан печі коливається у значних границях і для його стабілізації змінювали вологість дуття від 10 до 36 г/м³. Тому в цих умовах помітний вплив вологості дуття на залежність вмісту кремнію в чавуні від температури фурм. Найбільш показовий вплив зміни вологості на $T_{\text{кор}}$ в періоді 4, коли при $n = 0$ значення коефіцієнта парної кореляції дорівнює 0,02, а при $n = 5$ і $n=10$ його значення зростає відповідно до 0,373 і 0,556. В періоді 2 при $n = 5$ і $n=10$ значення коефіцієнта парної кореляції зростає від 0,256 (при $n = 0$) до 0,60 і 0,758 відповідно.

Отже, під час коливання вологості дуття спостерігається суттєвий вплив коефіцієнта n на залежність вмісту кремнію в чавуні від $T_{\text{кор}}$.

Тепер, коли виявлено суттєве коливання окиснення елементів чавуну на фурмах і його вплив на якість чавуну, можна розкрити сутність коефіцієнта n : збільшення вологості дуття зменшує температуру на фурмах і очікується зменшення вмісту кремнію в чавуні. Якби при цьому не змінилося окиснення елементів чавуну, то вміст кремнію зменшився б, і ми отримали б пряму залежність вмісту кремнію від температури фурм.

Але під час збільшення вологості за рахунок зменшення температури на фурмах знижується окислювальний потенціал фурмених вогнищ, зменшується окиснення елементів чавуну і зменшується витрата тепла на пряме відновлення, внаслідок чого вміст кремнію в чавуні зростає пропорційно вологості. За рахунок коефіцієнта n кореговане значення $T_{\text{кор}}$ зростає із збільшенням вмісту кремнію, що і сприяє підвищенню значення коефіцієнта кореляції залежності Si від $T_{\text{кор}}$. Отже, наведені в табл.2 результати дос-

ліджень підтверджують наявність коливання окиснення елементів чавуну на фурмах та його вплив на якість чавуну.

Але значення коефіцієнта парної кореляції невисоке, оскільки формула (1) враховує вплив вологості дуття тільки при її збільшенні. Якщо ж вологість зменшена, то це викличе збільшення t_{ϕ} і окиснення елементів чавуну, внаслідок чого збільшиться витрата тепла на пряме відновлення елементів чавуну, а вміст кремнію в чавуні зменшиться. В цьому випадку $T_{\text{кор}}$, розраховане за формулою (1), не буде відображати тепловий стан печі. Тут краще було б визначати $T_{\text{кор}} = t_{\phi} - n\lambda$. Тоді $T_{\text{кор}}$ було б зменшено від t_{ϕ} у відповідності із зменшенням Si в чавуні.

Найвірніше корегування температури фурмених вогнищ можна було б здійснювати за наступною формулою (2):

$$T_{\text{кор}} = t_{\phi} + n\Delta\lambda, \quad (2)$$

де $\Delta\lambda$ – зміна вологості дуття в порівнянні з попереднім значенням: якщо її збільшують, то $\Delta\lambda$ буде мати знак «+», а якщо її зменшують, то $\Delta\lambda$ буде мати знак «-». Але ця формула не враховує коливання окиснення елементів чавуну під час зміни інших параметрів. Тому доцільно безперервно контролювати коливання окиснення елементів чавуну і за її значеннями корегувати температуру фурмених вогнищ.

Поставлена задача розв'язується так: вимірюють витрату дуття, паливних добавок, технологічного кисню, температуру та вологість дуття і розраховують теоретичну температуру горіння t_r . Визначають різницю між нею і температурою фурмених вогнищ $\Delta t = t_r - t_{\phi}$ і через кожні 10 хвилин порівнюють цю різницю з попереднім її значенням та визначають її зміну $\Delta = \Delta t(t) - \Delta t(t-1)$, за якою розраховують кореговану температуру фурмених вогнищ $t_{\text{кр}} = t_{\phi} + \Delta$.

Під час збільшення окиснення підвищується температура фурм, а вміст кремнію в чавуні зменшується за рахунок збільшення витрати тепла на повторне відновлення оксидів елементів чавуну нижче фурм. Тому пряма залежність вмісту кремнію від температури стає оберненою. Контролюючи різницю $\Delta t = t_r - t_{\phi}$, її приріст $\Delta = \Delta t(t) - \Delta t(t-1)$ та визначивши $T_{\text{кр}} = t_{\phi} + \Delta$, відновимо пряму залежність вмісту кремнію від $T_{\text{кр}}$, оскільки при цьому значення Δ має від'ємне значення і корегована температура $T_{\text{кр}}$ буде зменшуватися пропорційно зниженню вмісту кремнію.

Під час зменшення окиснення елементів чавуну на фурмах температура фурм зменшиться, а вміст кремнію зросте за рахунок зменшення витрати тепла на повторне відновлення оксидів елементів чавуну нижче фурм. Тому в таких випадках також пряма залежність вмісту кремнію від температури стає оберненою. Контролюючи різницю $\Delta t = t_r - t_{\phi}$, її приріст $\Delta = \Delta t(t) - \Delta t(t-1)$ та визначивши $T_{\text{кр}} = t_{\phi} + \Delta$, отримаємо пряму залежність вмісту кремнію від $T_{\text{кр}}$, оскільки при цьому значення Δ має додатне значення і корегована температура $T_{\text{кр}}$ буде збільшуватися пропорційно зростанню вмісту кремнію.

Автори досліджень [5, 6] стверджують, що в показах пірометрів, окрім інформації про температуру фурмених вогнищ, є також інформація про характер сходження шихтових матеріалів, рух кусків коксу у фурмених вогнищах, режим їх роботи тощо. Під час різкого опускання (обвалення) шихтових матеріалів температура фурменого вогнища стрибкоподібно знижується з наступним підйомом до попереднього значення в міру розплавлення та вигорання обваленого матеріалу, причому швидкість зниження температури значно більша від швидкості її зростання. Під час підвисань шихтових матеріалів над фурменим вогнищем його температура збільшується, а потім відбувається обвалення шихтових матеріалів, і температура вогнища різко знижується.

Взаємно-кореляційні функції (ВКФ) залежності вмісту кремнію в чавуні від температури фурмених вогнищ мають екстремуми в часі, що відповідає наступному випуску чавуну (2,5 годин) [5]. Але значення коефіцієнта кореляції в екстремумі колива-

ються від 0,18 до 0,42 для різних періодів. Очевидно, що щільність залежності Si від $T_{кр}$ буде значно вищою.

В дослідженнях [4] отримали майже такі ж результати, як в [2, 3]. Теоретична температура за період 230 г виявилася вищою від t_{ϕ} на 120-170°C, що підтверджує результати досліджень [7]. Нетривалі коливання t_{ϕ} на різних фурмах, а також на поряд розташованих відрізняються, що свідчить про різну міру окиснення елементів чавуну на кожній фурмі та про необхідність контролю температури на кожній фурмі. В окремих періодах спостерігається зворотна залежність Si від t_{ϕ} через 2-3 г, що є наслідком коливання окиснення елементів чавуну. При рівному ході печі амплітуда коливання t_{ϕ} складає 50-100°C, а при нестійкому ході, особливо при обваленні матеріалів, амплітуда збільшується до 200-300°C.

В дослідженнях [8] виявлено, що температура факелу реєструється у вигляді імпульсів з амплітудою 5-20°C і частотою 0,15-0,5 Гц. Причини пульсації температури вогнища автори припускають в тому, що змінюється гідравлічний опір стовпа шихти, який викликає коливання тиску та витрати дуття і циркуляції коксу. Ми ж можемо стверджувати, що тут можливий вплив коливання окиснення елементів чавуну. Подача 4% природного газу зменшує температуру на 150-180°C; після закінчення подачі природного газу температура відновлюється до попереднього рівня. В цих випадках також очевидний вплив зміни окиснення елементів чавуну.

Автори [9] вважають, що інтенсивність випромінювання з фурм є відображенням зміни температурного рівня, що відповідає температурі газу, який вступає в теплообмін з твердою та рідкою фазами. Тому для правильної поточної оцінки теплового стану низу печі, а також в алгоритмах прогнозування та керування, інтенсивність випромінювання з фурм необхідно використовувати тільки разом з параметрами, які характеризують розвиток теплоспоживаючих процесів. Тому, також в загальному, не слід очікувати високої щільності зв'язку між показниками теплового стану печі, наприклад, вмістом кремнію в чавуні і інтенсивністю випромінювання з фурм. На наш погляд, до теплоспоживаючих процесів можна віднести і процеси окиснення елементів чавуну на фурмах та їх повторного відновлення.

Робочі температури повітряних фурм в діапазоні 150-300°C, що виміряні термодатчиком, відповідають дійсній температурі фурмених вогнищ 1900-2400°C [10]. Коливання температури носків повітряних фурм від 175°C (2191°C) до 249°C (2240°C), особливо різке збільшення показу термодатчика до 570°C, можна пояснити зміною окиснення елементів чавуну.

Висновки. Коливання окиснення елементів чавуну на фурмах викривляє взаємозв'язок температури фурм з параметрами якості чавуну. Для достовірного контролю і прогнозування якості чавуну необхідно визначати коливання окиснення елементів чавуну на фурмах і корегувати значення температури фурм.

Це досягається тим, що шляхом постійного вимірювання температури фурмених вогнищ t_{ϕ} , розрахунку теоретичної температури горіння $t_{г}$ визначають різницю між ними $\Delta t = t_{г} - t_{\phi}$, зміну цієї різниці в порівнянні з попереднім значенням за час $(t - 1)$ $\Delta = \Delta t (t) - \Delta t(t - 1)$ та розраховують кореговану температуру фурмених вогнищ $T_{кр} = t_{\phi} + \Delta$, за якою прогнозують параметри якості чавуну.

ЛІТЕРАТУРА

1. Довгалюк Б.П. Коливання окиснення елементів чавуну на фурмах/ Б.П.Довгалюк // Новини науки Придніпров'я: збірка наукових доповідей наук.-практ. конф., присвяченій 100-річчю відомого вченого Г.А.Воловіка, травень 2010. – Дніпропетровськ, 2010. – С.105-108.

2. Устройство для контроля температуры фурменной зоны / [Б.П.Довгалюк, А.В.Клименко, Б.И.Марейчев и др.] // Автоматизация горнорудного и металлургического производства. – К.: Техніка. – 1968. – С.30-34.
3. Клименко А.В. Контроль нагрева нижней части доменной печи по температуре фурменной зоны / А.В.Клименко, Б.П.Довгалюк, С.Т.Илюнин // Контроль и регулирование параметров доменного процесса. – К.: Наукова думка. – 1972. – С.234-242.
4. Клименко А.В. Взаимосвязь температуры фурменных очагов и нагрева горна доменной печи / А.В.Клименко, Б.П.Довгалюк, Н.Е.Пильгуй // Металлургия и коксохимия. Металлургия чугуна. – К.: Техніка. – 1971. – №24 – С.53-59.
5. Микрюков Б.Г. Некоторые вопросы автоматического контроля теплового состояния низа доменной печи по информации о температуре фурменных зон / Б.Г.Микрюков, А.И.Капелистый, К.А.Шумилов // Проблемы автоматизированного управления доменным производством. – К.: Наукова думка. – 1974. – С.107-117.
6. О выбросах яркостной температуры фурменных очагов и их связи со сходом шихтовых материалов в доменной печи / А.И.Капелистый, Б.Г.Микрюков, К.А.Шумилов, Н.М.Мищенко // Проблемы автоматизированного управления доменным производством. – Вып. 3. Выставка передового опыта в народном хозяйстве УССР. – К.: Институт автоматики. – 1973. – С.111-114.
7. Ярошевский С.Л. Анализ взаимосвязи между теоретической температурой горения и действительными температурами в горне доменной печи / С.Л.Ярошевский, А.А.Бачинин, Н.Н.Попов // Металлургия чугуна: сб. тр. ДонНИИЧЕРМЕТ. – 1969. – Вып. 8. – М.: Металлургия. – С.145-155.
8. Гайворонський Я.С. Измерение температуры фурменной зоны доменной печи / Гайворонський Я.С., Рудная А.И. //Металлургическая и горнорудная промышленность. –1965. – № 6. – С.5-7.
9. Довгаль А.М. Идентификация интенсивности излучения фурменной зоны / Довгаль А.М., Шумилов К.А. // Проблемы автоматизированного управления доменным производством. – Вып. 3. Выставка передового опыта в народном хозяйстве УССР. – К.: Институт автоматики. – 1973. – С.105-108.
10. Контроль и регулирование теплового режима фурменных зон доменной печи / [В.Г.Макиенко, Р.С.Думбур, Ю.В.Серов и др.] // Металлург. – 1998. – №4. – С.30-31.

Надійшла до редколегії 26.03.2013.

УДК 669.14.018.29.001.8

ПИПТЮК В.П., к.т.н., ст. науч. сотр.
 ПЕТРОВ А.Ф., мл. науч. сотр.
 ПРИХОДЬКО Э.В., д.т.н., профессор
 МОРОЗ В.Ф., к.т.н., ст. науч. сотр.
 КОНДРАШКИН В.А., к.т.н., ст. науч. сотр.
 ГРЕКОВ С.В., мл. науч. сотр.
 АНОСОВА А.А., инженер

Институт черной металлургии НАН Украины, г. Днепропетровск

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО НАТЯЖЕНИЯ РАСПЛАВОВ СТАЛИ

Введение. Поверхностное натяжение жидкой стали оказывает существенное влияние на кинетику процессов, протекающих на границе фаз металл-шлак: рафинирование металла от вредных примесей, модифицирование неметаллических включений, ассимиляция их шлаком и др. Наряду с экспериментальными исследованиями поверх-

ностных свойств жидкой стали в последнее время получают развитие эмпирические методы расчета ее поверхностных свойств.

