

РОЗДІЛ «МЕТАЛУРГІЯ. ЗВАРЮВАННЯ»

УДК 621.763: 621.74

ТИТОВА Т.М., к.т.н., доцент
БОЛОТОВ В.Ю., к.т.н., доцент
ОГУРЦОВ А.П., д.т.н., професор
ТИТОВА Е.С.*, аспірант
БЯЛИК Г.А.**, к.т.н., доцент
АДАМЧУК С. И. **, к.т.н., с.н.с.
ЛУНЕВ В.В.***, д.т.н., професор
ПОЛЕТАЕВ В.П., к.т.н., доцент

Днепродзержинский государственный технический университет

*Национальная металлургическая академия Украины

**Запорожский национальный технический университет

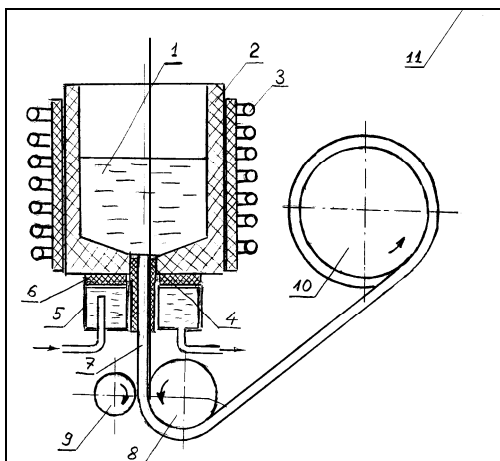
ФИЗИЧЕСКОЕ И МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ФОРМИРОВАНИЯ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТАЛЕМЕДНЫХ ЗАГОТОВОК В ВАКУУМЕ

Введение. Биметаллические слоистые металлы на основе композиции стали с цветными металлами и сплавами, в том числе сталемедные заготовки, благодаря их высокому комплексу физико-механических свойств при одновременном обеспечении экономии дефицитных и дорогостоящих металлов в процессе их изготовления и эксплуатации, находят широкое применение в электротехнической промышленности, в частности, для изготовления проводов, используемых при электрификации высокоскоростных железнодорожных магистралей и пр. Анализ как традиционных способов и технологий производства, используемых в России, Германии и др. странах (например, литейной [1]), так и новых (использующих гальванические и деформационные эффекты [2,3]) свидетельствует об их многостадийности, экологической опасности, сложности, зачастую, невозможности обеспечения надежного контакта слоев, а также высококачественной поверхности. Поэтому актуальность разработки технологии получения биметаллических сталемедных заготовок с учетом преимуществ прочностных свойств, присущих армирующей стальной вставке-основе, и высоких электротехнических свойств поверхностного медного слоя не вызывает сомнения. При этом одним из важнейших предварительных этапов отработки предлагаемой технологии является физическое и математическое моделирование процессов, осуществляемых в процессе формирования слоистых биметаллов. Именно такой подход позволяет избежать многих дополнительных операций по уточнению технологической схемы, оценить конструкцию установки и служит критерием правильности выбранного пути.

Постановка задачи. При выборе технологической схемы производства нами были оценены возможности известных технологий для достижения высокого качества биметаллических заготовок и зоны контакта их слоев. Так известно, что высокую прочность контактирующих слоев достигают их сваркой. При этом качество зоны контакта слоев определяется природой контактируемых поверхностей, длительностью контакта, температурой в зоне термического воздействия и др. В то же время выполненный нами ранее комплекс исследований показал, что осуществление процесса формирования контактной зоны слоев биметаллической заготовки в вакууме позволяет избежать ряда недостатков технологий получения биметаллов на воздухе. Поэтому в процессе разработки технологии получения слоистых биметаллических заготовок для устранения известных недостатков ранее опробованных способов и технологий нами предложена технологическая схема их формирования в условиях вакуума, предусматривающая ис-

пользование нескольких основных элементов: средств электрометаллургии для получения медного расплава, специальное приспособление для формирования и вытягивания биметалла и вакуумирование. Такие элементы установки позволяют реализовать один из принципов сварки – кратковременное высокотемпературное воздействие на тугоплавкий металл без его проплавления, непрерывность процесса производства и обеспечить высокое качество поверхности и контактной зоны биметалла.

На рис.1 схематически показан общий вид устройства для получения биметаллической полунепрерывнолитой заготовки из отходов меди в вакууме.



1 – медный расплав, 2 – графитовый тигель, 3 – индукционная печь, 4 – графитовая вставка, 5 – водоохлаждаемый кристаллизатор, 6 – графитовая втулка, 7 – сталемедная заготовка, 8 – вытягивающий ролик, 9 – направляющий ролик, 10 – барабан, 11 – вакуумная камера

Рисунок 1 – Устройство для получения биметаллической полунепрерывнолитой заготовки

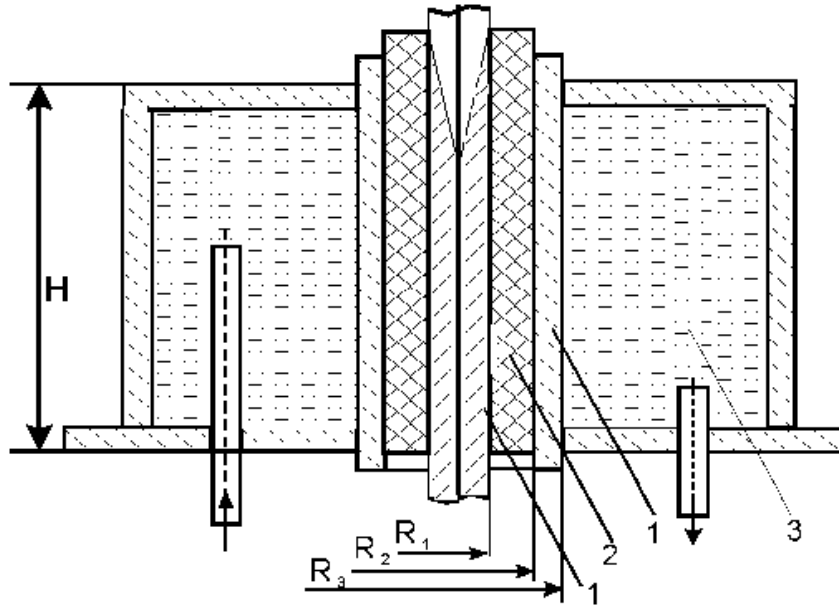
Медные отходы (рис.2) расплавляют в печи в тигле, расплав стекает во вставку, размещенную в водоохлаждаемом кристаллизаторе. Для получения биметаллической полунепрерывнолитой заготовки по оси установки вводят стальную заготовку (проволоку) из тугоплавкой или упрочненной стали с последующим вытягиванием с помощью направляющих роликов полученной биметаллической заготовки. Детали горячего тракта установки выполнены из графита; все операции осуществляют в вакуумной камере при остаточном давлении 2×10^{-3} мм. рт. ст.

Результаты работы. С целью уточнения хода затвердевания и скорости вытягивания заготовки (равной скорости разливки и совпадающей со скоростью подачи проволоки) разработана математическая модель теплофизических процессов, протекающих при формировании биметаллической заготовки в водоохлаждаемом кристаллизаторе, схематическое изображение которого представлено на рис.2.

Учитывая осевую симметрию узлов и подачу проволоки строго по центру кристаллизатора, задача формирования медной НЛЗ круглого сечения со стальной проволокой-вставкой рассматривается в осесимметричной постановке. Математическая модель, разработанная в настоящей работе, включает следующие уравнения:

- передачи теплоты для меди в области формирования НЛЗ ($0 < r < R_1$, $0 < h < H$):

$$c_i(t) \rho_i(t) \frac{\partial t_i(r, h)}{\partial \tau} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left[r \lambda_i(t) \frac{\partial t_i(r, h)}{\partial r} \right] + \frac{\partial^2 t_i(r, h)}{\partial h^2}; \quad (1)$$



1 – медь, 2 – графит, 3 – вода

Рисунок 2 – Схема узла водоохлаждаемого кристаллизатора

- передачи теплоты для графитовой стенки ($R_1 < r < R_2$, $0 < h < H$):

$$c_{\tilde{a}}(t)\rho_{\tilde{a}}(t)\frac{\partial t_{\tilde{a}}(r,h)}{\partial \tau} = \frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left[r\lambda_{\tilde{a}}(t)\frac{\partial t_{\tilde{a}}(r,h)}{\partial r}\right]; \quad (2)$$

- передачи теплоты для внешней медной стенки кристаллизатора ($R_2 < r < R_3$, $0 < h < H$):

$$c_i(t)\rho_i(t)\frac{\partial t_i(r,h)}{\partial \tau} = \frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left[r\lambda_i(t)\frac{\partial t_i(r,h)}{\partial r}\right]. \quad (3)$$

Уравнения переноса теплоты дополняются краевыми условиями:

- на входе в кристаллизатор задана температура жидкой меди:

$$t_i(r,0) = t_0; \quad (4)$$

- на оси симметрии ($r=0$, $0 < h < H$) - условие:

$$\frac{\partial t_i(r,h)}{\partial r} = 0; \quad (5)$$

- на границе НЛЗ и графитовой стенки кристаллизатора ($r = R_1$, $0 < h < H$) - условие конвективного теплообмена:

$$-\lambda_i(t)\frac{\partial t_i(R_1,h)}{\partial r} = \alpha(h)(t_i(R_1,h) - t_{\tilde{a}}(R_1,h)); \quad (6)$$

- на границе графитовой и внешней медной стенок кристаллизатора ($r = R_2$, $0 < h < H$) условие непосредственного теплового контакта:

$$t_{\tilde{a}}(R_2,h) = t_i(R_2,h), \\ \lambda_i(t)\frac{\partial t_i(r,h)}{\partial r} = \lambda_{\tilde{a}}(t)\frac{\partial t_{\tilde{a}}(r,h)}{\partial r}; \quad (7)$$

- на границе внешней медной стенки кристаллизатора с охлаждающей водой ($r = R_3$, $0 < h < H$) задается тепловой поток, отведенный от стенки кристаллизатора к воде [5]:

$$Q = K \Delta T G, \quad (8)$$

где t – температура; c , ρ , λ – соответственно удельная теплоемкость, плотность и теплопроводность; K – эмпирический коэффициент; ΔT – перепад температур охлаждающей воды, подаваемой и выходящей из кристаллизатора, G – расход воды ($\frac{l^3}{\div}$); нижний индекс m относится к меди, индекс z – к графиту, st – к стали. Коэффициент K в формуле (8) имеет значение 1000.