Поверхностное натяжение жидкого железа (σ_{Fe}) при $1550^{\circ}C$ составляет 1800-1880 мДж/м². На величину σ_{Fe} оказывают существенное влияние примесные элементы даже при незначительном их содержании. Поверхностное натяжение чистых металлов, входящих в состав стали и сплавов разных марок в качестве легирующих добавок, приведено в табл.1 [1, 2].

Таблица 1 – Поверхностное натяжение чистых металлов

Металл	t, °C	σ , мДж/м ²	$-d\sigma/dT$	Металл	t, °C	σ , мДж/м ²	$-d\sigma/dT$
1	2	3	4	5	6	7	8
Fe	1550	1850	0,35	Ti	1720	1330	0,26
Al	700	850	0,14	Si	1550	750	0,09
Mn	1550	1000	0,31	Co	1550	1830	0,40
Ni	1500	1750	0,39	Zr	1880	1330	0,20
Cr	2020	1590	0,32	Mo	2607	2220	0,18
V	1910	1950	0,31	W	3377	1500	0,29

Изменение поверхностного натяжения жидких металлов в зависимости от температуры хорошо описывается уравнением $\sigma = \sigma_o + d\sigma/dT(T - T_{i\ddot{e}})$, где σ и σ_i – значения поверхностного натяжения при температурах T и T_{nl} соответственно.

Наряду с экспериментальными определениями σ железа и его сплавов для оценки поверхностного натяжения жидкой стали и чугуна рекомендуется использовать уравнение [1]:

$$\sigma = \sigma_{Fe} - 2000 \lg \sum F_i x_i, \quad (1)$$

где F_i – параметр, характеризующий поверхностную активность компонента i ;

x_i – атомная доля элемента i (Fe, C, Mn, S, P и др.).

Экспериментальные значения F_i для температуры $1600^{\circ}C$ приведены ниже:

Элемент	Fe	C	Si	Mn	Ni	Cr	Ti	V	Mo	P	S	O	H	N
$F_{i\ddot{e}\ddot{u}\ddot{e}\ddot{u}}$	1	2,0	2,2	5,0	0,7	2,5	0,12	0,6	0,45	1,5	500	1000	1,0	150

σ_{Fe} при $1600^{\circ}C$ принимают равным 1800 мДж/м².

Пересчет значений $F_{i\ddot{e}\ddot{u}\ddot{e}\ddot{u}}$ с $1600^{\circ}C$ на другие значения температуры можно производить по уравнению

$$F_{iT_2} = F_{iT_1}^{T_1/T_2}$$

Уравнение (1) применимо для расчетов σ при содержаниях кислорода и серы в металлических расплавах, не превышающих 0,05 и 0,1% соответственно. При более высоких содержаниях серы и кислорода рекомендуется уравнение

$$\sigma = \sigma_{Fe} - 2000 \lg \sum F_i x_i - 1000 (\lg F_s x_s - \lg F_o x_o). \quad (2)$$

Для бинарных расплавов рассчитанные значения σ_{Fe-i} отличаются от экспериментальных значений в большинстве случаев не более, чем на 5%. Однако, в случае многокомпонентных расплавов (сталь, чугун) один из компонентов может значительно

изменять поверхностную активность других, что и наблюдается на практике, и тем самым снижать достоверность расчетных значений поверхностного натяжения многокомпонентных расплавов по отношению к экспериментальным значениям.

Таким образом, имеющиеся расчетные формулы поверхностного натяжения металлических расплавов являются по сути аддитивными, а по точности – приближенными, так как не учитывают взаимного влияния одних элементов, особенно поверхностно-активных, на поверхностную активность других.

Постановка задачи. Задачей исследования является установление связи поверхностного натяжения жидкой стали с интегральными параметрами межатомного взаимодействия ее структуры.

Результаты работы. Методом физико-химического моделирования металлических расплавов с использованием модели «Металл» [3] выполнен анализ изменения поверхностного натяжения жидкой стали разных марок в зависимости от интегральных параметров металлических расплавов с ОЦК-подобной структурой $(d, tg\alpha, Z^Y)$, являющихся сверткой химического состава и температуры.

Анализ поверхностного натяжения расплавов стали [4-8] позволил установить его связь с интегральными параметрами физико-химической модели металлических расплавов $(d, tg\alpha, Z^Y)$ в виде уравнения

$$\sigma_{\tilde{n}\tilde{o}} = 86803,71 - 3128d - 757,34Z^Y - 297079tg\alpha + 0,2421t \quad r=0,63. \quad (3)$$

Интегральные параметры и значения поверхностного натяжения жидкой стали частично приведены в табл.2. Следует отметить, что теснота связей σ_{cm} с интегральными параметрами для каждого из источников (табл.3) значительно выше, чем для общей выборки. Такое поведение $\sigma_{\tilde{n}\tilde{o}}$, а именно, значительный разброс значений относительно линии тренда (рис.1), можно объяснить тем, что в состав стали рассмотренных марок входят такие поверхностно активные элементы как кислород, сера, азот и др., изменение содержания которых даже в небольших пределах может привести к значительному изменению $\sigma_{\tilde{n}\tilde{o}}$. При расчете интегральных параметров межатомного взаимодействия содержание этих элементов не учитывалось из-за отсутствия данных об их содержании в исследованных марках стали.

Таблица 2 – Интегральные параметры и поверхностное натяжение жидкой стали [4, 5]

Марка стали	$d \cdot 10^{-1}$, нм	Z^Y , e	$tg\alpha$	t , °C	σ , мДж/м ²
1	2	3	4	5	6
20К	2,791	1,1815	0,0883	1650	1500
У8А	2,6966	1,2128	0,0891	1550	1285
	2,6966	1,2128	0,0891	1600	1305
	2,6966	1,2128	0,0891	1650	1310
45Х	2,7479	1,2323	0,0884	1550	1450
	2,7479	1,2323	0,0884	1600	1460
	2,7479	1,2323	0,0884	1650	1470
12Х1МФ	2,8011	1,2207	0,0879	1600	1570
	2,8011	1,2207	0,0879	1650	1560
	2,8011	1,2207	0,0879	1700	1620
ШХ-15	2,6724	1,2769	0,0891	1540	1335

	2,6724	1,2769	0,0891	1559	1527
	2,6724	1,2769	0,0891	1577	1496

Продолжение таблицы 2

1	2	3	4	5	6
30ХГСА	2,7505	1,2638	0,0883	1473	1364
	2,7505	1,2638	0,0883	1498	1392
	2,7505	1,2638	0,0883	1548	1297
	2,7505	1,2638	0,0883	1574	1280
	2,7505	1,2638	0,0883	1600	1260
40ХНМА	2,7572	1,2485	0,0887	1473	1260
	2,7572	1,2485	0,0887	1524	1254
	2,7572	1,2485	0,0887	1549	1191
	2,7572	1,2485	0,0887	1585	1156
	2,7572	1,2485	0,0887	1600	1180
12ХНЗА	2,7986	1,2464	0,0886	1600	1137
	2,7986	1,2464	0,0886	1622	1069
ШХ-15	2,6724	1,2769	0,0891	1550	1600
	2,6724	1,2769	0,0891	1575	1470
	2,6724	1,2769	0,0891	1600	1350
40ХНМА	2,7572	1,2485	0,0887	1500	1240
	2,7572	1,2485	0,0887	1550	1183
	2,7572	1,2485	0,0887	1600	1160
30ХГСА	2,7505	1,2638	0,0883	1500	1398
	2,7505	1,2638	0,0883	1550	1299
	2,7505	1,2638	0,0883	1600	1250
12ХНЗА	2,7986	1,2464	0,0886	1550	1200
	2,7986	1,2464	0,0886	1575	1160
	2,7986	1,2464	0,0886	1600	1120

Таблица 3 – Рассчитанные значения поверхностного натяжения стали

Марка стали	На выпуске из конвертера		На УКДС		На У КП		Готовый металл	
	$t, ^\circ\text{C}$	$\sigma_{см.}, \text{МДж/м}^2$	$t, ^\circ\text{C}$	$\sigma_{см.}, \text{МДж/м}^2$	$t, ^\circ\text{C}$	$\sigma_{см.}, \text{МДж/м}^2$	$t, ^\circ\text{C}$	$\sigma_{см.}, \text{МДж/м}^2$
<i>1</i>	<i>2</i>	<i>3</i>	<i>4</i>	<i>5</i>	<i>6</i>	<i>7</i>	<i>8</i>	<i>9</i>
ЗПС	1651	1355	1527	1169	1570	1218	1570	1341
	1628	1352	1546	1226	1570	1345	1570	1345
	1659	1358	1558	1230	1563	1353	1563	1338
	1672	1360	1584	1345	1570	1339	1570	1344
	1659	1356	1545	1212	1563	1346	1563	1338
ЗПСМ1	1690	1366	1552	1239	1611	1352	1611	1351
	1673	1361	1575	1237	1614	1357	1614	1352
	1716	1370	1603	1214	1615	1349	1615	1351
	1698	1370	1602	1231	1597	1347	1597	1347
	1667	1359	1611	1229	1617	1351	1617	1350
4ПСМ1	1657	1358	1578	1199	1619	1355	1619	1361
	1669	1360	1573	1289	1603	1354	1603	1354
	1674	1361	1566	1195	1606	1351	1606	1353
	1698	1368	1550	1272	1610	1249	1610	1354
	1676	1347	1592	1216	1598	1265	1598	1346

Продолжение таблицы 3

<i>1</i>	<i>2</i>	<i>3</i>	<i>4</i>	<i>5</i>	<i>6</i>	<i>7</i>	<i>8</i>	<i>9</i>
5ПСМ	1684	1364	1558	1167	1573	1347	1573	1348
	1689	1362	1589	1220	1581	1354	1581	1357
	1712	1370	1536	1239	1572	1343	1572	1348
	1669	1359	1545	950	1586	1351	1586	1353
	1694	1372	1593	1270	1582	1347	1582	1350
5ПСМ1	1689	1363	1530	1239	1600	1352	1600	1358
	1657	1356	1558	1231	1599	1355	1599	1354
	1683	1364	1582	1243	1578	1356	1578	1352
	1625	1348	1575	1187	1582	1354	1582	1354
3СПМ1	1635	1351	1586	1230	1612	1154	1612	1359
	1695	1368	1578	1180	1609	1356	1609	1355
	1656	1356	1604	1245	1596	1349	1596	1351
	1693	1364	1619	1233	1601	1348	1601	1348
5СПМ1	1684	1364	1565	1105	1585	1357	1585	1357
	1664	1357	1581	1203	1594	1353	1594	1354
	1641	1353	1537	1085	1588	1352	1588	1360
	1695	1366	1592	1354	1588	1357	1588	1357
GR60M1	1649	1355	1568	1226	1598	1356	1598	1353
	1703	1371	1563	1217	1594	1198	1594	1354
	1655	1356	1585	1254	1595	1353	1595	1351
	1638	1354	1532	1197	1589	1354	1589	1353
ОС	1661	1358	1552	1162	1560	1258	1560	1344
	1679	1362	1587	1357	1555	1353	1555	1339
	1651	1355	1530	1238	1589	1354	1589	1354
	1670	1359	1557	1261	1556	1340	1556	1342

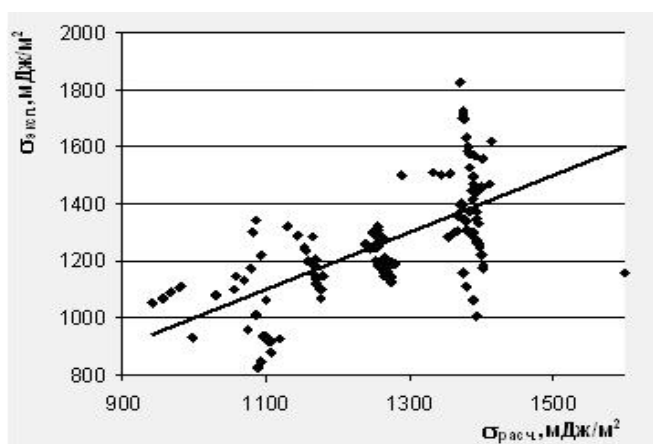


Рисунок 1 – Сопоставление экспериментальных и рассчитанных по уравнению (3) значений поверхностного натяжения жидкой стали

Полученную модель (3) использовали для расчета поверхностного натяжения ($\sigma_{\text{н}0}$) стали марочного сортамента ПАО «Днепропетровский металлургический комбинат им. Ф.Э.Дзержинского».

Анализ химического состава металла на выпуске из конвертера, на УКДС, на УКП и готовой стали показал значительные колебания их элементного содержания. Поэтому из массива более чем 9500 плавок стали марок ЗПС, ЗПСМ1, 4ПСМ1, 5ПСМ, 5ПСМ1, GR60M1 и ОС были отобраны по 4-5 плавок разного состава каждой из указанных марок.

Для отобранного массива (45 составов) были рассчитаны интегральные параметры стали на указанных выше этапах сталеплавильного передела и с использованием уравнения (3) рассчитаны соответствующие значения поверхностного натяжения (табл.3).

Полученные результаты свидетельствуют в пользу того, что уравнение(3) (полуэмпирическая модель) может быть использовано для расчета поверхностных свойств жидкой стали и прогнозирования ее поведения при изменении состава и температуры.

Выводы. Предложена полуэмпирическая модель, связывающая поверхностное натяжение жидкой стали с интегральными параметрами межатомного взаимодействия ($d, \text{tg}\alpha, Z^Y$). Модель использована для расчета поверхностного натяжения стали различного состава на разных этапах ее производства в условиях ПАО «Днепропетровский металлургический комбинат им. Ф.Э.Дзержинского».

ЛИТЕРАТУРА

1. Григорян В.А. Теоретические основы электросталеплавильных процессов / В.А.Григорян, Л.Н.Белянчиков, А.Я.Стомахин. – М.: Металлургия, 1987. – 272с.
2. Попель С.И. Теория металлургических процессов / С.И.Попель. – М.: ВИНТИ, 1971. – 172с.
3. Приходько Э.В. Металлохимия многокомпонентных систем / Э.В.Приходько. – М.: Металлургия, 1995. – 320с.
4. Роль поверхностных явлений при обработке сталей синтетическими известково-глиноземистыми шлаками, содержащими кремнезем, окись магния и фтористый

- кальций / В.К.Комельков, Г.Б.Ширер, А.Г.Шалимов, С.Г.Воинов // М.: Металлургия. Теория металлургических процессов, 1960. – С.125-263.
5. Бобкова О.С. Роль поверхностных явлений при перемешивании стали с синтетическими шлаками / О.С.Бобкова, В.С.Петухов // Поверхностные явления в расплавах и процессах порошковой металлургии. – К.: Изд. АН УССР. – 1963. – С.320.
 6. Кунин Л.Л. Поверхностные явления в металлах / Л.Л.Кунин. – М.: Металлургия, 1955. – 304с.
 7. Бобкова О.С. Влияние серы на межфазное взаимодействие стали со шлаками системы СаО-Аl₂O₃ / О.С.Бобкова, В.С.Петухов, В.И.Желаданов // Теория металлургических процессов. – М.: Металлургия. – 1965. – Вып. 40. – С.35-40.
 8. Бобкова О.С. Влияние окислов натрия на поверхностное натяжение расплава СаО-Аl₂O₃ и его адгезию к стали / О.С.Бобкова, В.С.Петухов, Н.П.Плотвинский-Сидак // Теория металлургических процессов. – М.: Металлургиздат. – 1967. – Вып. 50. – С.109-112.
 9. Волков С.Е. О влиянии поверхностных сил на удаление неметаллических включений при обработке стали шлаком / С.Е.Волков, С.М.Пупынина // Теория металлургических процессов. – М.: Металлургия. – 1972. – Вып. 6. – С.39-45.

Поступила в редколлегию 15.01.2013.

Дніпродзержинський державний технічний університет

**ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ
В АМОРФНИХ І МІКРОКРИСТАЛІЧНИХ СПЛАВАХ
НА ОСНОВІ СИСТЕМИ Ni-P ПРИ ТЕРМІЧНИХ ВПЛИВАХ**

Вступ. Хімічне або електролітичне осадження іонів металів на підкладку являється одним з методів отримання аморфних сплавів. Аморфний стан речовини є метастабільним, тому після аморфізації зазвичай проводять відпал, в процесі якого частково відбувається перехід до більш стабільного стану. Однак метастабільність залишається, і при нагріванні до $(0,4-0,65) T_{пл}$ матеріал переходить в кристалічний стан. Було встановлено, що поряд з аморфним станом потрібним поєднанням параметрів може володіти і нанокристалічний стан речовини. На сьогоднішній день одним із способом отримання нанокристалічної структури є відпал аморфних сплавів при контрольованій температурі кристалізації. З метою створення нанокристалічної структури відпал необхідно проводити таким чином, щоб виникало велике число центрів кристалізації, а швидкість росту кристалів була низькою [1].

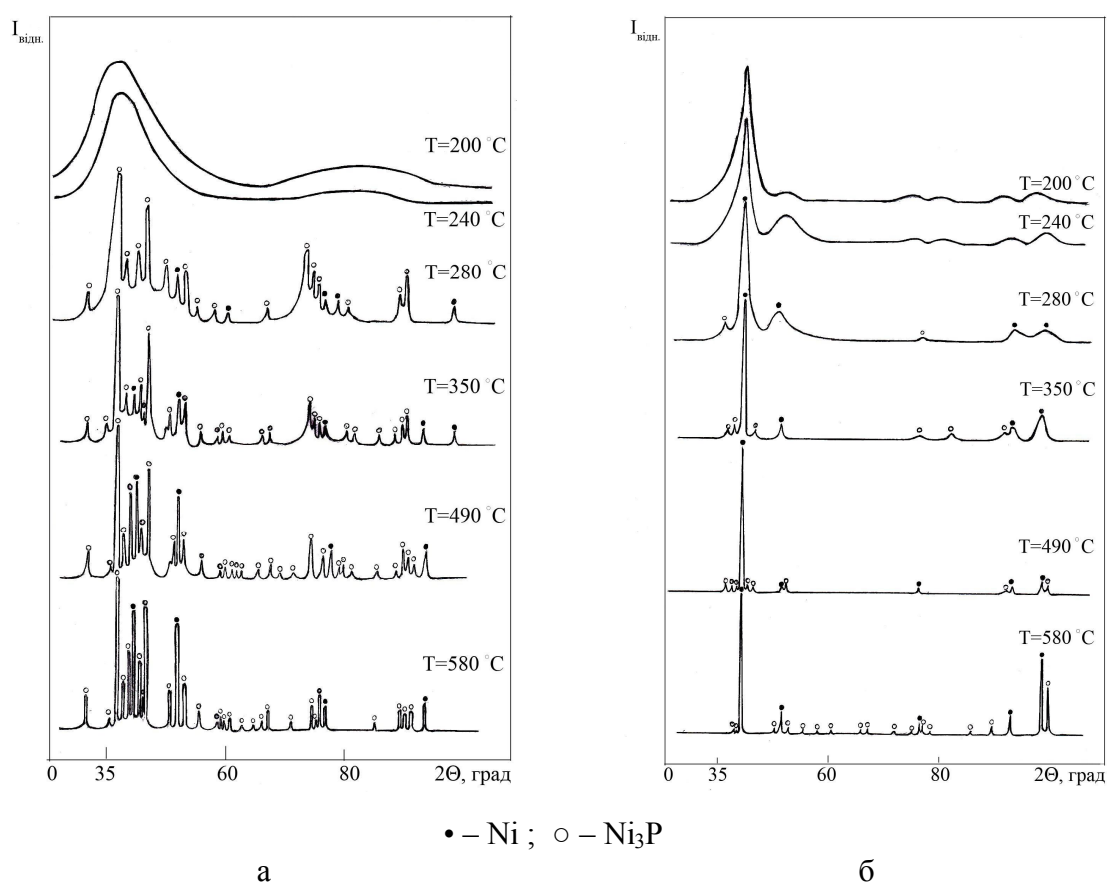
Постановка задачі. В якості об'єкта дослідження використовували сплави системи Ni-P, які отримували у вигляді тонких ($\delta = 35-50$ мкм) покриттів методом хімічного осадження на підкладку зі сталі 30. Процес хімічного осадження вели з кислого водного розчину при температурі $T=92^\circ\text{C}$ і рН 4.5 та з лужного водного розчину при температурах $T=94-95^\circ\text{C}$ і рН 9 [2]. Склад кислого розчину, г/л: сірчаноокислий натрій – 21; гіпофосфіт натрію – 24; оцтовокислий натрій – 10; аллілчеп – 25 мл/л. Склад лужного розчину, г/л: сірчаноокислий натрій – 20; гіпофосфіт натрію – 25; оцтовокислий натрій – 40; сірчаноокислий амоній – 30; аллілчеп – 15 мл/л. Хімічний склад сплаву, що був осаджений при рН 4.5, відповідав аморфному сплаву складу $\text{Ni}_{81}\text{P}_{19}$, а при рН 9 – аморфному кристалічному сплаву Ni_{95}P_5 . Основною метою подальшої термічної обробки є дослідження впливу температури на здатність хімічно осаджених сплавів системи Ni-P до формування нанокристалічної структури. З цією метою були проведені ізохронні ($\tau_{\text{випр}}=15\text{хв}$) відпали у вакуумній печі СШВЕ-12.5/25-43 при температурах $T = 240, 280, 350, 490$ і 580°C .

Результати роботи. Експериментальні результати отримували методами рентгеноструктурного і дюрOMETричного аналізів на дифрактометрі ДРОН-3 і мікротвердомірі ПМТ-3 відповідно.

Термічну стійкість і послідовність структурних перетворень при нагріванні аморфно-кристалічного покриття Ni_{95}P_5 вивчали щодо змін періоду кристалічної решітки a , мікротвердості H_m і усереднених розмірів областей когерентного розсіювання (ОКР) D . Задачу про внесок в розмиття дифракційної картини ефекту дисперсності ОКР та уточнення їх розмірів розв'язували з використанням методу моментів [3] для аморфно-кристалічного покриття Ni_{95}P_5 . Для виділення вкладу в розширення, обумовленого дисперсністю кристалітів, проводили аналіз двох ліній (111) і (222), які є відбитками різного порядку від однієї площини (hkl). Розрахунки проводили на ПЕОМ за спеціально зробленою авторами комп'ютерною програмою.

Результати проведених рентгенофазових досліджень показали, що в процесі ізохронних ($\tau_{\text{випр}}=15\text{хв}$) вакуумних відпалів характер дифракційних кривих аморфного і мікрокристалічного покриттів не зазнає помітних змін при нагріванні до $T=240^\circ\text{C}$ (рис.1, а, б). При більш високих температурах ($T=280^\circ\text{C}$) на тлі дифракційного гало аморфної складової з'являється серія чітких інтерференційних ліній кристалічних фаз,

що свідчить про те, що на ранній стадії перетворення аморфного покриття $\text{Ni}_{88}\text{P}_{12}$ в матричній структурі формуються дрібні кристали метастабільного сильно перенасиченого твердого розчину фосфору в нікелі Ni (P). При температурах $T=350\text{-}580^\circ\text{C}$ відбуваються процеси розпаду метастабільної фази і одночасно завершується кристалізація аморфної складової у вигляді суміші рівноважних фаз $\text{Ni}+\text{Ni}_3\text{P}$ (рис.1, а). Дифракційна картина покриття Ni_{95}P_5 в процесі відпалів показує, що зі збільшенням температури нагрівання кількість фази Ni_3P в структурі безперервно зростає і сплав наближається до рівноважного стану (рис.1, б).



а – аморфний сплав $\text{Ni}_{88}\text{P}_{12}$; б – мікрокристалічний сплав Ni_{95}P_5

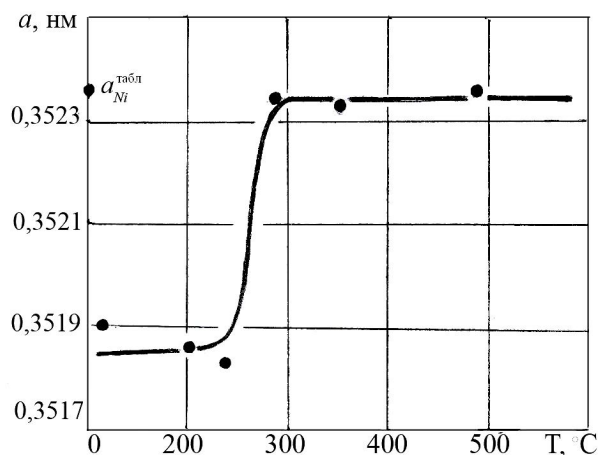
Рисунок 1 – Дифрактограми хімічно осаджених покриттів Ni-P після ізохронних відпалів

В літературних джерелах відмічається, що в сплавах різного складу нанокристали одного і того ж типу можуть бути досконалими або містити значну кількість дефектів. Так, наприклад, в сплавах на основі алюмінію нанокристали з гранецентрованою кубічною (ГЦК) решіткою є досконалими, тоді як в сплавах системи на основі Ni ГЦК-нанокристали містять численні двійники, дефекти упаковки та інші [4]. Як зазначається в [4], причинами відмінності в структурі нанокристалів з одним і тим ж типом решітки та отриманими ідентичним способом (контрольованої кристалізацією аморфної фази) можуть бути як розмірний фактор, так і енергії утворення дефектів упаковки. У той же час в роботі [5] вказується, що можна оцінити такий критичний розмір нанооб'єму, при якому ймовірність існування в ньому наведеного дефекту різко падає, тобто існує якийсь критичний розмір, вище якого кристали обов'язково містять дефекти, тобто прецизійне визначення параметрів кристалічної решітки a і розмірів кристалітів D грає важливу роль в розумінні властивостей наноматеріалів.

В роботі встановлено, що нагрівання покриттів вище 240°C викликає різку зміну структурних характеристик (a , D) і властивостей (H_{μ}).

Розрахунками розмірів ОКР методом моментів встановлено, що в процесі термічних нагрівів сплаву Ni_{95}P_5 при $T = 200, 240, 280^{\circ}\text{C}$ розмір нанокристалів D збільшується в середньому від 11,5 до 15,5 нм. Подальше нагрівання до $T = 350^{\circ}\text{C}$ призводить до укрупнення кристалітів в середньому до $D = 39,5$ нм, а при $T = 490^{\circ}\text{C}$ розмір кристаліта D складає вже 110,2 нм. Таким чином, процеси укрупнення структури відбуваються, починаючи з $T > 350^{\circ}\text{C}$. Бар'єром для росту нанокристалітів може слугувати аморфна фаза, що узгоджується з думкою авторів роботи [6], які вивчали кристалізацію аморфного сплаву на основі Ni . Зазначимо, що усереднення величини D ведеться за досить великої площі поверхні досліджуваного зразка ($\sim 1 \text{ cm}^2$), а у разі нанокристалічних матеріалів значення D_{hkl} відповідає розміру нанокристаліта D , оскільки передбачається, що останній не «розбивається» на більш дисперсні фрагменти і, відповідно, складається з одного ОКР.