Физическое моделирование описываемого процесса позволило определить изменение температуры воды на входе и при выходе из кристаллизатора, которое в зависимости от различных режимов вытяжки и расхода воды незначительно и составляет 5-8 градусов. Такая величина перепада температур воды на входе и выходе из кристаллизатора позволила осуществить постановку задачи в представляемом виде, отказавшись от необходимости описания гидродинамики потоков в полости кристаллизатора.

Движение границы раздела твердой и жидкой фаз при формировании медной НЛЗ $\Gamma(r, h(\tau))$ согласно методу профессора Н.И.Никитенко [6] описывается уравнением:

$$-\rho_i(t)Q_i \frac{\partial \Gamma(r, h(\tau))}{\partial \tau} = \lambda_i^e(t) \frac{\partial \Gamma(r, h(\tau))}{\partial \vec{n}} - \lambda_i^o(t) \frac{\partial \Gamma(r, h(\tau))}{\partial \vec{n}}, \quad (9)$$

где верхний индекс m относится к твердой фазе, $ж$ – к жидкой, $\vec{n}$ – направление внешней нормали к поверхности раздела фаз.

В работе [6] показано, что тепловой поток в осевом направлении монолитных тонких отливок достигает значительной величины уже через 1-2сек. после заливки расплава. При таких условиях вводимая в кристаллизующийся расплав армирующая стальная проволока будет выполнять также роль макрохолодильника, являясь местом стока тепла.

Для учета наплавления слоя меди на стальную проволоку, подаваемую в кристаллизатор, и возможного плавления медной оболочки выбраны уравнения [7]:

$$c_{\tilde{n}o}(t)\rho_{\tilde{n}o}(t)\frac{\partial \tilde{n}o(r, \tau)}{\partial \tau} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left[r \lambda_{\tilde{n}o}(t) \frac{\partial \tilde{n}o(r, \tau)}{\partial r} \right], \quad 0 \leq r < R_{\tilde{n}o}, \quad \tau > 0;$$

$$c_i(t)\rho_i(t)\frac{\partial i(r, \tau)}{\partial \tau} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left[r \lambda_i(t) \frac{\partial i(r, \tau)}{\partial r} \right], \quad R_{\tilde{n}o} \leq r < Z_i, \quad \tau > 0. \quad (10)$$

На оси симметрии проволоки для всех периодов плавления задано условие

$$\frac{\partial t_{\tilde{n}o}(0, \tau)}{\partial r} = 0, \quad \tau > 0. \quad (11)$$

На границе раздела $r = R_{cm}$ и $r = R_o$ задано граничное условие IV рода:

$$\lambda_{\tilde{n}o}(t) \frac{\partial t_{\tilde{n}o}(R_{\tilde{n}o}, \tau)}{\partial r} = \lambda_{\tilde{n}o}(t) \frac{\partial t_{\tilde{n}o}(R_{\tilde{n}o}, \tau)}{\partial r}, \quad t_i(R_i, \tau) = t_i(R_i, \tau). \quad (12)$$

Условие теплообмена на границе медная оболочка - расплав:

$$-\rho_i Q_i \frac{dZ_i(\tau)}{d\tau} = \alpha_i \left(t_{\tilde{o}}^i(\tau) - t_{i\tilde{e}}^i \right) - \lambda_i \frac{\partial t_i(Z_i(\tau), \tau)}{\partial r}, \quad (13)$$

$$t_i(Z_i(\tau), \tau) = t_{i\tilde{e}}^i, \quad Z_i(\tau) > R_{\tilde{n}o}, \quad t_i(Z_i(\tau), \tau) = t_{i\tilde{e}}^i, \quad (14)$$

где $t_{i\tilde{e}}^i$ – температура плавления (затвердевания) медной оболочки; Q_i – теплота плавления меди, α_i – коэффициент теплоотдачи от расплава к поверхности оболочки;

$t_{\text{до}}^i$ – температура расплава меди, принимающая среднее значение температуры расплава в плавильном модуле и переменное значение (в зависимости от высоты расплава) в кристаллизаторе.

Начальные условия:

$$t_{\tilde{n}\text{до}}(r,0) = t_{\tilde{n}\text{до}}^i, \quad 0 \leq r \leq R_{\tilde{n}\text{до}}. \quad (15)$$

Коэффициент теплоотдачи от жидкой меди определяли по данным [9] из следующего критериального уравнения, в котором за характерный размер d принят удельный диаметр проволоки:

$$Nu = \frac{\alpha \cdot d}{\lambda_{\text{ж}} \tilde{n}} = \frac{0,037 Re^{0,8} Pr}{1 + 2,433 Re^{-0,11} (Pr^{2/3} - 1)}, \quad (16)$$

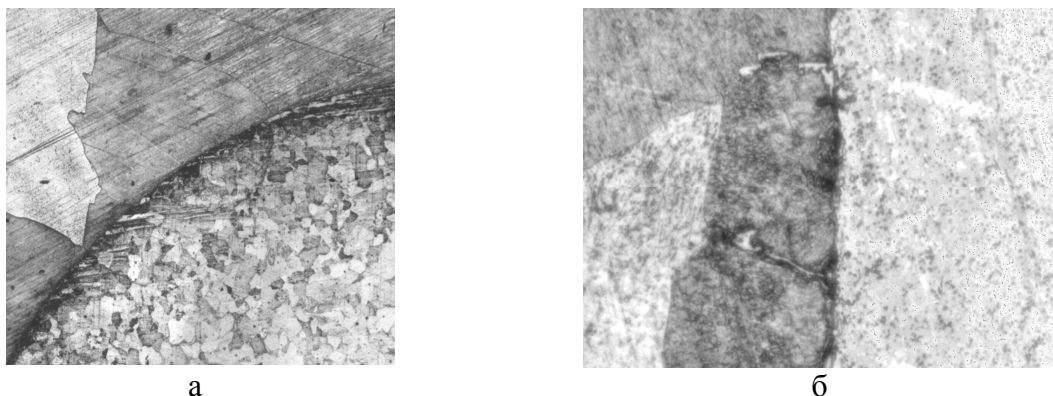
где Re , Pr , Nu – критерии Рейнольдса, Прандтля и Нуссельта соответственно, $\lambda_{\text{ж}}$ – коэффициент теплопроводности жидкой меди, $\alpha_{\text{ж}}$ – коэффициент теплоотдачи от жидкой меди.

В условиях лабораторной базы Запорожского национального технического университета (ЗНТУ) произведено опробование предлагаемой технологии. Выполнено несколько серий экспериментов. В качестве шихты для получения медного расплава использовали отходы меди. Получение биметаллической полунепрерывнолитой заготовки осуществляли при последовательном выполнении следующих операций:

- размещение медных отходов и стальной вставки внутри вакуумной камеры;
- расплавление отходов меди в графитовом тигле индукционной печи;
- подача стальной заготовки через медный расплав, находящийся в тигле, в полую графитовую вставку, размещенную в водоохлаждаемом кристаллизаторе;
- вытягивание полученной биметаллической заготовки.

Анализ качества медного и медьсодержащего слоя биметаллической заготовки показал отсутствие на поверхности дефектов литейного происхождения: окислов, трещин, рванин и т.д.

На рис.3 представлена микроструктура сталемедной заготовки в области зоны контакта слоев биметалла. Установлено, что ширина зоны контакта слоев составляет 10...15 мкм; при этом происходит проникновение меди по межзеренным участкам на глубину до 15 мкм в стальную основу.



а – $\times 200$, б – $\times 800$

Рисунок 3 – Зона контакта слоев сталемедной заготовки

Выполненные по приведенной модели стандартные расчеты позволили установить ее работоспособность и адекватность. В настоящее время ведутся работы по определению оптимальных параметров установки, уточнению теплофизических особенно-

стей формирования двухслойной медной НЛЗ (распределение температур по толщине заготовки в зоне затвердевания, продвижения фронта кристаллизации) и режиму отливки ее в вакууме (оптимальная температура литья, расход воды и рациональная скорость вытягивания заготовки).

Выводы. Впервые создана математическая модель установки для полунепрерывного литья двухслойных маломерных биметаллических заготовок с осесимметричным расположением слоев. На основании выполненных стандартных расчетов установлена работоспособность и адекватность математической модели, а также уточнена физическая модель установки.

Разработанная технологическая схема процесса переработки медных отходов и производства биметаллической НЛЗ соответствует основным критериям современной технологии: ресурсосбережению, экологической безопасности, непрерывности и простоте технологического цикла, вовлечению в повторный цикл производства металлических отходов и лома и пр.