Період кристалічної решітки твердого розчину a спочатку при $T = 200-280^{\circ}\text{C}$ зменшується, що може бути обумовлено впливом розмірного фактору, який проявляється у скороченні відстаней між атомними площинами поблизу поверхні нанокристалітів, а потім у вузькому температурному інтервалі стрибкоподібно збільшується, досягаючи значень, близьких до періоду решітки чистого Ni ($a = 0,35238$ нм) (рис. 2) при температурах відпалу $T = 350-580^{\circ}\text{C}$. У цьому температурному інтервалі також відбувається збільшення усереднених розмірів, як було зазначено вище. Кристалізація досліджуваного сплаву закінчується при $T > 350^{\circ}\text{C}$ утворенням структури конгломерату рівноважних фаз $\text{Ni} + \text{Ni}_3\text{P}$.



Рисуюнок 2 – Залежність періоду кристалічної решітки твердого розчину $\text{Ni}(\text{P})$ від температури відпалу

Структурні перетворення, які мають місце при нагріванні аморфних осадків Ni-P і супроводжуються утворенням в структурі покриттів дисперсійних фосфідів Ni_3P , впливають на температурні залежності мікротвердості H_{μ} , значення якої різко зростають від $\sim 5,0$ до $\sim 13,0$ ГПа (рис.3). Криві мікротвердості досліджуваних сплавів Ni-P проходять через максимуми. При температурі відпалу $T = 350^{\circ}\text{C}$ в сплаві Ni_{95}P_5 фіксуються середні значення мікротвердості $H_{\mu} = 13,17$ ГПа (рис.3, а), які відповідають $D = 39,5$ нм. Максимальні величини мікротвердості у сплаві $\text{Ni}_{88}\text{P}_{12}$ ($H_{\mu} = 12,92$ ГПа) відповідають температурі 580°C (рис.3, б). Укрупнення структури в ході збиральної рекристалізації при відпалі покриттів $\text{Ni}_{88}\text{P}_{12}$ і Ni_{95}P_5 при $T = 490^{\circ}\text{C}$ і $T = 580^{\circ}\text{C}$ викликає падіння величини H_{μ} до 6,89 і 4,40 ГПа відповідно.

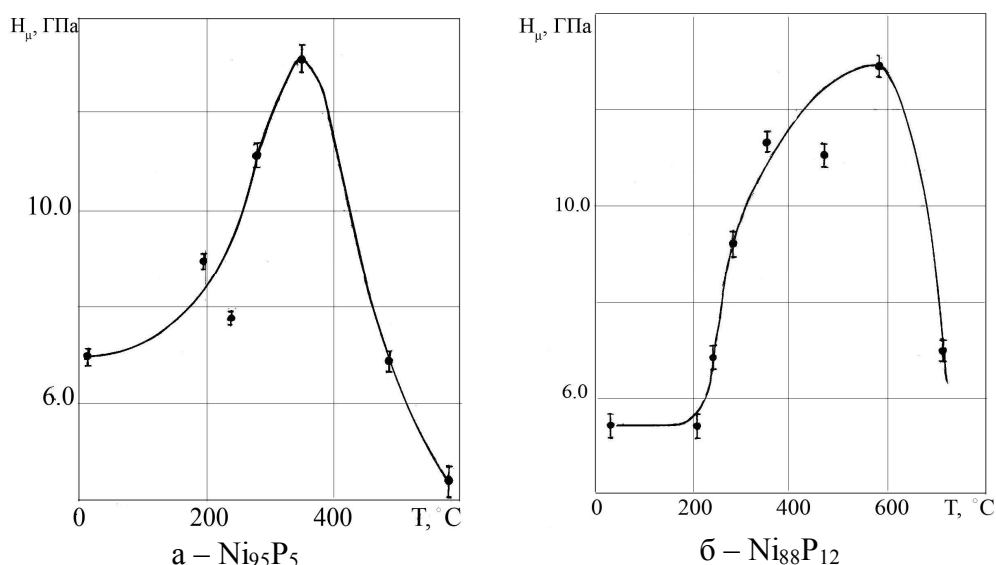


Рисунок 3 – Залежність мікротвердості хімічно осаджених покриттів від температури відпалу

Розподіл мікротвердості сплаву Ni₉₅P₅ добре узгоджується з даними розподілу розміру ОКР в залежності від температури відпалу. Падіння H_{μ} при нагріванні до $T = 490^{\circ}\text{C}$ і вище супроводжується збільшенням $D > 100$ нм. Цей результат відповідає багатьом літературним даним [7], в яких показано, що фізико-механічні властивості матеріалу різко погіршуються при розмірах кристалітів більших, ніж межа нанокристалічного стану ($D = 100$ нм). З рис.4 видно, що мікротвердість збільшується до максимального значення при розмірі зерна $D = 39,5$ нм. Такий хід кривої описується відомим рівнянням Холла-Петча, відповідно до якого міцнісні властивості обернено пропорційні середньому розміру зерна. При подальшому зменшенні D мікротвердість знижується (рис.4). Таким чином, в хімічно осаджених покриттях нанокристалічною структурою рівняння Холла-Петча виконується до певного значення розміру зерна, а при більш низьких його величинах спостерігаються обернені ефекти: твердість падає по мірі зниження розміру зерна. Про подібні ефекти згадується в роботі [8], в якій зазначено, що нанометрові розміри зерна є основним джерелом міцності нанокристалічних матеріалів.

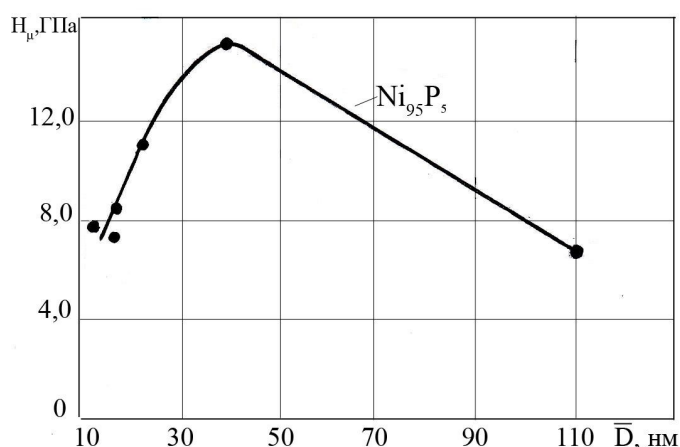


Рисунок 4 – Залежність мікротвердості хімічно осадженого покриття від розміру зерна

Висновки. 1. В процесі ізохронних відпалів аморфного покриття Ni₈₈P₁₂ кристалізація починається при температурі 250°C і супроводжується утворенням метастабіль-

ної кристалічної фази, що розпадається при температурі вище 350°C на суміш рівноважних фаз Ni + Ni₃P.

2. У покритті Ni₉₅P₅ виявлено нанокристали (D ~ 11,5 нм) твердого розчину фосфіду Ni₃P в ГЦК-решітці Ni, який зберігає стійкість до температури 250° С. При T>350°C розвиваються процеси розпаду твердого розчину і укрупнення структури.

3. Максимальні значення мікротвердості покриття складу Ni₉₅P₅ досягаються при розмірі нанокристалітів D~39.5 нм після ізохронних відпалів при T = 350°C. Для покриття складу Ni₈₈P₁₂ найвищі значення H_μ відповідають відпалам при T = 580°C.

ЛІТЕРАТУРА

1. Гусев А.И. Нанокристаллические материалы: методы получения и свойства / Гусев А.И. // Екатеринбург. – 1998. – 198с.
2. Вишенков С.А. Химические и электрохимические способы осаждения металлопокрытий / Вишенков С.А. – М.: Машиностроение, 1975. – 312с.
3. Каган А.С. Метод моментов в рентгенографии / Каган А.С. // Заводская лаборатория. – 1980. – № 5. – С.81-89.
4. Абросимова Г.Е. Влияние размера на совершенство структуры нанокристаллов на основе Al и Ni / Абросимова Г.Е., А.С. Аронин // Физика твердого тела. – 2008. – Том 50, вып. 1. – С.154-158.
5. Гуткин М.Ю. Физическая механика деформируемых наноструктур / Гуткин М.Ю., Овидько И.А. // СПб: Янус. – Т.1, 2003. – 194с.; Т.2, 2005. – 352с.
6. Гусев А.И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии / Гусев А.И. // М.: Физматлит, 2007. – 416с.
7. Золотухин В.И. Нанокристаллические металлические материалы / Золотухин В.И. // Соросовский Образовательный журнал. – 1998. – № 8. – С.62-67.
8. Черепанов В.А. Учебно-методический комплекс дисциплины по теме « Рентгеновские и нейтронные методы исследования наноматериалов» / Черепанов В.А. // Екатеринбург, 2007. – 104с.

Надійшла до редколегії 01.04.2013.

УДК 612.791

СУХОМЛИН В.И., к.т.н., доцент
ЧЕРЕДНИК Е.А., ст. преподаватель
РЕЙДЕРМАН Ю.И., к.т.н., доцент
ЛАУХИН Д.В.*, д.т.н., профессор
МАКОВСКАЯ А.В.*, к.т.н., м.н.с.

Днепродзержинский государственный технический университет
*Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры,
г. Днепропетровск

ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ 10Г2ФБ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ СВАРНЫХ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ. ИССЛЕДОВАНИЕ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ МЕТОДАМИ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ (ЧАСТЬ III)

Введение. *Электронная микроскопия.* Первые микроскопы появились благодаря работам Роберта Гука (1635-1703 г.г.) и Антони ван Левенгука (1632-1723 г.г.), которые не только изготовили оригинальные микроскопы, но и успешно применили их для исследований. С этого момента берет свое начало микроскопия – методика наблюдения и исследования объектов и их деталей, неразличимых невооруженным глазом.

Изготовленные в 1824 г. французской фирмой Шевалье объективы из нескольких ахроматических линз значительно снизили оптические aberrации и повысили увеличение микроскопов до 1000, а разрешающую способность довели до 1000 нм. (10000 ангстрем). Такие же параметры увеличения и разрешения имеют и современные оптические микроскопы.

Предельное разрешение оптических микроскопов не может быть улучшено из-за волновой природы видимого света. В 1874 году немецкий физик Эрнст Карл Аббе (1840-1905 г.г.) опубликовал работу, в которой приведена формула расчета предельного разрешения любого микроскопа. Физический смысл ее сводится к тому, что предельное (теоретическое) разрешение микроскопа не может быть меньше, чем половина длины волны излучения, в котором формируется увеличенное изображение объекта.

Открытие в 1924 г. французским ученым Луи де Бройлем (1892-1987 г.г.) волновой природы электрона подтолкнуло физиков к попытке использовать способности электронов к отклонению и фокусировке. Учитывая, что уже при ускоряющем напряжении в 50000 В можно получить волны в 100000 раз короче световых, и, исходя из формулы Аббе, появилась заманчивая перспектива повысить разрешающую способность микроскопов на пять порядков.

Однако, только в 1931 г. немецкими учеными М.Кноллем и Э.Руска был сконструирован первый прообраз электронного микроскопа. Но уже в 1933 г. теми же авторами был сконструирован электронный микроскоп для исследования объектов в проходящем пучке электронов. Этот прибор уже имел все узлы и схемные решения современных электронных микроскопов.

Постановка задачи. Предлагается решить проблему исследования структурных сталей с мелкодисперсными продуктами превращения переохлажденного аустенита с использованием методик электронной микроскопии.

Результаты работы. *Материал и методика исследования.* В качестве материала исследований выбраны две низкоуглеродистые стали: 09Г2С и 10Г2ФБ, химический состав которых приведен в табл.1.

Таблица 1 – Химический состав сталей 10Г2ФБ и 09Г2С

Сталь	Содержание элементов, (масс.) %							
	C	Mn	Si	S	P	V	Nb	Fe
10Г2ФБ	0,10	1,83	0,18	0,005	0,015	0,088	0,022	Баланс
09Г2С	0,08	1,76	0,22	0,006	0,016	–	–	Баланс

Структуру образцов металла изучали методами световой микроскопии на микроскопе «Неофот-2».

Микроскопические исследования были проведены на сканирующем электронном микроскопе РЭМ-106И и трансмиссионных электронных микроскопах УЭМВ-100К и ЭМ-125.

Приготовление шлифов для исследования в электронном микроскопе растрового типа осуществляли по специально разработанной методике, которая обеспечивала наиболее полное выявление всех границ различных типов, присутствующих на одном и том же участке шлифа. Усовершенствованная методика включает следующие операции:

- механическую полировку по общепринятой методике [1];

- химическую и (или) электролитическую полировку [2] для снятия наклепанного слоя;
- специальное химическое жидкостное травление и (или) электролитическое травление для выявления тонкой структуры стали [3, 4].

При полировке шлифов и окончательного утонения тонких фольг для исследования микроструктуры на просвет применяли электролит следующего состава:

- хромовый ангидрид – 25 г;
- уксусная кислота – 125 мл;
- вода – 5 мл.

Для низкоуглеродистых сталей выдерживали следующий режим электрополировки:

- напряжение на ячейке – 15...18 В;
- плотность тока – 0,05...0,10 А/см²;
- рабочая температура – 15...20 °С.

Продолжительность электрополировки шлифов составляла от 2,5 до 7 минут в зависимости от качества предварительной механической полировки. Необходимость выдержки в процессе электрополировки указанного температурного режима связана с тем, что охлаждение ниже 16°С может привести к кристаллизации уксусной кислоты и резкому снижению работоспособности электролита, а повышение температуры выше 20°С – к питтинговым и язвенным растрavam и ухудшению качества шлифов.

Исследовали структуру стали 09Г2С, близкую по химическому составу к стали 10Г2ФБ, но без сильных карбидообразующих элементов. Для идентификации всех возможных морфологических особенностей структур распада аустенита были проведены изотермические выдержки образцов. Предварительно нагретые в аустенитную область образцы стали переносились в печь, нагретую до различных температур в диапазоне от 700 до 200°С с шагом 50°С. После выдержки при конкретной температуре продукты распада аустенита фиксировались закалкой в воде. После изотермического превращения образцы стали подвергались дополнительному отпуску в течение 1 часа при той же температуре. Таким образом, моделировался технологический процесс ускоренного охлаждения толстых листов [6]. Металлографические исследования полученных в температурном диапазоне 700...550°С структур не вызывали затруднений. Но начиная с температур превращения от 500°С и ниже, структура становилась настолько дисперсной (рис.1, а), что идентифицировать ее не представлялось возможным. Дальнейшие исследования металлографических шлифов на растровом микроскопе при увеличении х5000 показали, что в структуре стали после изотермического распада при 500°С, наряду с полиэдрическим ферритом, начинают формироваться пакеты игольчатого феррита, и присутствуют отдельные участки мартенсита закалки (рис.1, б). На фольге, полученной из этого же образца, было проведено исследование тонкой структуры стали на просвет в электронном микроскопе. В доэвтектоидном феррите наблюдается низкая плотность дислокаций $5 \cdot 10^7 \text{ см}^{-2}$, в игольчатом феррите плотность дислокаций выше - $5 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$, и присутствуют полигональные дислокационные стенки (отмечены стрелками), которые разделяют малоугловыми границами отдельные иглы на блоки (рис.1, в).

Исследования тонкой структуры стали 10Г2ФБ показали, что в исходном состоянии в перлите наблюдается обычная для эвтектоидного распада структура чередующихся цементитных и ферритных пластин. Среднее межпластиночное расстояние S_0 , определенное по изображениям тех колоний, пластины которых параллельны направлению первичного пучка электронов, равно в среднем 0,14 мкм. В феррите плотность дислокаций составляет около $2 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$ (рис.2, а). При контролируемой прокатке горячая деформация тех зерен феррита, которые образовались в процессе распада $\gamma \rightarrow \alpha$,

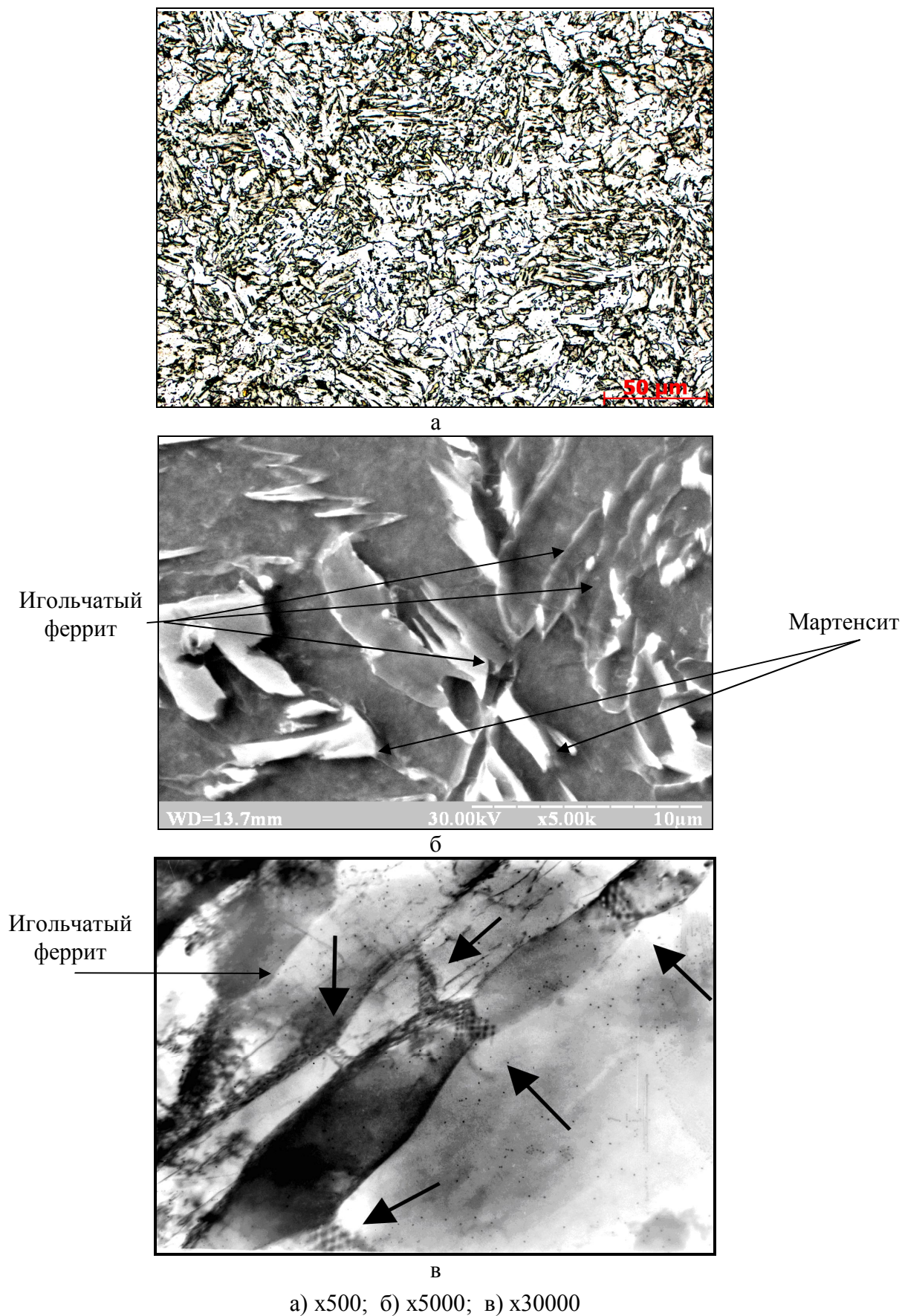


Рисунок 1 – Микроструктура стали 09Г2С после изотермического превращения при температуре 500°С и отпуска в течение 1 часа при 500°С

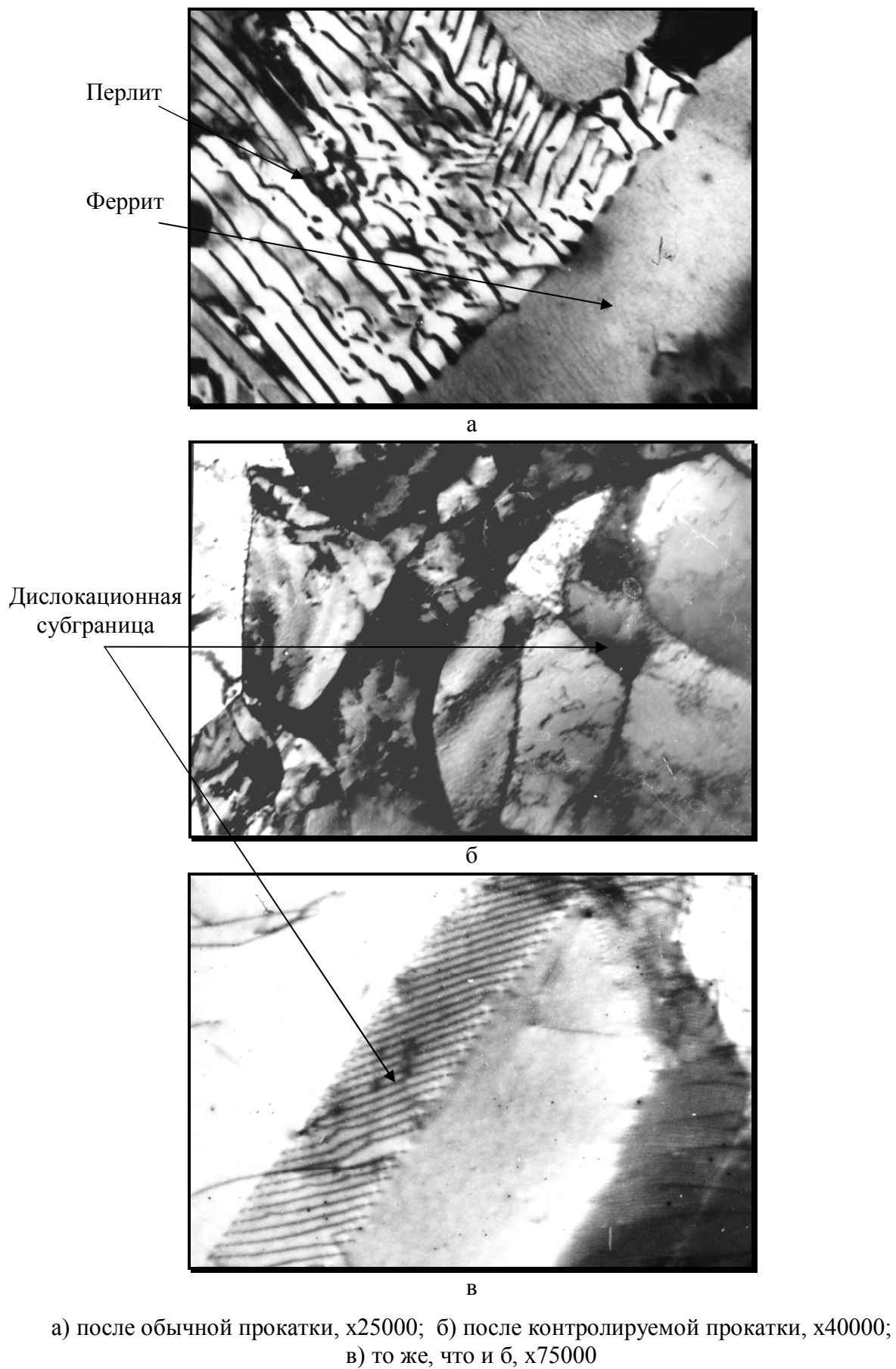


Рисунок 2 – Тонкая структура стали 10Г2ФБ

приводит к формированию разветвленной сети субзеренных границ [5]. Длительное пребывание металла при субкритической температуре в процессе противоблокованной обработки способствует формированию дислокационных регулярных сеток (рис.2, б, в). Период повторяемости в таких сетках определяет угол разориентировки двух субзерен, разделенных дислокационной полигональной субграницей. Средний угол разориентировки субзерен после контролируемой прокатки составляет около 2° , максимальный – не более $3,5^\circ$.

При ускоренном охлаждении стали со скоростями более $15^\circ\text{C}/\text{сек}$ в приповерхностных слоях толстого листа на глубине около 2,5 мм ферритная составляющая приобретает строение, характерное для игольчатого феррита (рис.3, а). А отогрев теплом внутренних слоев приповерхностной зоны толстого листа вызывает процессы полигонизации с образованием поперечных малоугловых границ, отмеченных стрелками на рис.3, а. Ширина реек составляет 0,1...0,5 мкм, их границы имеют протяженный вид в направлении прокатки и взаимно параллельны. На этом же рисунке видно, что плотность дислокаций в полиэдрическом феррите вблизи рейки игольчатого феррита значительно выше, чем в феррите после контролируемой прокатки (сравн. рис.2, а и 3, а), и достигает $3...5 \cdot 10^{10} \text{см}^{-2}$ (рис.3, а).

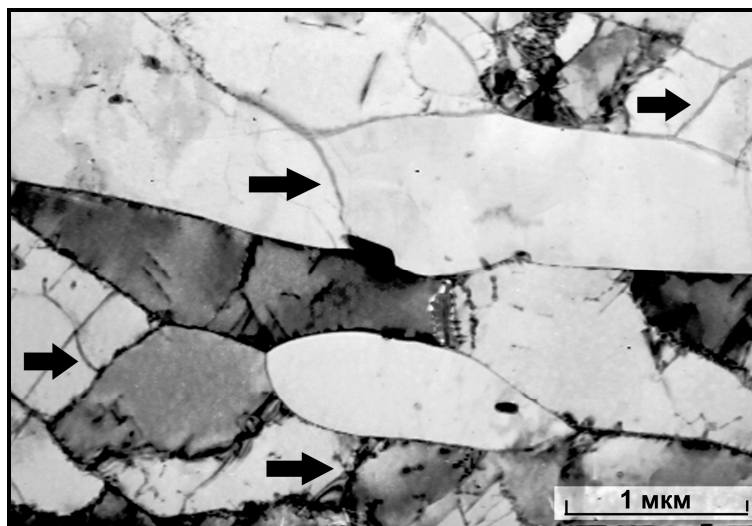
Сравнение морфологических особенностей структур изотермического распада с последующим отпуском (рис.1, в) и структур реального проката с ускоренным охлаждением (рис.3, а) позволяет утверждать, что при ускоренном охлаждении толстого листа на глубине около 2,5 мм выдерживается температурно-временной режим, аналогичный изотермическому распаду при 500°C . Особенностью структуры игольчатого феррита является отсутствие цементитных выделений на границах реек игольчатого феррита, полученного ускоренным охлаждением от температур аустенитизации без отпуска.

Дальнейший анализ структуры показывает, что встречаются случаи, когда между рейками игольчатого феррита располагаются пластины мартенсита с микродвойниками превращения (рис.3, б). Последнее говорит о том, что содержание углерода в нем составляет около 0,5%, что гораздо выше средней концентрации в стали. Это объясняется тем, что при образовании игольчатого феррита не весь углерод остается в рейках игольчатого феррита в виде твердого раствора и атмосфер вокруг дислокаций, а некоторое количество атомов углерода вытесняется по механизму дрейфа [7] на периферию в прилегающий аустенит, который стабилизируется и впоследствии при более низкой температуре превращается в мартенсит. Количество углеродистого мартенсита невелико и не превышает 5%.