ЛИТЕРАТУРА

1. Андреев А.В. Применение биметаллов на железнодорожном транспорте/ Железные дороги мира. – 2000. – №10. – С.19-21.
2. Родичкин И.А. Нетрадиционный способ изготовления омедненной сварочной проволоки/ Сталь. – 2004. – № 11. – С.73-75.
3. Андреев А.В. Новая технология изготовления проволоки с оболочкой из медной ленты и катанки/ Сталь. – 2004. – №1. – С.54-56.
4. Марукович Е.И., Брановицкий А.М., Харьков В.А. Расчет затвердевания цилиндрической непрерывнолитой отливки// Литье и металлургия. – 2001. – №2. – С.25-29.
5. Марукович Е.И., Брановицкий А.М., Харьков В.А. Расчет затвердевания цилиндрической непрерывной отливки/ Литье и металлургия. – 2001. – №2. – С.25-29.
6. Никитенко Н.И. Сопряженные и обратные задачи тепломассопереноса/ Киев: Наукова думка. – 1988. – 240с.
7. Тимошпольский В.И., Марукович Е.И., Брановицкий А.М., Харьков В.А. Двухмерная математическая модель для расчета затвердевания цилиндрической непрерывной отливки/ Литье и металлургия. – 2002. – №1. – С.23-27.

УДК 669.162.263:519.85

ДОВГАЛЮК Б.П., д.т.н., професор
ПЕТКУН Д.В., аспірант

Дніпродзержинський державний технічний університет

ПРОБЛЕМИ ПРОГНОЗУВАННЯ ТЕМПЕРАТУРИ І ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ЧАВУНУ НА ВИПУСКУ ІЗ ПЕЧІ

Вступ. Аналіз ефективності функціонування АСУ ТП доменної плавки показує, що отримати бажані результати по прогнозуванню та стабілізації хімічного складу чавуну та його температури на заданому рівні ще не вдавалося. Наші дослідження показують, що це було і неможливо. Комплексні показники теплового стану плавки, за якими прогнозувалась якість чавуну, визначались за недостовірної інформації про параметри доменного процесу. До того ж, не враховувалися коливання хімічного складу шлаку, процесу окиснення елементів чавуну на фурмах [1-4] тощо.

Постановка задачі. Дослідити вплив коливання температури та хімічного складу шлаку на якість чавуну і розробити метод прогнозування параметрів якості чавуну з урахуванням можливих коливань хімічного складу шлаку, окиснення елементів чавуну на фурмах та достовірної інформації про параметри доменного процесу.

Результати роботи. Інформацію про температуру та склад рідких продуктів плавки зібрано в умовах роботи доменних печей ДМК та Криворіжсталі [1]. Температура чавуну вимірювалася установкою УТШ-53, а шлаку – платино-родієвою термопарою. Проби чавуну та шлаку на аналіз відбиралися після того, коли черговий ківш наповнювався наполовину. В цю ж мить проводили короточасні виміри температури чавуну та шлаку. Вираховували середні значення температури чавуну і шлаку та їх складу за випуск.

Дослідження проведено з використанням методів математичної статистики. Обчислено параметри рівнянь регресії, значення коефіцієнта кореляції та кореляційного відношення спочатку для парних, а потім для множинних залежностей з поступовим збільшенням кількості аргументів. За зміною коефіцієнта множинної кореляції чи кореляційного відношення робили висновки про вплив відповідних аргументів на функцію.

Дослідження показали, що між температурою продуктів плавки та вмістом у чавуні кремнію і сірки не завжди спостерігається тісний взаємозв'язок. Значення коефіцієнта кореляції та кореляційного відношення коливаються у широких границях. Максимальні значення коефіцієнта парної кореляції (чисельник) та кореляційного відношення (знаменник) залежності: кремнію в чавуні від температури чавуну, нижнього та верхнього шлаку, відповідно 0,537/0,562; 0,402/0,402; 0,38/0,429; сірки в чавуні від температури чавуну, нижнього та верхнього шлаку, відповідно 0,614/0,614; 0,616/0,645; 0,461/0,486. Спостерігається тісна пряма залежність вмісту кремнію у чавуні від вмісту глинозему у шлаці – коефіцієнт кореляції знаходиться на рівні 0,350...0,580. Дослідили залежність вмісту кремнію і сірки в чавуні та температури чавуну і шлаку (функція) від хімічного складу шлаку (аргументи). Частка впливу кожного аргументу на функцію очевидна із приросту значення кореляційного відношення при збільшенні кількості аргументів (табл.1).

З табл.1 видно, що сукупне значення кореляційного відношення (η) у більшості залежностей перевищує 0,85. Це означає, що у досліджуваних умовах при звичайному керуванні доменним процесом більше 70% ($100\eta^2$) коливності хімічного складу чавуну і температури продуктів плавки обумовлено зміною хімічного складу шлаку. Решта коливності обумовлюється зміною теплового режиму плавки, окиснення елементів чавуну на фурмах та інших параметрів процесу.

Таблиця 1 – Наростаючі значення кореляційного відношення (η) та $100\eta^2$ відповідних залежностей [1]

Функція	Аргументи					$100\eta^2$
	CaO/SiO_2	MgO	Al_2O_3	$S_{ш}$	$FeO_{ш}$	
	період 3					
Si	0,453	0,505	0,775	0,850	0,878	77,0
S	0,760	0,807	0,837	0,852	0,867	75,2
t_q	0,488	0,590	0,687	0,696	0,740	54,8
$t_{ш}$	0,442	0,745	0,813	0,831	0,854	72,9
	період 4					
Si	0,646	0,675	0,767	0,841	0,864	74,6
S	0,772	0,781	0,813	0,841	0,945	89,3
t_q	0,694	0,812	0,857	0,847	0,882	77,8
$t_{ш}$	0,635	0,675	0,745	0,841	0,902	81,4

Тепер стають зрозумілими суперечливі результати досліджень взаємозв'язку між хімічним складом чавуну та температурою чавуну і шлаку, що отримані різними авторами. У тих випадках, коли склад шлаку коливався у широких границях, залежність не спостерігалася, оскільки окремі складові шлаку по-різному впливають на температуру і на хімічний склад чавуну. В інших випадках, коли шлаки були сталими, спостерігалася тісна залежність хімічного складу чавуну від температури продуктів плавки.

Посилаючись на цей висновок, можна обґрунтувати отримані результати використання АСУ тепловим режимом доменної плавки на різних підприємствах. Такі системи дозволяють прогнозувати і стабілізувати, у кращому випадку, тільки коливання теплового стану процесу та пов'язану з ним частку коливання складу чавуну. Достовірною прогнозу і стабілізації складу чавуну ці системи забезпечити не могли, оскільки не контролювали вплив зміни складу шлаку та окиснення елементів чавуну на фурмах тощо.

Дослідження залежності температури чавуну і його хімічного складу від хімічного складу шлаку і його температури проведено за інформацією про роботу доменної печі ДМК за 10 днів квітня 2007 року. Температура чавуну вимірювалася термоелектричним перетворювачем („пакет”) ТПР-0290М Луцького ОАО „Електротермія” один раз за випуск протягом 3-х секунд. Отримано наступні результати: залежність хімічного складу чавуну від його температури: рівняння регресії та коефіцієнти парної кореляції (r):

$$\begin{aligned} Si &= -9,891 + 0,00722 \cdot t_u & r &= 0,63927 \\ S &= 0,38898 - 0,2E-3 \cdot t_u & r &= -0,5659 \end{aligned}$$

З табл.2 видно, що тенденція зростання значення коефіцієнта множинної кореляції при збільшенні аргументів залишається. Але не досягає тих значень, що наведені у табл.1. Це пояснюється невисокою достовірністю інформації про температуру і хімічний склад шлаку (одноразове вимірювання температури та одноразові проби чавуну не можуть представляти середні їх значення за випуск).

Таблиця 2 – Зростаючі значення коефіцієнта множинної кореляції R залежності хімічного складу чавуну та температури від хімічного складу шлаку в умовах ДМК за 10 днів квітня 2007 року (період 5)

Функція	Аргументи					$100 R^2$
	CaO/SiO ₂	MgO	Al ₂ O ₃	$S_{шл}$	$Fe_{шл}$	
t_u	0,492	0,494	0,585	0,592	0,593	0,352
S	0,568	0,577	0,612	0,612	0,616	0,380
Si	0,537	0,564	0,669	0,694	0,694	0,482

Дослідження показали, що температура та склад чавуну наступних випусків не залежать від характеру кривої зміни температури чавуну поточного випуску. Максимуми ВКФ між складом чавуну і його температурою, а також між складом чавуну і складом шлаку, температурою чавуну і складом шлаку знаходяться при значенні абсциси $\tau=0$. Отже, температура, склад чавуну та склад шлаку даного випуску є взаємно обумовленими, вони не залежать від складу шлаку, чавуну та від температури інших випусків. Прогнозувати склад чавуну у наступних випусках за температурою чавуну поточного випуску неможливо. Також неможливо прогнозувати температуру чи склад чавуну у наступних випусках за складом шлаку поточного випуску.

Абсциси максимумів ВКФ залежності температури чавуну від комплексних показників теплового стану плавки [1] знаходяться на рівні $\tau=1-2$ г, що відповідає аналогічним залежностям складу чавуну від комплексних показників. Значення ординати в

екстремальних точках ВКФ у одних випадках є більш високими для залежності складу чавуну від комплексних показників, а в інших – для залежності температури чавуну від тих же показників. На основі цього підтверджується висновок про те, що і температура чавуну і його хімічний склад можуть бути критеріями теплового стану процесу, але взаємозв'язок між ними затушовується зміною складу шлаку.

Аналогічні дослідження проведено за інформацією про роботу інших доменних печей ДМК за періоди їх роботи по 10 діб в 2007 році.

Зростаючі значення коефіцієнта множинної кореляції R наведено в табл.3. З таблиці видно тенденцію зростання значення коефіцієнта множинної кореляції при збільшенні аргументів. Але значення коефіцієнта множинної кореляції не досягає тих значень, що наведені у табл.1 (для наростаючих значень кореляційного відношення).

Розроблено алгоритм контролю та керування тепловим режимом доменної плавки, що включає: автоматизований контроль достовірності інформації про технологічні параметри [4]; контроль коливання процесу окиснення елементів чавуну на фурмах [2]; контроль та компенсацію коливання параметрів шихти, що визначають хімічний склад шлаку; адаптивний прогноз і стабілізацію хімічного складу та температури чавуну.

Таблиця 3 – Зростаючі значення коефіцієнта множинної кореляції R залежності хімічного складу чавуну (функція) від хімічного складу шлаку (аргументи) в умовах ДМК

Піч А, період 1

	CaO/SiO ₂	MgO	Al ₂ O ₃	S	Fe
Si	0,618	0,647	0,856	0,858	0,869
S	0,636	0,646	0,653	0,654	0,679

піч Б

	CaO/SiO ₂	MgO	Al ₂ O ₃	S	Fe
Si	0,033	0,283	0,474	0,474	0,557
S	0,864	0,866	0,87	0,872	0,888

піч В

	CaO/SiO ₂	MgO	Al ₂ O ₃	S	Fe
Si	0,274	0,292	0,704	0,705	0,706
S	0,566	0,566	0,57	0,62	0,625

піч Г

	CaO/SiO ₂	MgO	Al ₂ O ₃	S	Fe
Si	0,383	0,641	0,889	0,892	0,896
S	0,595	0,71	0,755	0,786	0,789

піч А, період 2

	CaO/SiO ₂	MgO	Al ₂ O ₃	S	Fe
Si	0,678	0,69	0,792	0,792	0,794
S	0,684	0,767	0,767	0,773	0,773

ЛІТЕРАТУРА

1. Довгалюк Б.П. АСУ ТП доменної печі. – Дніпродзержинськ: ДДТУ. – 1998. – 170с.
2. Довгалюк Б.П. Контроль коливання окиснення елементів чавуну на фурмах доменної печі// Збірник наукових праць ДДТУ. – Дніпродзержинськ. – 2007. – Випуск 8. – С.27-34.
3. Довгалюк Б.П. Комп'ютерний контроль теплового стану доменної печі з урахуванням окиснення елементів чавуну на фурмах та втрат тепла// Доповіді ХУ міжнарод-

- ної конференції з автоматичного управління „Автоматика- 2008”. – Одеса. – 2008. – С.764-766.
4. Довгалюк Б.П. Інформаційне забезпечення АСУ ТП доменної печі. // Вісник Технологічного університету Поділля. Том 1: Науковий журнал. – Хмельницький. – 2002. – С.91-95.

УДК 669.0456.516:669.131.7

ЕРЕМЕНКО А.П., к.т.н., доцент
ЛОЗА А.С., інженер

Днепродзержинский государственный технический университет

ВЛИЯНИЕ ФИЛЬТРАЦИИ ЖИДКОГО МЕТАЛЛА НА КАЧЕСТВО ОТЛИВОК ИЗ БЕЛОГО ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА

Введение. Чугунное литье является наиболее распространенным в литейном производстве. На данный момент чугунные отливки – это наиболее перспективные и экономичные заготовки для различных деталей. Наряду с широко распространенным серым чугуном расширяется производство отливок из белого чугуна. Отливки из белого чугуна имеют повышенную износостойкость, твердость, но при этом обладают повышенной хрупкостью и затрудненной обрабатываемостью.

Неметаллические включения в белых чугунах резко ухудшают качество отливок, действуют как концентраторы напряжений, ослабляют эффективное рабочее сечение, нарушают сплошность структуры отливки. Наличие неметаллических включений в аустенитной матрице отливки снижает износостойкость, увеличивает возможность появления трещин [1].

Постановка задачи. Неметаллические включения на сегодня один из основных металлургических дефектов, по которым отливки признаются бракованными. На себестоимость отливок большое влияние оказывает уровень брака, поэтому решение задачи снижения его доли имеет важное практическое значение.

Анализ причин появления неметаллических включений в отливках показал, что они образуются в большинстве из двух основных источников:

- неметаллические включения, возникающие по вине формы;
- неметаллические включения, попадающие в отливку вместе с расплавом, преимущественно шлак.

Для предупреждения образования неметаллических включений по вине формы достаточно повысить прочность формы. Для исключения попадания в форму вместе с расплавом шлаковых включений необходимо предусмотреть специальные меры. Для рафинирования сплавов от неметаллических включений разработано много эффективных способов обработки, однако их применение не всегда возможно в действующих литейных цехах.

Достаточно простым и результативным методом очистки является фильтрование расплавов в литейной форме. Это дает возможность не только очистить расплав, но и повысить механические и другие свойства отливок.

При выборе фильтра в первую очередь необходимо учитывать рабочую температуру. Анализ свойств существующих типов фильтров, показал, что их максимальная рабочая температура составляет до 1490 и 1570°C для разных типов, являющаяся граничной при заливке сплавов. Типы использованных фильтров и их характеристики приведены в табл.1.

Таблица 1 – Типы фильтров и их характеристика

№ п/п	Размеры фильтра, мм.	Наименование фильтра	Материал	Расчетный ресурс литья, кг	Максимальная скорость заливки, кг/сек.	Рабочая температура, °С
1	50x50x22	Пенокерамический на основе оксида кремния	SiO ₂ +Al ₂ O ₃	115	6,0	1490
2	50x50x22	Пенокерамический на основе оксида циркона	ZrO ₂	115	6,0	1570
3	50x50x22	Керамический с добавкой оксида магния	SiO ₂ +Al ₂ O ₃ +MgO	104	4,0	1570
4	50x50x22	Керамический на основе карбида титана	TiC	104	4,0	1570

Результаты работы. На базе ОАО "Полтавский турбомеханический завод" освоено производство отливок из белого износостойкого высокохромистого чугуна с механической и термической обработкой следующего химического состава 2,45-2,65%С; 0,7-0,9%Si; 0,4-0,8%Mn; 19,0-21,0% Cr; 0,1-0,4% Ni; до 0,04 S и P, массой 2,0-4,1кг. На годных отливках не допускаются раковины больше 0,5 мм в диаметре. На первоначальном этапе освоения брак по неметаллическим включениям составлял 80% от всех заливаемых отливок.

Структура отливок из белого высокохромистого чугуна до термической обработки состоит из аустенитной матрицы и карбидов Cr₂₃C₆ и Cr₇C₃, после закалки - из мартенситной матрицы и карбидов Cr₂₃C₆ и Cr₇C₃. К отливкам предъявляются повышенные требования по чистоте поверхности и количеству неметаллических включений.

Температура заливки форм составляет 1420-1520С⁰. Высокая скорость охлаждения отливок обеспечивалась высокой теплоаккумулирующей способностью оболочковых форм и засыпкой форм из металлической дробы, что обеспечивало высокую дисперсность структурных составляющих. Фильтры устанавливались непосредственно в стояк, т.е. металл прямоотком проходил через фильтр, который перед установкой не подогревали. Контролируемыми параметрами являлись наличие на обработанной отливке раковин диаметром больше 0,5 мм, количество неметаллических включений и механические свойства чугуна.

Загрязненность образцов неметаллическими включениями определялось по методике Л1 ГОСТ 1778-70, которым предусматривается проведение металлографических измерений при увеличении 300, а вычисление показателя степени загрязненности производится по формуле:

$$и = \frac{в \times \sum a \times м}{L}, \quad (1)$$

где *в* – цена деления окулярной шкалы при выбранном увеличении, мкм;

a – среднее значение размеров включений в делениях окулярной шкалы;

м – количество включений данной группы, шт.;

L – длина подсчета, мкм.

При проведении вычислений параметр *в* принимается равным 4, длина подсчета *L* равна 50000 мкм.

После заливки опытных партий отливок с каждым типом фильтра и проведения соответствующих измерений, было установлено, что для всех отливок, залитых с фильтрами, отмечалось снижение уровня брака по неметаллическим включениям на 8-10% в поле зрения шлифа. Разницы в величине и количестве видимых невооруженным глазом неметаллических включений на поверхности отливки, при использовании раз-

личных типов фильтров, отмечено не было. Кроме того, определялись механические свойства чугуна: нагрузка при двухопорном изгибе и нагрузка при кручении. Полученные результаты приведены в табл.2.

Таблица 2 – Механические свойства отливок залитых с различными типами фильтров

Измеряемый параметр	Тип фильтра				
	Пенокерамический на основе оксида кремния	Пенокерамический на основе оксида циркона	Керамический с добавкой оксида магния	Керамический на основе карбида титана	Без фильтра
Нагрузка при двухопорном изгибе, кН	57,91	58,52	58,67	59,02	52,00
Нагрузка при кручении, Нм	773	796	805	867	700

Данные табл.2 показывают, что применение фильтров обеспечивает очистку металла от неметаллических включений, что и обеспечивает улучшение механических свойств. Использование керамических фильтров дает больший эффект. Наиболее высокие результаты были получены у образцов залитых с фильтрами на основе карбида титана.