Микродифракционные картины от двух соседних реек одного пакета игольчатого феррита часто показывают, что такие кристаллы находятся в двойниковой ориентации относительно друг друга (рис.3, в). Однако, это не микродвойники превращения, которые часто встречаются в углеродистом мартенсите, а следствие образования двух и более кристаллов по нескольким (до шести) вариантам ориентационного зарождения по одной из плоскостей (111) аустенита.

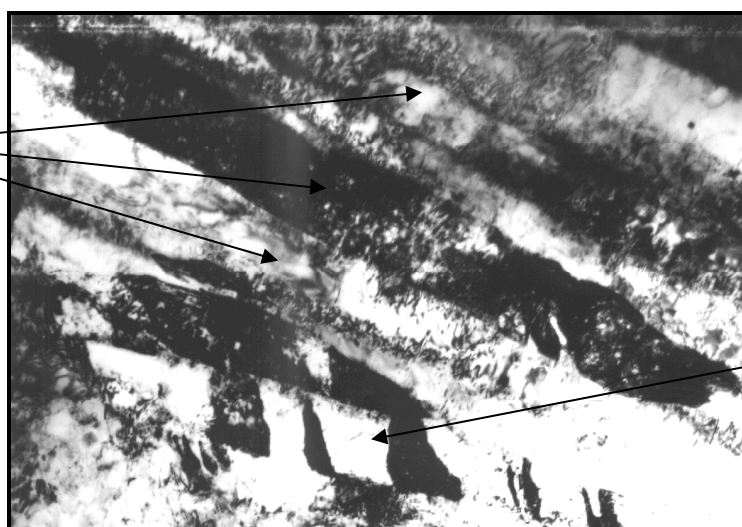
Выводы.

1. При температуре изотермического распада 500°C в структуре низкоуглеродистых низколегированных сталей появляется игольчатый феррит.
2. Контролируемая прокатка стали 10Г2ФБ приводит к полигонизации аустенитных зерен, что в дальнейшем наследуется при распаде аустенита ферритом.
3. Ускоренное охлаждение после черновой клети формирует в приповерхностных зонах толстого листа из стали 10Г2ФБ структуры, аналогичные структурам изотермического распада при 500°C с последующим отпуском при этой же температуре.



а

Игольчатый
феррит



Мартенсит

б



в

а) приповерхностный слой, $\times 50000$; б) прослойка двойникового дислокационного мартенсита в игольчатом феррите, $\times 40000$; в) микродифракционная картина от двух соседних реек игольчатого феррита, находящихся в двойниковой ориентации

Рисунок 3 – Структура стали 10Г2ФБ после ускоренного охлаждения

4. Двойниковая ориентация возникает при выполнении между кристаллическими решетками растущих по сдвиговому механизму пластин феррита и решеткой исходного аустенита ориентационного соотношения Курдюмова-Закса. Таким образом, микродифракционные картины подтверждают, что игольчатый феррит образуется в результате действия сдвигового $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, что подтверждается повышенной плотностью дислокаций.

ЛИТЕРАТУРА

1. Лаборатория металлографии / [Панченко Е.В., Скаков Ю.А., Кример Б.И. и др.]. – М.: Металлургия, 1965. – 440с.
2. Беккерт М. Справочник по металлографическому травлению / М.Беккерт, Х.Клемм [пер. с нем]. – М.: Металлургия, 1979. – 336с.
3. Грилихес С.Я. Электрохимическое и химическое полирование / Грилихес С.Я. – Л.: Машиностроение, 1987. – 232с.
4. Чайковский О.А. Методика приготовления образцов для электронно-микроскопического исследования / Олег Чайковский, Александр Бекетов // Строительство, материаловедение, машиностроение. – 2001. – Вып. 12. – С.113-123.
5. Большаков В.И. Полигонизация аустенита при контролируемой прокатке / В.И.Большаков, Д.В.Лаухин. – Днепропетровск: ПГАСА, 2011. – 353с.
6. Большаков В.И. Структура и свойства продуктов распада переохлажденного аустенита / Большаков В.И., Маковская А.В. – Днепропетровск: ПГАСА, 2012. – 160с.
7. Любов Б.Я. Кинетическая теория фазовых превращений / Любов Б.Я. – М.: Металлургия, 1969. – 263с.

Поступила в редколлегию 18.01.2013.

УДК 669.18

ПОНОМАР К.С., магістр
ОГУРЦОВ А.П., д.т.н., професор

Дніпродзержинський державний технічний університет

ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ПОЗАПІЧНОГО ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ РІДКОЇ СТАЛІ ДЛЯ БЕЗПЕРЕРВНОЇ РОЗЛИВКИ

Вступ. Методи позапечної обробки можуть бути умовно розділені на прості (обробка металу одним способом) і комбіновані (обробка металу декількома способами одночасно).

До простих методів відносяться: обробка металу вакуумом; продування інертним газом; обробка металу синтетичним шлаком в ковші; продування порошкоподібними матеріалами.

Основними недоліками перерахованих простих способів обробки металу є:

- необхідність перегрівання рідкого металу в плавильному агрегаті для компенсації зниження температури металу при обробці в ковші;
- обмеженість дії на метал (тільки десульфурація або тільки дегазація і тому подібне).

Найкращі результати дії на якість металу досягаються при використанні комбінованих або комплексних способів, коли в одному або декількох послідовно розташованих агрегатах здійснюється ряд операцій. Для їх здійснення необхідно ускладнювати конструкцію ковша і використовувати складніше устаткування.

Поступово у світовій практиці набуває поширення процес, названий процесом піч-ківш (за найменуваннями шарів англійською мовою в зарубіжній літературі процес дістав назву LF-процес). Процес включає перемішування продуванням металу аргоном в ковші, дугове підігрівання і обробку металу синтетичним шлаком в процесі його перемішування аргоном. Процес забезпечує не лише отримання заданого хімічного складу і температури металу, але і зниження кількості неметалічних включень в результаті видалення сірки і кисню, що призводить до значного поліпшення механічних властивостей. Такий агрегат може встановлюватися у будь-якому сталеплавильному цеху.

Постановка задачі. При використанні установки піч-ківш в основному зменшується температура металу перед випуском з конвертера з подальшим його нагрівом, що сприяє зниженню питомої витрати чавуну, розкислювачів і збільшенню стійкості вогнетривкого футерування конвертера, а також зниженню вмісту шкідливих домішок в сталі, підвищенню якості металу і поліпшенню показників роботи МБЛЗ.

Задачею є дослідження динаміки змін основних показників роботи установки та тривалості обробки і нагріву на установці піч-ківш (УПК), динаміки зміни ступеня десульфурації на плавках з обробкою на УПК і розливанням на МБЛЗ, витрати основних матеріалів і показників десульфурації сталі на плавках з обробкою на УПК для розливання на МБЛЗ.

Результати роботи. Застосування УПК в технології виробництва сталі для розливання на МБЛЗ призвело до зниження температури випуску сталі з конвертера на 20-40°C, зниження витрати чавуну в середньому на 20кг/т, до збільшення стійкості вогнетривкого футерування конвертерів від 3281 до 3362 плавок.

Для обробки металу на УПК використовують сталерозливні ковші, шлаковий пояс яких викладають з периклазовуглецевого вогнетриву, стіни і днище – з високоглиноземистого. Стійкість футерування стальковшів з одним проміжним ремонтом в середньому склала 67 плавок, стійкість донних фурм – 27 плавок. Динаміку зміни кількості плавок із застосуванням для усереднювання металу аварійної фурми на УПК через незадовільну роботу донних фурм наведено на рис.1.

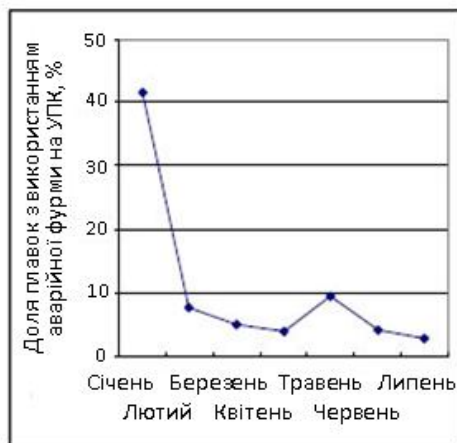


Рисунок 1 – Динаміка зміни кількості плавок із застосуванням для усереднювання металу аварійної фурми на УПК через незадовільну роботу донних фурм

Динаміку зміни основних показників роботи установки наведено на рис.2.

Нагрів металу на УПК забезпечується пічним трансформатором потужністю 35МВА з 10 східцями напруги. Максимальна швидкість нагріву – 4°C/хв.

Цикл обробки на УПК визначається в основному графіком роботи основних агрегатів цеху і для сортової МБЛЗ №1 склав в середньому 46,2 хв., для блюмової МБЛЗ

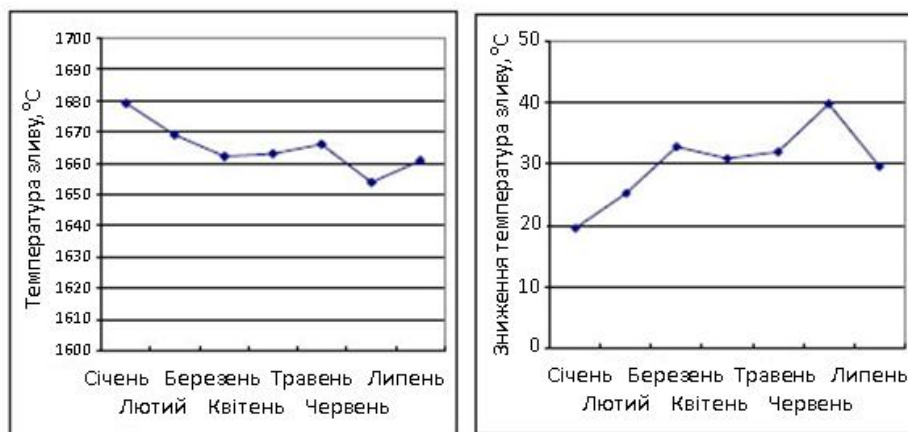


Рисунок 2 – Динаміка зміни основних показників роботи установки

№2 – 46,7 хв. Динаміку зміни тривалості обробки і тривалості нагріву на УПК наведено на рис.3.

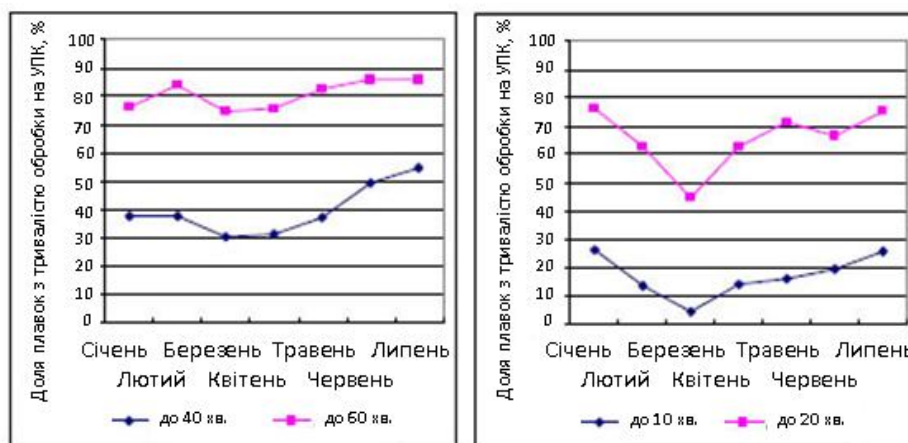


Рисунок 3 – Динаміка зміни тривалості обробки і тривалості нагріву на УПК

При відпрацюванні технології на установці піч-ківш розроблено метод, що передбачає використання феросиліцію на УПК для зниження окисненості металу і шлаку і, як наслідок, проведення процесу десульфурації на марках сталі з вмістом алюмінію в готовій сталі не більше 0,005% і розлитих на сортовій МБЛЗ №1.

Для спокійного металу з пониженим вмістом сірки в готовій сталі для розливання на МБЛЗ №2 технологія передбачає використання алюмінію на зливів в кількості до 2,0 кг/т сталі, ТШС (відсів вапна і плавикового шпату) – до 6,0кг/т, на УПК алюмінію – до 1,2 кг/т сталі, ТШС – до 6,0кг/т.

Витрату основних матеріалів і показники десульфурації на плавках з обробкою на УПК для розливання на МБЛЗ в залежності від технології виробництва сталі наведено в табл.1. Сумарна витрата алюмінію на плавку складає в середньому 0,02 кг/т для сортової МБЛЗ №1, 1,1 кг/т – для блюмової МБЛЗ №2 і 2,28кг/т – на марках сталі з регламентованим вмістом сірки, шлакоутворюючих – в середньому на плавку 7,0 кг/т, 6,5 кг/т і 8,7кг/т відповідно, наскрізна ступінь десульфурації – 32,4%, 36,4% і 74,3% відповідно.