Процесс фильтрации может проходить по одному из трех вариантов:

- ситовое фильтрование, когда крупные неметаллические частицы механически задерживаются на поверхности фильтра;

- экстрагирование, когда мелкие неметаллические частицы, не задерживаясь на входной поверхности фильтра, могут прилипнуть к стенкам его каналов - фильтрация в глубинном слое т.е. реализуется адгезионный механизм.

- мелкие неметаллические частицы могут осаждаться на слое более крупных включений, отложившихся на поверхности фильтра.

Полученные результаты по шлаковым и неметаллическим включениям в отливках и сравнение засоренности фильтров дают возможность сделать вывод, что реализовывались все три варианта фильтрации.

Установлено, что осаждение суспензии из движущегося потока жидкости возможно, если отношение диаметра канала фильтра к диаметру включения меньше 5-6. Следовательно, при фильтре с ячейкой 2х2 мм влияние размерных характеристик фильтра может отразиться лишь на выпадении из потока жидкости включений больше 0,3 мм. Размер неметаллических включений, обнаруженных в чугуне экспериментальных плавок, меньше 20 мкм. Следовательно, решающая роль в отделении тонкодисперсных неметаллических включений происходит за счет процессов взаимодействия включений с материалом фильтра. Механизм очистки заключается в том, что при протекании через каналы фильтра, поток металла дробится на большое количество элементарных потоков, тем самым создавая условия для сближения взвешенных в нем включений с поверхностью фильтра. Между конденсированными частицами, находящимися на расстоянии до нескольких сотен ангстрем, возникают силовые взаимодействия, приводящие к переходу включений на поверхность фильтра. Этот процесс может протекать до предельного насыщения поверхности фильтра неметаллическими частицами. Работа адгезии включения к фильтру с учетом воздействия среды расплавленного металла может быть определена из известного уравнения [5]:

$$W_1 = W_2 - \delta \cdot \cos \theta_1 - \delta \cdot \cos \theta_2, \quad (2)$$

где W_1, W_2 – величины работы адгезии включения к фильтру в среде расплавленного металла и в газообразной среде соответственно;

θ_1 и θ_2 – краевые углы смачивания материала фильтра и включения расплавом.
 δ – поверхностное натяжение расплава.

Так как W_1 составляет не более 10% от W_2 , то им обычно пренебрегают. Из уравнения следует, что работа адгезии, а следовательно, и эффективность очистки от взвешенных включений, возрастают по мере ухудшения смачивания фильтра и включения расплавом. Кроме того, если включения прилипают к фильтру в газообразной среде, то они тем более будут прилипать в жидкой среде, которая их не смачивает.

Поверхностное натяжение чугуна определялось методом максимального давления в газовом пузырьке. Краевой угол смачивания материала фильтра жидким чугуном определялся методом раздельного нагрева образца и подложки, что давало возможность контролировать степень перегрева капли до контакта с подложкой [6].

В табл.3 приведены результаты определения углов смачивания материала фильтра жидким чугуном.

Таблица 3 – Значения углов смачивания материала фильтра жидким чугуном

№ п/п	Размеры фильтра, мм.	Тип фильтра	Материал	Угол смачивания	Косинус угла смачивания
1	50x50x22	Пенокерамический на основе оксида кремния	$\text{SiO}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3$	85°	0,087
2	50x50x22	Пенокерамический на основе оксида циркона	ZrO_2	89°	0,017
3	50x50x22	Керамический с добавкой оксида магния	$\text{SiO}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{MgO}$	96°	-0,104
4	50x50x22	Керамический на основе карбида титана	TiC	126°	-0,587

Как видно из данных таблицы хуже всего смачивается фильтр на основе карбида титана и следовательно при фильтрации он будет наиболее эффективен. Полученные данные согласуются с результатами металлографического анализа и механических свойств.

Таким образом, очистка расплава в процессе фильтрования возможна как за счет гидравлических факторов, так и за счет взаимодействия включений с фильтром.

Существенное влияние на результаты очистки сплавов при фильтрации может оказывать температура заливки металла. Влияние температуры заливаемого расплава на степень очистки изучалась в промышленных условиях на серийных отливках. Температура заливки чугуна находилась в пределах $1420-1520^\circ\text{C}$. Данные по количеству неметаллических включений в зависимости от температуры расплава для различных типов фильтров приведены в табл.4.

Таблица 4 – Зависимость количества неметаллических включений от температуры расплава

Тип фильтра	Температура заливки металла, °C										
	1420	1430	1440	1450	1460	1470	1480	1490	1500	1510	1520
	Количество неметаллических включений										
Тип 1	0,0192	0,0192	0,0194	0,0197	0,0199	0,02	0,0200	0,0210	0,0280	0,0290	0,0380
Тип2	0,0156	0,0156	0,0157	0,0157	0,0161	0,0164	0,0175	0,0184	0,0198	0,0240	0,0320
Тип 3	0,0141	0,0142	0,0142	0,0142	0,0145	0,015	0,0151	0,0159	0,0178	0,0198	0,0280
Тип 4	0,0112	0,0112	0,0112	0,0113	0,0114	0,0114	0,0114	0,0114	0,0116	0,0116	0,0117
Без фильтра	0,0496	0,0496	0,0497	0,0497	0,0499	0,0499	0,0500	0,0500	0,0500	0,0510	0,0510

Из данных табл.4 следует, что общее количество неметаллических включений, при температурах металла ниже 1500°C остается практически неизменным. Начиная с температуры 1500°C и выше количество неметаллических включений, задержанных всеми типами фильтров из различных материалов, резко уменьшается, т.е. фильтры перестают эффективно выполнять свои функции. Резкое ухудшение степени очистки при температуре 1500°C и выше, по-видимому, связано с термостойкостью материала из которого изготовлен фильтр. Наилучшие результаты по степени очистки были получены при использовании фильтра на основе карбида титана, показатель степени очистки от 0,0112 до 0,0510. Фильтр на основе карбида титана при температурах 1500°C и выше эффективно задерживает неметаллические включения. Материал данного фильтра имеет наименьшее значение смачивания жидким расплавом 126° и обладает наиболее высокой среди указанных выше фильтров термостойкостью.

Выводы. Применение фильтров для рафинирования жидкого расплава износостойкого белого высокохромистого чугуна дает увеличение механических свойств и повышение качества отливок. Эффективность работы фильтра зависит от свойств материала из которого он изготовлен. Степень очистки от неметаллических включений расплава возрастает по мере ухудшения смачивания фильтра и включения расплавом. Большое значение при использовании фильтра имеет температура заливки. При температуре заливки до 1500°C все фильтры эффективно удерживают неметаллические включения. При температуре от 1500°C и выше только фильтр на основе карбида титана эффективно удерживать неметаллические включения, остальные фильтры частично разрушаются, что приводит к увеличению количества неметаллических включений в готовом изделии. В целом, для отливок из износостойкого белого высокохромистого чугуна можно рекомендовать фильтр на основе карбида титана. Материал данного фильтра, из всех испытанных, имеет наименьшее значение показателя смачиваемости жидким расплавом и обладает наиболее высокой, среди указанных выше фильтров, термостойкостью. Применение фильтра на основе карбида титана дает возможность увеличить механические свойства отливок на 8-10% по сравнению с отливками, залитыми без фильтра.

ЛИТЕРАТУРА

1. Чугун: Справочное издание/ Под ред. А.Д.Шермана, А.А.Жукова. – М.: Металлургия. – 1991. – 334с.
2. Леонтиев М.В. Практика использования керамических фильтров фирмы "LANIK" в литейном производстве и металлургии// Литьё Украины. – 2004. – №4. – С.17-21.
3. Особенности использования фильтров "Корнинг" для фильтрации жидких металлов// Литьё Украины. – 2004. – №7. – С.27-30.
4. Керамические фильтры ФКТ// Бюллетень ООО "Термосинтез". – 2006.
5. Никитин А.М. Фильтрование чугуна в литниковых системах при заливке форм// Литейное производство, 1981, №7. – С.11-13.
6. Фишкин Е.Л. Исследование смачиваемости футеровочных материалов расплавленным чугуном и шлаком// Литейное производство, 1971, №5. – С.18-20.

Дніпродзержинський державний технічний університет

ВПЛИВ ЛАЗЕРНОГО ЛЕГУВАННЯ НА ПАРАМЕТРИ ТОНКОЇ КРИСТАЛІЧНОЇ СТРУКТУРИ І ЩІЛЬНІСТЬ ДИСЛОКАЦІЙ АЛЮМІНІЮ

Вступ. Використання концентрованих потоків енергії (КПЕ), до числа яких відноситься лазерне випромінювання, в наукових дослідженнях і на практиці безперервно поширюється. Однією із основних переваг КПЕ є можливість досягнення порівняно простими технічними засобами високих фізично-механічних властивостей в поверхневих шарах матеріалу, що обробляється.

Застосування лазерного випромінювання для модифікації поверхні різноманітних матеріалів шляхом впровадження в поверхневі шари легуючих елементів та їх сполук дозволяє одержати в локальному об'ємі нові сплави із підвищеними міцнісними властивостями, рівень яких в значній мірі визначається процесами структуроутворення в умовах високих швидкостей плавлення та кристалізації.

Ефект зміцнення при лазерному легуванні металевих матеріалів може обумовлюватися різними чинниками і, зокрема, такими структурними факторами як щільність дислокацій та фрагментація структури. Тому актуальним є дослідження впливу лазерного поверхневого легування на параметри тонкої кристалічної структури і щільність дислокацій алюмінію.

Постановка задачі. З метою реалізації поставлених в роботі задач в якості об'єкта дослідження використовували зразки з технічного алюмінію, які підлягали лазерному легуванню бором (I), бором і хромом (II), карбідом кремнію (III). Легуючі покриття товщиною 100 мкм наносили на поверхню досліджуваних зразків у вигляді порошкової обмазки на зв'язці з клею БФ-6 та ацетону у співвідношенні 90:10. Лазерну обробку здійснювали за допомогою неперервного CO₂ - лазера ($\lambda=10,6 \text{ \AA}$) при щільності потужності лазерного випромінювання $Q = 11,1 \cdot 10^7 - 14,8 \cdot 10^7 \text{ Вт/м}^2$.

Дослідження впливу лазерного легування на параметри тонкої кристалічної структури (розміри областей когерентного розсіяння $\overline{D}_{HKL}$, величина мікронапруг $\sqrt{e^2}$ та щільність дислокацій ρ) алюмінію виконували з використанням даних рентгеноструктурного аналізу. З цією метою проводився автоматичний запис дифракційних профілів еталону та досліджуваних зразків на дифрактометрі ДРОН-3.0 у Cu_{Kα} - випромінюванні шляхом реєстрації ліній (111) та (222). В якості еталону використовували масивний зразок технічного алюмінію, який попередньо відпалювали у високому вакуумі (10^{-4} ГПа) при температурі 470°C протягом 2 год.

Параметри тонкої кристалічної структури $\overline{D}_{HKL}$ і $\sqrt{e^2}$ зони лазерного легування алюмінію розраховували, використовуючи метод центральних моментів другого порядку [1]. Розрахунки проводили на ПЕОМ за спеціально розробленою авторами комп'ютерною програмою. Щільність дислокацій ρ розраховували за формулою М.О.Кривоглаза [2], який запропонував в рамках власної теорії розсіювання рентгеновського випромінювання на кристалах з дефектами використовувати фізичне розширення для визначення ρ :

$$\rho = \beta^2 \operatorname{ctg}^2 \theta / [b^2 L f(v, hkl)], \quad (1)$$

де β – фізичне розширення дифракційного профілю; $f = (v, hkl) = (1 - \Gamma)/3$ – функція, яка урахує орієнтаційні і пружні особливості дислокацій; $\Gamma = (h^2 k^2 + k^2 l^2 + l^2 h^2) / (h^2 + k^2 + l^2)^2$; $L = \ln[\sqrt{\pi\alpha} C_V \ln(\sqrt{\pi\alpha} C_V)]$ – логарифмічна функція; $C_V = 5$ – постійна, яка характеризує особливості розподілу дислокацій і взаємний вплив їх полів; $\alpha = 0.08$ – постійна для г.ц.к структури; b – вектор Бюргерса, см.

Результати роботи. Результати розрахунків наведено в табл.1. Основним критерієм можливості проведення розрахунків за теорією М.О.Кривоглаза є пропорційність розширення двох ліній різних порядків відбиття тангенсам дифракційних максимумів, тобто $\beta_2 / \beta_1 \approx \text{tg}\theta_2 / \text{tg}\theta_1$. Отримані в роботі співвідношення відповідають критерію М.О.Кривоглаза, отже, можна стверджувати, що розрахунки щільності дислокацій в зоні лазерного легування алюмінію за формулою (1) є коректними.

Результати розрахунків свідчать, що зона лазерного легування алюмінію незалежно від хімічного складу характеризується значним зменшенням розмірів блоків мозаїки, збільшенням щільності дислокацій, а також підвищенням рівня мікровикривлень кристалічної ґратки у порівнянні з вихідним станом.

Як видно з табл.1, найбільш диспергована структура спостерігається в поверхневих шарах алюмінію, легованих порошковою сумішшю з бору і хрому ($\bar{D}_{HKL} = 0.18 \cdot 10^{-5} \text{ нм}$), а найменш – у випадку легування порошковою обмазкою з монокристалом кремнію ($\bar{D}_{HKL} = 2.3 \cdot 10^{-5} \text{ см}$). Зона лазерного легування бором характеризується проміжними значеннями розмірів блоків мозаїки ($\bar{D}_{HKL} = 0.78 \cdot 10^{-5} \text{ см}$). Величина мікронапруг $\sqrt{e^2}$ та щільність дислокацій ρ відповідають максимальним значенням $\sqrt{e^2} = 9.05 \cdot 10^{-3}$ і $\rho = 8.1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ для зразка алюмінію, легованого бором і хромом, в якому спостерігається найменший розмір областей когерентного розсіювання.

Таблиця 1 – Результати розрахунків $\bar{D}_{HKL}$, $\sqrt{e^2}$, ρ в зоні лазерного легування Al

Зразок	Q, Вт/м ²	$\bar{D}_{HKL}$, см	$\sqrt{e^2}$	ρ , см ⁻²	$\bar{H}_\mu$, ГПа	Коефіцієнт зміцнення
Al	-	$3 \cdot 10^{-5}$	$0.2 \cdot 10^{-4}$	$0.2 \cdot 10^{10}$	0,18	-
Al+B,Cr	$1.11 \cdot 10^6$	$0.18 \cdot 10^{-5}$	$9.05 \cdot 10^{-3}$	$8.1 \cdot 10^{10}$	1,31	7,3
Al+SiC	$1.33 \cdot 10^6$	$0.78 \cdot 10^{-5}$	$3.84 \cdot 10^{-3}$	$4.2 \cdot 10^{10}$	0,53	2,94
Al+B	$1.48 \cdot 10^6$	$2.3 \cdot 10^{-5}$	$1.9 \cdot 10^{-3}$	$1.5 \cdot 10^{10}$	0,35	1,94

Необхідно відмітити, що зміни субструктури в зоні лазерного легування алюмінію подібні змінам, які мають місце при об'ємному загартуванні або пластичному деформуванні. Зазвичай, ця зона уявляє собою сильно подрібнену субструктуру з великими мікронапругами і щільністю дислокацій. В роботі [3] електронномікроскопічними дослідженнями дислокаційної структури карбонільного заліза показано, що при плавленні матеріалу з $Q = 1.8 \cdot 10^8 \text{ Вт/м}^2$ утворюється комірчаста структура з щільністю дислокацій до 10^{11} - 10^{12} см^{-2} . Такі значення ρ характерні для сильно деформованих металів і сплавів. Таким чином, можна стверджувати, що утворення підвищеної кількості дефектів кристалічної будови вносить свій внесок до зміцнення алюмінію при лазерному поверхневому легуванні. Як видно з табл.1, рівень мікротвердості корелює з результатами аналізу тонкої кристалічної структури.

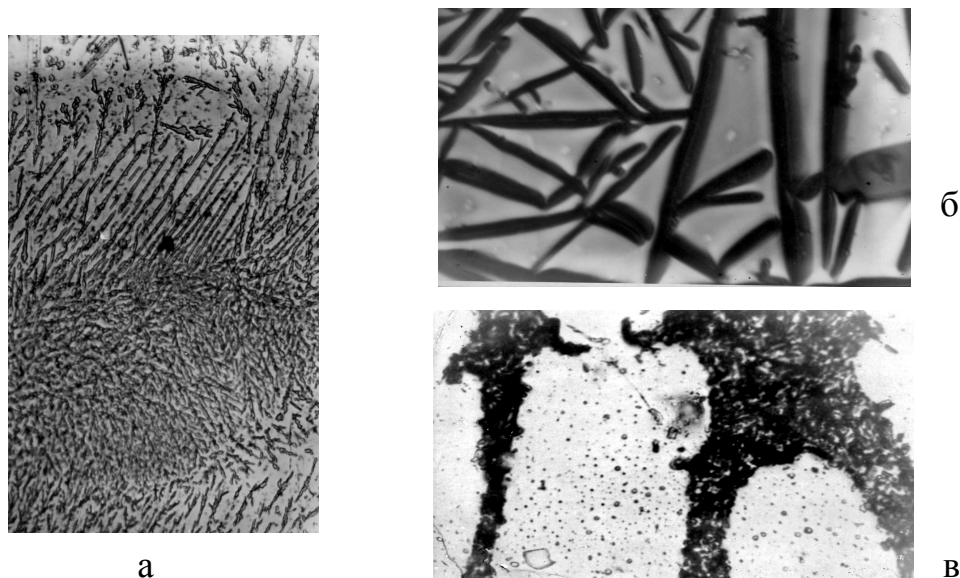
Проте, необхідно відзначити, що при лазерному поверхневому легуванні можуть бути реалізовані й інші механізми зміцнення, такі, наприклад, як утворення перенаси-

чених твердих розчинів, а також виділення надлишкових фаз [3]. З метою вивчення цих механізмів було проведено прецизійне вимірювання періоду кристалічної ґратки твердого розчину на основі алюмінію, рентгенофазовий аналіз і металографічні дослідження структури зони лазерного легування. Результати досліджень наведено в табл.2 і на рис.1.

Як видно з результатів рентгеноструктурного і металографічного аналізів, в зоні лазерного легування досліджуваних зразків формується дрібнодисперсна неоднорідна диспергована структура з великою щільністю високотвердих боридів, борохромідів і карбідів різного стехіометричного складу, які залягають на фоні м'якої алюмінієвої матриці, зміцнюючи її. За даними визначення періоду кристалічної ґратки алюмінію (табл.2) в зоні лазерного легування перенасичені тверді розчини не утворюються. Зміна періоду a є незначною і нею можна знехтувати.