Динаміку зміни міри десульфурації на плавках з обробкою на УПК і розливанням на МБЛЗ наведено на рис.4. Товщина шлаку в стальковші на УПК повинна складати 100-140 мм, що відповідає 2,7-3,7 т шлаку. Ковшовий шлак формується як на випус-

Таблиця 1 – Витрата основних матеріалів і показники десульфурації сталі на плавках з обробкою на УПК для розливання на МБЛЗ (середні значення)

Перелік	МБЛЗ 1	МБЛЗ 2	МБЛЗ 2 з регл. вмістом сірки
1	2	3	4
Витрата Al, кг/т			
на випуску	0.013	0.327	1.088
на УПК	0.009	0.772	1.187
Витрата CaO, кг/т			
на випуску	3.063	3.126	4.369
на УПК	2.335	2.081	2.728
Витрата CaF ₂ , кг/т			
на випуску	0.804	0.766	1.112
на УПК	0.800	0.577	0.492
Витрата FeSi, кг/т			
на УПК	0.848	0.545	1.044
Середній склад S, %			
в чавуні	0.024	0.023	0.030
на випуску	0.034	0.033	0.035
на УПК	0.032	0.032	0.026
Степінь десульфурації, %			
наскрізна	32.4	36.4	74.3
злив	5.9	3.0	25.7
УПК	28.1	34.4	65.4
Тривалість обробки, хв.	46.2	46.7	45.1
Тривалість нагріву, хв.	18.3	17.6	26.7

ку з конвертера за рахунок присадки шлакоутворюючих (відсівного вапна і плавикового шпату) і частини конвертерного шлаку, що потрапляє в ківш, так і на УПК в результаті присадки шлакоутворюючих (вапна і плавикового шпату).

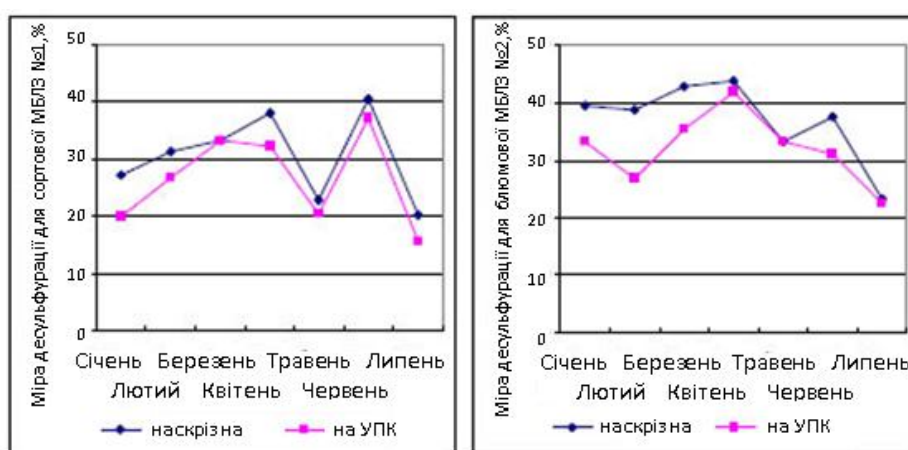


Рисунок 4 – Динаміка зміни міри десульфурації на плавках з обробкою на УПК і розливанням на МБЛЗ

В результаті застосування УПК тривалість розливання плавки знижено в середньому на 2 хв. для сортової МБЛЗ №1 і на 4 хв. – для блюмової МБЛЗ №2.

Варіанти конструкції УКП, що найчастіше зустрічаються, представлено на рис.5.

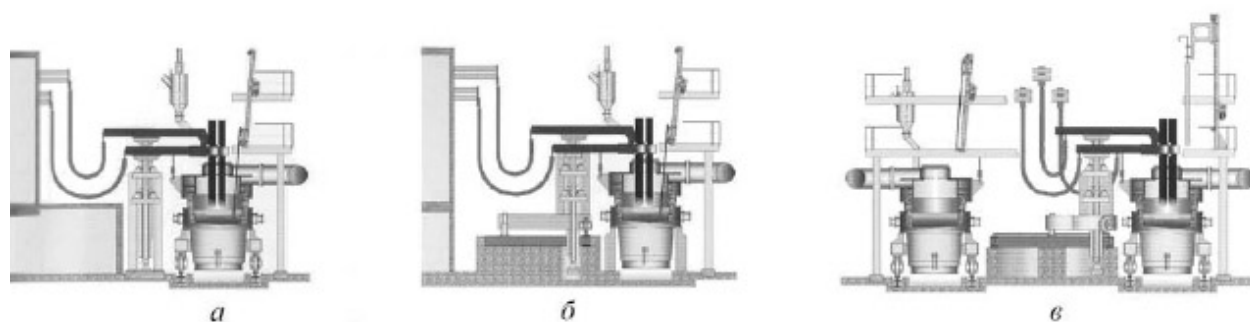


Рисунок 5 – Варіанти конструкції установок ківш-піч

На рис.5, *а* показана конструкція УКП із стаціонарною кришкою. При використанні установок такого типу ківш розташовується на металовізному візку, який по рейковому шляху транспортує його до стенду нагріву електродуги і далі в зону видачі ковша.

На рис.5, *б* показана конструкція УКП з двома стаціонарними стендами. Установка ковшів на стенди і їх зняття виконується за допомогою крану. Кришка і електроди (чи тільки електроди) кріпляться на консолі, що обертається. Після закінчення обробки одного з ковшів консоль обертається на 90° , і починається обробка ковша на іншому стенді.

На рис.5, *в* показана конструкція УКП з двома стаціонарними кришками. Для транспортування ковшів використовують два металовізні візки, що переміщуються по паралельних рейкових шляхах. Електроди закріплені на консолі, що обертається перед початком обробки наступного ковша на 180° .

Висновки. Наявність в сталеплавильному цеху УКП дозволяє вирішувати наступні основні завдання: зменшити час між випусками металу із сталеплавильних агрегатів, збільшити їх продуктивність і понизити собівартість сталі; уникнути надмірного перегрівання металу на випуску; підвищити засвоєння розкислювачів і легуючих; контролювати зміну хімічного складу сталі в заданих вузьких межах; проводити глибоку десульфуріацію металу; забезпечити високу чистоту сталі по неметалічних включеннях; відправляти метал на розливання з оптимальною температурою; у разі випуску плавки з вмістом фосфору або кольорових металів, який перевищує максимально допустиму їх концентрацію згідно з хімічним складом сталі, що виплавляється, за рахунок розбавлення чистим металом іншої плавки уникнути браку металу за хімічним складом.

При роботі з МБЛЗ УКП є проміжною місткістю, яка дозволяє: відправляти метал на розливання строго в необхідний час при серійному розливанні сталі; при виникненні аварійної ситуації на МБЛЗ уникнути втрат металу шляхом його підігрівання до пуску МБЛЗ в роботу.

ЛІТЕРАТУРА

1. Ківш-піч – сучасний агрегат для отримання сталі / [Д.А.Дюдкін, В.В.Кісіленко, І.А.Павлюченков, В.Ю.Болотов]. – Донецьк: Норд-Прес, 2008. – 473с.
2. Кудрин В.А. Внепечная обработка чугуна и стали / Кудрин В.А. – М.: Металлургия, 1992. – 337с.
3. Дюдкин Д.А. Производство стали. Том 1. Процессы выплавки, внепечной обработ-

- ки и непрерывной разливки / Дюдкин Д.А., Кисиленко В.В. – М.: Теплотехника, 2008. – 528с.
4. Поволоцкий Д.Я. Внепечная обработка стали / Поволоцкий Д.Я., Кудрин В.А., Вишкарев А.Ф. – М.: МИСИС, 1995. – 256с.

Надійшла до редколегії 29.03.2013.

УДК 621.746.27

ПОНОМАР О.С., магістр
ОГУРЦОВ А.П., д.т.н., професор

Дніпродзержинський державний технічний університет

УДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ БЕЗПЕРЕРВНОГО РОЗЛИВАННЯ СТАЛІ НА ВАТ „ДНІПРОВСЬКИЙ МЕТАЛУРГІЙНИЙ КОМБІНАТ”

Вступ. У статті освітлено етапи впровадження і удосконалення технології безперервного розливання сталі, що включають реконструкцію проміжного ковша, підбір вогнетривких матеріалів підвищеної стійкості і високотехнологічних утеплювальних сумішей для захисту дзеркала металу в проміжному ковші. Підвищення продуктивності МБЛЗ можливо також за рахунок збільшення середньої швидкості витяжки заготовки і за рахунок частки плавок, що відливаються методом «плавка на плавку» з підвищенням кількості плавок в одній серії. Впровадження вказаних заходів дозволило довести серійність з використанням одного промковша на блюмовій МБЛЗ до 16 плавок, а на сортовій МБЛЗ – до 35 плавок.

Постановка задачі. Збільшення серійності плавок та вдосконалення технології безперервного розливання сталі.

Результати роботи. Максимальна продуктивність МБЛЗ забезпечується у режимі «плавка на плавку». Кількість плавок у серії визначається роботою устаткування МБЛЗ (промковша, кристалізатора, вторинного охолодження й ін.) і організацією роботи в системі конвертер – піч-ківш – МБЛЗ.

Збільшення продуктивності МБЛЗ і виходу придатної заготовки може бути досягнуто головним чином при більшій серійності розливання з можливим збільшенням тривалості експлуатації кожного проміжного ковша. Основна обмежна ланка – стійкість робочого шару футеровки ковша, а також працездатність стопорів – моноблоків і стаканів дозаторів, тобто підтримка режиму дозування впродовж усього циклу розливання. Зростання продуктивності МБЛЗ забезпечено у результаті підвищення швидкості витягування заготовок, збільшення числа плавок, що розливаються в серії, підвищення експлуатаційної надійності устаткування.

Перевага розливання сталі довгими серіями – зростання продуктивності МБЛЗ при одночасному збільшенні показника виходу придатної безперервнолитої заготовки до 98,5-99%, що на 5-6% більше, ніж при розливанні серіями по 4 плавки. Таке збільшення виходу придатного відповідає економії витрати енергії в середньому на 17,7-35,4 кг умовного палива на тонну розливої сталі.

Розглядаючи досвід вітчизняних заводів на прикладі ДМКД, можна прийти до незадовільних висновків порівняно з закордонним досвідом. Виявлено недоліки вітчизняної практики у способі розливки «плавка на плавку» та проаналізовано існуюче положення на підставі статистичної обробки плавок.

Було проаналізовано вплив кількості металу, що обрізають в серії, на вихід придатного. Результати представлені на рис.1.



Рисунок 1 – Залежність відсотку обрізі від кількості плавки в серії

Відповідно крива описується рівнянням:

$$y = 3,7264 \cdot x^{-1,0058}, \quad R^2 = 0,9329, \quad (1)$$

де x – кількість плавки в серії, шт.; y – відсоток обрізі, %.

Коефіцієнти кореляційного відхилення дуже близькі до одиниці, що свідчить про високу достовірність отриманої інформації.

Аналіз встановив, що підвищення плавки в серії призводить до зменшення кількості обрізі, тим самим веде до збільшення продуктивності машини та збільшення виходу придатного. Відповідно до цього досліджено вплив кількості плавки в серії на вихід придатного (рис.2).

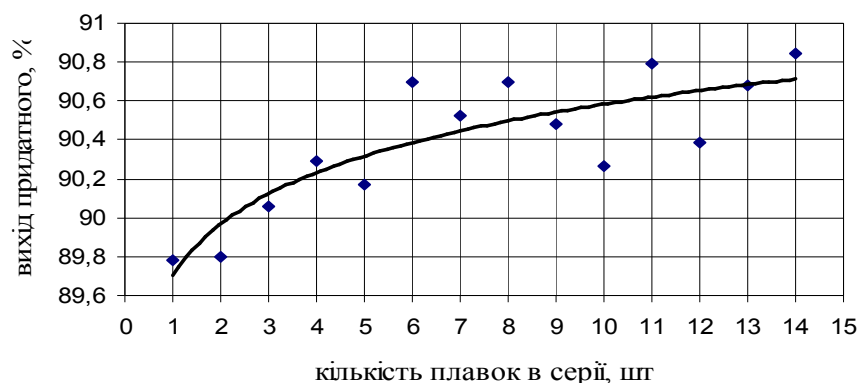


Рисунок 2 – Залежність виходу придатного від кількості плавки в серії

Характер залежності є ступеневим, що говорить про те, що вихід придатного змінюється за законами степеня. Крива описується рівнянням:

$$y = 89,701 \cdot x^{0,0043}, \quad R^2 = 0,7316, \quad (2)$$

де x – кількість плавки в серії, шт.; y – вихід придатного, %.

Показник – вихід придатного, був розрахований для кожної плавки і взятий як середнє арифметичне по кожній серії.

Узгодження роботи конвертора й МБЛЗ проводиться через агрегат «під-ківш» (ПК), що відіграє роль буфера, згладжуючи коливання тривалості циклів виплавки й розливання сталі. За рахунок електрообігрівання можна практично необмежений час витримувати в ковші метал, підготовлений до розливання. Слід зазначити, що в лінії агрегатів конвертер – ПК – МБЛЗ ритм процесу визначається тривалістю безперервного розливання плавки. Стабілізація умов безперервного розливання дозволить збільшити кількість плавки у серії до рівня, обумовленого технологічними можливостями МБЛЗ

(до 20 і більше плавок). Це створює умови для розливання всієї сталі, виплавленої в цеху на МБЛЗ.

Збільшення показника серійності призводить до збільшення не лише виходу придатного, але й до збільшення продуктивності за рахунок скорочення часу на підготовку машини безперервного лиття заготовок до наступної серії (рис.3).



Рисунок 3 – Залежність відсотка підготовчих операцій від кількості плавок в серії

Крива описується рівнянням:

$$y = 48,993 \cdot x^{-0,8209}, \quad R^2 = 0,9952, \quad (3)$$

де x – кількість плавок в серії, шт.; y – відсоток підготовчих операцій, %.