Таблиця 2 – Результати рентгеноструктурного аналізу

Зразок	Легуючий елемент	Фазовий склад ЗЛЛ	Період ґратки Al	
			$a, \text{\AA}$	$\Delta a, \text{\AA}$
Al	-	-	4,049	-
Al	B, Cr	Al+AlB ₂ +Cr ₂ AlB ₂	4.0478	-0.0012
Al	SiC	Al+SiC+C ₃ Al ₄	4.0487	-0.0003
Al	B	Al+AlB ₂	4.0485	-0.0005



а – В + Cr; б – В; в – SiC

Рисунок 1 – Мікроструктура зони лазерного легування алюмінію, $\times 1000$

Таким чином, вплив лазерного легування на тонку кристалічну структуру і зміцнення алюмінію можна пояснити наступним. Отримання високих значень щільності дислокацій у зоні лазерного впливу може бути пов'язане з появою термічних напруг, які обумовлені різницею питомих об'ємів і коефіцієнтів лінійного розширення одночасно існуючих фаз, а також наявністю значних температурних градієнтів, високими швидкостями нагріву та охолодження [4,5]. Виходячи з класичних уявлень про кінетику кристалізації металевих сплавів, можна припустити, що нерівноважні умови твер-

діння рідкої ванни розплаву будуть супроводжуватися виникненням великої кількості дефектів кристалічної ґратки, які зосереджуються у визначених ділянках твердої фази, утворюючи фізичну неоднорідність.

За теорією дислокацій лінійні дефекти кристалічної будови при кристалізації утворюються внаслідок: деформації зрушення, що виникає при різких змінах параметра ґратки внаслідок неоднорідного розподілу домішок; конденсації вакансії у дископодібні скупчення з наступним сплюсненням диску; деформації, що виникає внаслідок термічних напруг. Дислокації також можуть проникати (проростати) у зростаючий кристал з оплавленої підкладки. Це обумовлено тим, що дислокації можуть закінчуватися тільки на вільній поверхні або на іншій дислокації.

Відповідно до модельних уявлень [6] у зоні рідкого розплаву у випадку неоднорідного розподілу домішок в окремих мікрооб'ємах на шаруватих та комірчастих міжфазних границях можуть виникати крайові дислокації. Так як атоми основи і легуючого елементу мають різні атомні радіуси, параметри кристалічної ґратки у сусідніх мікросферах будуть відрізнятися один від одного. Це призведе до розвитку пружних деформацій на поверхні розділу між вказаними мікронапругами. Передбачається, що при цьому утворюються крайові дислокації, які зменшать енергію пружної деформації.

При кристалізації поверхневих шарів алюмінію, що підлягали лазерному легуванню, можуть бути реалізовані обидва механізми. Кристалізація ванни рідкого розплаву здійснюється шляхом зародження і наступного зростання у визначених напрямках первинних кристалів. За час зростання двох суміжних кристалів в перехідній зоні виникає достатньо висока щільність дислокацій, що може бути викликано їх скупченням біля границь зерен внаслідок процесів механічного або гідродинамічного перемішування, які протікають в рідкому металі під час дії лазерного променя.

Окремо слід виділити роль включень різного складу, які утворюються в процесі твердіння рідкої ванни розплаву, у формування структури і властивостей лазерно-легованих шарів. Включення карбідів, боридів, борохромідів в поверхневих шарах матеріалів сприяють локалізації пластичної деформації шляхом взаємодії з рухомими в площинах ковзання дислокаціями і виникненню локальних пластичних ротацій. На думку авторів роботи [7] навколо включень можуть утворюватися складнодеформовані дисипативні структури, в яких спостерігається збільшення мікроспотворень і зменшення блоків, тобто виявляються локальні наноструктурні ефекти. При цьому включення можуть бути не тільки концентраторами, але і релаксаторами напруги в процесі рекристалізації, фазових перетворень, направленої масопереносу і так далі.

Висновки. В роботі проведено дослідження впливу лазерного легування на параметри тонкої кристалічної структури та щільність дислокацій алюмінію. Встановлено, що внаслідок особливостей умов кристалізації, впливу ударної хвилі лазерного випромінювання, а також впливу процесів масопереносу легуючих елементів в рідкій ванні розплаву і локальної пластичної деформації, в зоні лазерного легування алюмінію формується дрібнодисперсна неоднорідна структура з великою щільністю виділень високотвердих надлишкових фаз, яка характеризується підвищеною кількістю дефектів тонкої кристалічної структури. Прямим наслідком утворення такої структури є зміцнення поверхневих шарів алюмінію.

ЛІТЕРАТУРА

1. Каган А.С. Метод моментов в рентгенографии. – Заводская лаборатория, 1980, № 5. – С.81-89.
2. Кривоглаз М.А. Дифракция рентгеновских лучей и нейтронов в неидеальных кристаллах. – К.: Наукова думка. – 1983. – 408с.

3. Коваленко В.С., Енами К., Арата Е. К вопросу механизма упрочнения материала при воздействии непрерывного лазерного излучения. – Электронная обработка материалов, 1980, № 1. – С.35-39.
4. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов: Справочник/ Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Зуев И.В., Кокора А.Н. – М.: Машиностроение, 1985. – 496с.
5. Коваленко В.С., Головки Л.Ф. Упрочнение деталей лучом лазера. – К.: Техника, 1981. – 131с.
6. Мовчан Б.А. Границы кристаллитов в литых металлах и сплавах. – К.: Техника, 1970. – 212с.
7. Бровер Г.И., Крейнин С.В. Структурные особенности лазерного легирования сталей и сплавов из покрытий разного состава// Современные проблемы науки и образования. – 2008. – №6 (приложение "Технические науки"). – С.9.

УДК 621.791.753.9

ПУЧКОВ В.Н., доцент
ДАВИДЮК А.В., студентка

Днепродзержинский государственный технический университет

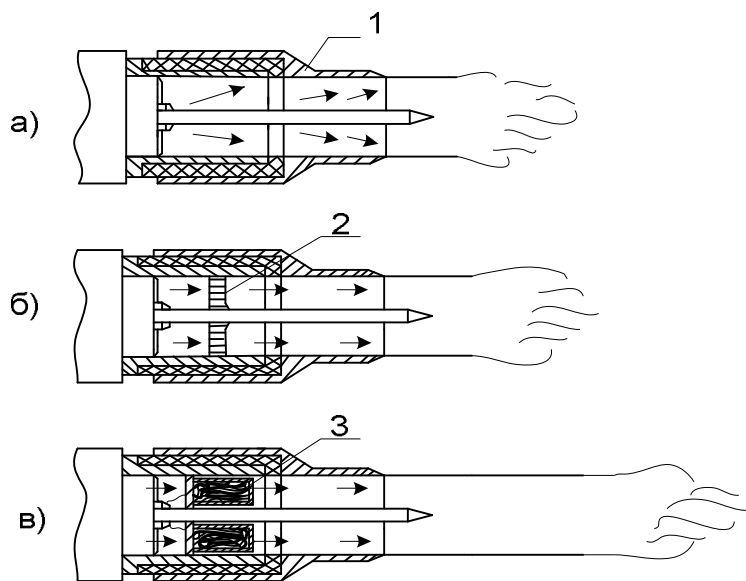
ВЛИЯНИЕ КОНСТРУКЦИИ СОПЛА НА СКОРОСТЬ И ХАРАКТЕР ИСТЕЧЕНИЯ АРГОНА ИЗ СВАРОЧНОЙ ГОРЕЛКИ

Введение. При аргонодуговой сварке никеля и высоконикелевых сплавов требуется эффективная газовая защита сварочной ванны из-за склонности никеля к образованию пор. Причины пористости и меры борьбы с ней представлены в работе [1]. В ней отмечается, что одной из причин газонасыщения сварочной ванны является растворение в ней газов атмосферы, которые попадают в зону дуги из-за её некачественной защиты. Для определения качества защиты сварочной ванны достаточно широкое распространение получили методы оценки, связанные с изучением характера истечения защитного газа из сопла горелки. В большинстве работ, посвященных этой проблеме, указывается на то, что только ламинарный характер истечения защитного газа из сопла горелки может обеспечить качественную защиту. Для этого предлагаются различные устройства, применяемые при сварке в CO_2 и его смесях, аргонодугой сварке титана, алюминия и т. д. К таким устройствам относятся стандартные горелки с соплами различных конфигураций, горелки со специальными жиклерами или группой мелких отверстий и, так называемые, горелки со специальными наконечниками с обоймой, заполненной пористым веществом.

Постановка задачи. Целью данной работы является теоретическое определение скорости и характера истечения аргона из сопла сварочных горелок различных конструкций применительно для сварки в защитных газах и на этой основе определение конструкции горелки, обеспечивающей эффективную газовую защиту при аргонодуговой сварке никеля. Для этого исследовали различные конструкции устройств сварочных горелок, вводящих газ в сопло цилиндрической формы, а именно:

- 1) горелка типа «а» - со стандартным устройством ввода газа в сопло в виде четырёх отверстий диаметром 3 мм;
- 2) горелка типа «б» с модифицированным устройством ввода газа в сопло в виде специальной перегородки с большим числом отверстий диаметром 1 мм;
- 3) горелка типа «в» со специальным устройством ввода газа в сопло в виде обоймы, заполненной пористым веществом, в качестве которого использовали набивку из тонкой витой проволоки.

Диаметр цилиндрического сопла всех типов горелок составлял 17 мм. Схемы конструкций горелок показаны на рис.1.