28 січня 2011 року у конвертерному цеху Дніпровського металургійного комбінату ім. Ф.Е.Дзержинського було запущено МБЛЗ №3. Після введення її до експлуатації на комбінаті одночасно в роботі можуть експлуатуватися три машини безперервного лиття заготівки:

- МБЛЗ №1 – потужність 1,4-1,7 млн. т/р;
- МНЛЗ №2 – потужність до 0,7 млн. т/р;
- МБЛЗ №3 – потужність 1,4-1,7 млн. т/р.

Таким чином, продуктивність відділення безперервної розливки сталі комбінату може складати від 3,5 до 4,1 млн. т/р. Максимальне виробництво конвертерного цеху за умови експлуатації 2-х конвертерів та установки «під-ковш» може досягати до 4,2 млн. т/р. Доля безперервної розливки може досягати від 83 до 97% від загального обсягу виробленої сталі.

Реконструкція конвертерного цеху зі спорудженням сортової МБЛЗ №3 дозволила:

- збільшити продуктивність відділення безперервної розливки сталі;
- збільшити на 25% у структурі виробництва частку безперервнолитої заготівки за рахунок відповідного зменшення частки злитків;
- у цілому знизити експлуатаційні витрати у прокатній переробці;
- знизити у відповідності до комплексної програми з охорони навколишнього середовища кількість шкідливих викидів в атмосферу за рахунок вилучення з експлуатації нагрівальних колодязів для нагрівання злитків.

Упродовж усього періоду експлуатації машин безперервного лиття проводилися спроби по збільшенню їх продуктивності шляхом підвищення серійності, модернізації існуючого устаткування і підбору високоякісних вогнетривких і шлакотворних матеріалів.

Досвід експлуатації МБЛЗ показав, що основною перешкодою до збільшення серійності була невисока стійкість проміжного ковша, секцій вторинного охолодження, якість використовуваних утеплювальних і шлакотворних сумішей проміжного ковша.

На підставі цього намічено комплекс заходів для усунення вищезгаданих недоліків, які проводилися за наступними напрямками.

Вдосконалення конструкції проміжних ковшів. Проектна конструкція проміжного ковша з цегляним футеруванням надійно забезпечувала розливання серій до 8 плавок, проте при подальшій спробі збільшення серійності температура металевого кожуха проміжного ковша після розливання 9-ої плавки в серії в районі задньої стінки досягала 350°C. Нерівномірна температура футерування проміжного ковша призводила до деформації металевого кожуха, порушення цілісності футерування і проникнення до кожуха рідкого металу через зношене футерування з подальшим прогаром броні промковша [1].

Для усунення вказаних недоліків конструкція промковша була модифікована шляхом виконання з боку задньої стінки футерованого виступу розміром 120x2000x1200 мм. Це забезпечило підвищення товщини робочого шару задньої стінки проміжного ковша в два рази і таким чином дозволило збільшити планову стійкість футерування до 14 плавок та відповідно понизити питомі витрати на вогнетриві і зменшити утворення відходів на 2-3 кг/т в порівнянні з розливанням сталі в ковші проектної конструкції.

Підбір вогнетривів проміжного ковша. Футерування проміжних ковшів для МБЛЗ № 1 і 3 виконують з вогнетривких жаростійких бетонів марок Criterium 80 PE (виробництво фірми "Візувіус") і Ceralit Cast AL 58007 (виробництво фірми "Кераліт"). З метою підвищення продуктивності і збільшення тривалості розливання в 2011 р. на сортових МБЛЗ № 1 і 3 провели випробування і впровадили в технологію підготовки проміжних ковшів трисекційні захисні плити марки КПБ-90 № 53; 54; 55 (виробництво ТОВ "Фематек-Україна"). За рахунок їх застосування збільшено тривалість розливання до 36 годин і більше. [2] Фізико-хімічні показники захисних плит марки КПБ-90 представлено в табл.1.

Таблиця 1 – Фізико-хімічні показники захисних плит марки КПБ-90

Показники	Al ₂ O ₃ , %	Fe ₂ O ₃ , %	Після випалу при T=500°C		
			об'ємна густина, г/см ³	міцність на стискання в холодному стані, Н/мм ²	відкрита пористість, %
Повинна бути	не менше 88	не менше 0,9	не менше 3,0	не менше 20	не менше 18

Крім того, після проведення випробувань сухої торкрет-маси марки PN-TDL-MS41 і металопримачів марки PN-T39-х-ДМКД (виробництво ТОВ "Пуянг-Керамет") отримані позитивні результати – максимальна стійкість склала 27 плавок при тривалості розливання 40 годин.

Підбір шлакотворних і утеплювальних сумішей промковша. Для утеплення металу в промковші нині використовують теплоізолюючі суміші ТІС-2-М (МБЛЗ № 1 і 3) (табл.2) і ТІС-2 (МБЛЗ № 2) (табл.3) виробництва фірми "Техмет" (Донецьк, Україна), що дозволяють розливати до 30 плавок в серії на МБЛЗ № 1, № 3 і понад 20 плавок – на МБЛЗ № 2 [3].

Таблиця 2 – Хімічний склад суміші ТІС-2-М

Марка суміші	Масова частка, %						
	С	CaO	MgO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Na ₂ O+K ₂ O	$\frac{(CaO + MgO)}{SiO_2}$
ТІС-2-М	15-20	28-33	15-20	10-15	н.б. 5	н.б. 3	3,0-3,5

Таблиця 3 – Хімічний склад суміші ТІС-2

Марка суміші	Масова частка, %						$\frac{(CaO + MgO)}{SiO_2}$
	C	CaO	MgO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Na ₂ O+K ₂ O	
ТІС-2	25-30	20-25	8-12	15-20	н.б. 5	н.б. 3	1,4-1,8

Динаміку середньої серійності розливання плавок на шестиструмкових МБЛЗ наведено на рис.4.

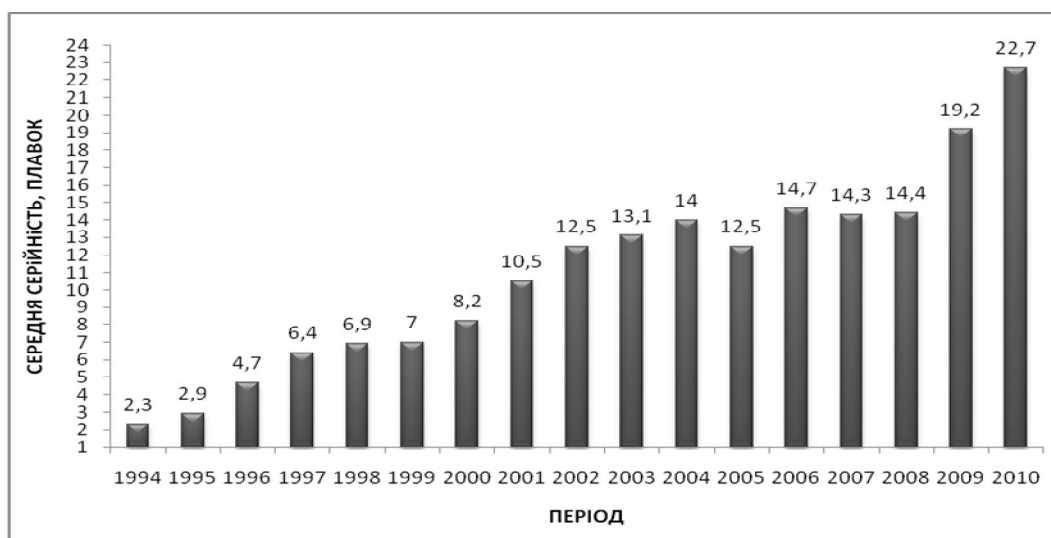


Рисунок 4 – Динаміка зростання середньої серійності плавок на шестиструмковій МБЛЗ

Паралельно з удосконаленнями конструкції окремих вузлів МБЛЗ проведено велику роботу по збільшенню маси плавки. Зростання маси плавки забезпечено реалізацією комплексу робіт по оптимізації шихтовки плавки і збільшенню об'єму сталерозливних ковшів, вантажопідйомності кранового устаткування.

Динаміку збільшення середньої маси плавки наведено на рис.5.

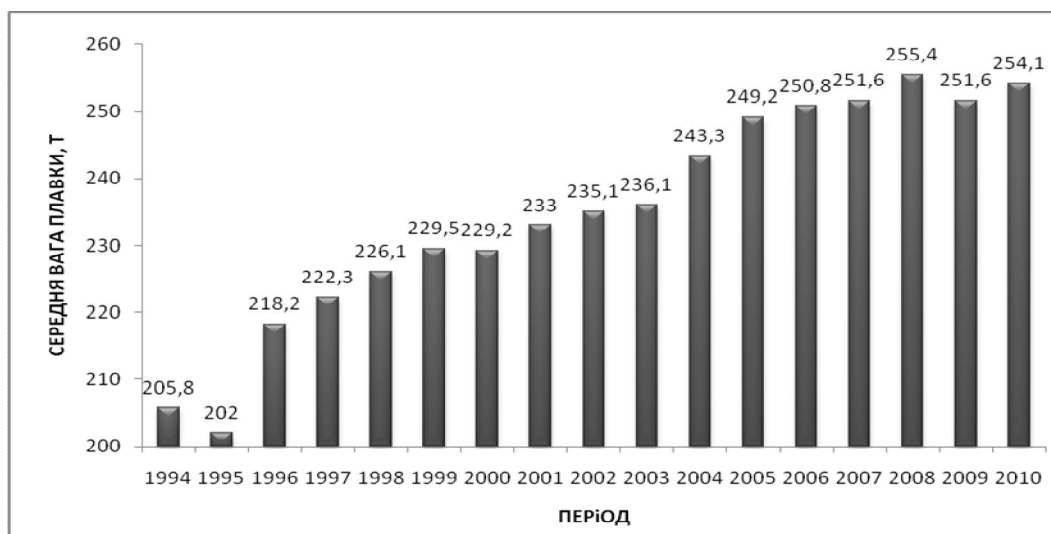


Рисунок 5 – Динаміка збільшення середньої маси плавки

Деяке зниження маси плавки на МБЛЗ в 2009-2010 роках пояснюється світовими кризовими процесами в чорній металургії в цей період.

Велика увага приділяється якості безперервно литої заготовки. З удосконаленням технології розливання сталі на блюмовій МБЛЗ неухильно відбувалося зниження браку. Якщо в початковий період впровадження безперервного розливання кількість браку на МБЛЗ складала 5,3-7,6 кг/т відливої сталі, то після 2000 р. кількість браку вже не перевищувала значення 2 кг/т з поступовим досягненням в 2007 р. величини в 1,3 кг/т і стабілізації на цьому рівні в подальші періоди.

Макроструктура трубних заготовок діаметром 150-270 мм, отриманих з безперервнолитою металу, повністю відповідає вимогам ГСТУ 3-009-2000.

Для поліпшення макроструктури безперервнолитої заготовки заплановано придбання і введення в дію обладнання електромагнітного перемішування на МБЛЗ № 1 і 3, що дозволить відливати на них трубку заготовку діаметром до 210 мм. На МБЛЗ № 2 проводять дослідження впливу вібрації на якість безперервнолитою металу (отримані перші позитивні результати). Також фахівці ВАТ "ДМКД" планують вивчити вплив газоімпульсного перемішування на якість макроструктури заготовки на МБЛЗ № 1.

Висновки. Статистичним дослідженням доведено високу ефективність метода «плавка на плавку» – з ростом кількості плавок в серії кількість придатного та продуктивність МБЛЗ зростають відповідно до закону ступеня. Отримані рівняння залежності цих показників від кількості плавок у серії рекомендовано для налагодження розливки з високим показником серійності.

За майже дворічний досвід експлуатації семиструмкової сортової МБЛЗ проведено комплекс заходів по вдосконаленню технології і збільшенню серійності плавок. Підбір високоосновної утеплювальної суміші для захисту дзеркала металу в промковші дозволив значно зменшити знос футерування в районі шлакового пояса і забезпечити серійність у кількості 25-27 плавок в серії. Крім того, виконано реконструкцію окремих проміжних ковшів шляхом збільшення їх висоти. Це дозволило за рахунок періодичної зміни рівня металу в промковші під час розливання, з одного боку, розосередити по висоті зношувану частину футерування і скоротити в цілому її знос по товщині, з іншого – підвищити рівень металу в промковші, за рахунок чого дещо збільшити швидкість витягування заготовок, скоротивши тим самим тривалість розливання плавки і усієї серії в цілому, що дало можливість за аналогічний час розлити більшу кількість плавок. Серійність на реконструйованих промковшах доведена до 30-35 плавок.

ЛІТЕРАТУРА

1. 50 лет непрерывной разливке стали в Украине: зб. наук. праць за матеріалами конф., 4-5 листоп. 2010 р. / наук. ред. проф. Дюнкін Д.А., проф., д.т.н. Смірнова А.Н. – Донецьк нац. техн. університет, 2010 р. – С.138-146.
2. Залкінд И.Я. Огнеупоры и шлаки в металлургии / Залкінд И.Я., Троянкін Ю.В. – М.: Металлург, 1963. – 460с.
3. Опыт использования универсальных теплоизолирующих смесей для промежуточного ковша / [А.П.Кривенко, А.Н.Легченков, Ю.В.Климов и др.] // Сталь. – 2007. – № 11. – С.13-16.
4. Повышение эксплуатационного ресурса металлоприемника и футеровки промковша 6-тиструйной сортовой МБЛЗ / [Смирнов А.Н., Подкорытов А.Л., Климов В.Г. и др.] // Сталь. – 2009. – №11. – С.23-27.
5. Дюдкин Д.А. Регулирование разливки на МНЛЗ / Дюдкин Д.А., Кисиленко В.В. // Металл и литье Украины. – 2009. – № 3-4. – С.3-6.

Надійшла до редколегії 29.03.2013.