1 – сопло; 2 – специальная перегородка; 3 – обойма с пористой набивкой

Рисунок 1 – Схема конструкций горелок для аргонодуговой сварки со стандартным (а), модифицированным (б) и специальным (в) устройствами ввода защитного газа в сопло

Результаты работы. Скорость истечения газа из сопла, если известно давление, под действием которого происходит истечение и давление среды, в которую он вытекает, можно определить по формуле Сен-Венана [2]

$$V = \sqrt{\frac{2gK}{K-1} P_1 v_1 \left[1 - \left(\frac{P}{P_1} \right)^{\frac{K-1}{K}} \right]} \quad (1)$$

где P_1 – начальное давление в пространстве, из которого происходит истечение газа Па (мм. вод. ст.);

v_1 – удельный объем газа перед истечением, м³ / кг ;

P – давление среды, окружающей сопло, Па (мм вод. ст.);

g – ускорение силы тяжести, 9,81 м / с² ;

K – показатель адиабаты.

Использование формулы Сен-Венана для определения скорости истечения защитного газа из сопла сварочных горелок объясняется тем, что расширение газа в сопле и его истечение происходит практически без теплообмена с окружающей средой, т. е. адиабатически. Из формулы (1) следует, что скорость истечения газа зависит от отношения P/P_1 , а для этого необходимо иметь данные о величине этих давлений. В нашем случае давление P равно атмосферному давлению (101,3 кПа или 10330 мм. вод. ст.), так как истечение газа из сопла горелки происходит в окружающую воздушную среду. Давление P_1 в пространстве, из которого происходит истечение газа, зависит от конструкции устройств сварочных горелок, вводящих газ в сопло, расхода газа при сварке и может быть определено только экспериментально.

При отношении $P/P_1=1$, т.е. когда давление в сопле горелки равно атмосферному, скорость истечения газа из сопла будет равна 0. С увеличением давления P_1 скорость истечения газа будет увеличиваться. Однако в гидрогазодинамике существует понятие внешнего критического давления, отношение которого к давлению газа в пространстве, из которого истекает газ, в нашем случае из сопла горелки, есть величина постоянная для каждого газа, и она определяется по формуле [2]:

$$r_{кр} = \frac{P_{кр}}{P_1} = \left(\frac{2}{K+1} \right)^{\frac{K}{K-1}}. \quad (2)$$

Для аргона, у которого показатель адиабаты $K=1,66$, это отношение составляет $r_{кр} = 0,488$. Если $P < P_{кр}$ или $P/P_1 < r_{кр}$, то формула (1) скорости истечения газа после некоторых преобразований примет вид [2]

$$V = \sqrt{\frac{2K}{K+1} \cdot \frac{P}{\rho_1}}. \quad (3)$$

Анализ формулы (3) показывает, что если внешнее давление меньше критического, то скорость истечения газа не зависит от величины внешнего давления, т.е. давления в том пространстве, куда вытекает газ, а зависит лишь от давления внутри пространства, из которого истекает газ, в нашем случае в сопле горелки.

Если $P > P_{кр}$ или $P/P_1 > r_{кр}$, то формула (1) скорости истечения газа после некоторых преобразований примет вид [2]:

$$V = \sqrt{\frac{2K}{K-1} \cdot \frac{P}{\rho_1} \left[1 - \left(\frac{P}{P_1} \right)^{\frac{K-1}{K}} \right]}, \quad (4)$$

где ρ_1 – плотность газа, кг/м³.

Анализ формулы (4) показывает, что для расчета скорости истечения необходимо знать давление P_1 в пространстве, из которого истекает газ. Это давление можно определить только экспериментально. Для экспериментального определения избыточного давления в различных точках сварочной горелки использовали стандартную горелку для сварки в защитных газах с различными сменными конструкциями ввода газа в сопло цилиндрической формы диаметром 17 мм, которые представлены на рис.1. Замеры избыточного давления проводили открытым U-образным жидкостным манометром, позволяющим измерять избыточное давление от 0 до 700 мм вод. ст.

Как известно, давление в любой системе будет зависеть от расхода газа, поэтому измерение давления в различных точках сварочной горелки проводили при оптимальном расходе защитного газа, необходимом для стабильности процесса сварки и качественной защиты сварочной ванны. В нашем случае сопло диаметром 17 мм обеспечивает качественную защиту при расходе аргона 10 л/мин.

Измерения давления производим в следующих точках сварочной горелки: внутри горелки ($P_{эсá}^{\hat{A}}$); внутри сопла перед выходом газа в атмосферу ($P_{эсá}^a, P_{эсá}^{\hat{a}}, P_{эсá}^{\hat{a}}$); причем в горелках с модифицированным (б) и специальным (в) устройствами ввода защитного газа в сопло давление замеряли до перегородки с отверстиями или обоймы с пористым материалом. Однако в данной работе нас интересует только избыточное давление внутри горелки ($P_{эсá}^a, P_{эсá}^{\hat{a}}, P_{эсá}^{\hat{a}}$). Результаты замеров этих давлений при рас-

ходе аргона 10 л/мин составляют: $P_{\dot{e}\dot{\zeta}\dot{a}}^{\dot{A}} = 380$ мм вод. ст. (3727 Па); $\dot{D}_{\dot{e}\dot{\zeta}\dot{a}}^{\dot{a}} = 80$ мм вод. ст. (785 Па); $\dot{D}_{\dot{e}\dot{\zeta}\dot{a}}^{\dot{a}} = 12$ мм вод. ст. (118 Па); и $\dot{D}_{\dot{e}\dot{\zeta}\dot{a}}^{\dot{a}} = 2$ мм вод. ст. (<19,6 Па).

Зная наибольшее давление в горелке $P_1 = P + P_{\dot{e}\dot{\zeta}\dot{a}}^{\dot{A}} = 10330 + 380 = 10710$ мм вод. ст., при котором происходит истечение аргона в атмосферу, можно определить отношение $\dot{D}/\dot{D}_1 = r = 0,964$. Таким образом отношение $\dot{D}/\dot{D}_1 > r_{\dot{e}\dot{\zeta}\dot{a}}$, т. к. $0,964 > 0,488$, то скорость истечения газа из пространства с давлением до 10710 мм вод. ст. будем определять по формуле (4).

Табличное значение плотности аргона ρ_1 при нормальных условиях составляет $1,7833 \text{ кг/м}^3$, а показатель адиабаты $K=1,66$. Подставляя эти значения в формулу (4), получим

$$V = 534,5 \sqrt{1 - \left(\frac{10330}{P_1} \right)^{0.3976}}. \quad (5)$$

Чистота обработки отверстий горелки определяется коэффициентом скорости, который находится в пределах 0,82...0,90. Для сопел аргонодуговых горелок коэффициент скорости принимаем равным 0,82 [3]. С учетом этого коэффициента уравнение (5) примет вид:

$$V = 438 \sqrt{1 - \left(\frac{10330}{P_1} \right)^{0.3976}}. \quad (6)$$

Результаты расчета скорости истечения аргона для исследуемых горелок приведены в табл.1.

Таблица 1 – Расчетные скорости истечения аргона из горелок различных конструкций

Наименование горелки	Диаметр сопла, мм	$P_{\dot{e}\dot{\zeta}\dot{a}}$, мм вод. ст.	$\dot{D}_1$, мм вод. ст.	Скорость истечения аргона из сопла, м/с
Тип «а»	17	80	10410	24,2
Тип «б»	17	12	10342	9,4
Тип «в»	17	<2	<10332	1,44

Полученные данные скорости истечения аргона использовали для определения характера истечения защитного газа. Критические скорости течения газов, т. е. скорости, при которых газ из ламинарного течения переходит в турбулентное, при определенных сечениях сопла или струи определяем согласно критерию Рейнольдса

$$Re = \frac{d \cdot V}{\nu},$$

где d – диаметр выходного сопла или струи газа, м;

V – скорость истечения газа, м/с;

ν – коэффициент кинематической вязкости газа, $\text{м}^2/\text{с}$.

Ламинарное течение газа по трубе круглого сечения считается при $Re \leq 2300$, а турбулентное – при $Re > 2300$ [3]. В нашем случае цилиндрическое сопло горелки можно считать трубой круглого сечения. Результаты расчета приведены в табл.2. В

расчетах коефіцієнт кинематической вязкости аргона при 20° примем равным $13,4 \cdot 10^{-6} \text{ м}^2 / \text{с}$ и критическое число Рейнольдса $Re_{\text{ср}} = 2300$.

Таблица 2 – Расчетные значения числа Рейнольдса для горелок различных конструкций

Наименование горелки	Скорость истечения аргона, м/с	Расчетное значение числа Рейнольдса	Характер истечения
Тип «а»	24,2	30700	$Re > Re_{\text{ср}}$ турбулентный
Тип «б»	9,4	11925	$Re > Re_{\text{ср}}$ турбулентный
Тип «в»	1,44	1825	$Re < Re_{\text{ср}}$ ламинарный

Выводы. Таким образом, чтобы обеспечить эффективную защиту сварочной ванны при аргонодуговой сварке никеля и высоконикелевых сплавов, необходимо применять сварочную горелку со специальным устройством ввода аргона в сопло в виде обоймы, заполненной пористым веществом, в качестве которого можно использовать набивку из тонкой витой проволоки. Наличие такой обоймы обеспечивает при расходе аргона до 10 л/мин скорость его истечения из сопла порядка 1,5 м/с с ламинарным характером защитной струи.

ЛИТЕРАТУРА

1. Пучков В.Н. Атмосфера дуги и ее влияние на преобразование при аргонодуговой сварке никеля порошковой проволокой// Сборник научных трудов ДГТУ (техн. науки). Юбилейный выпуск (1999 – 2000 г.г.). – Днепропетровск. – 2000. – С.66-69.
2. Александров В.Л. Технологическая гидродинамика. – М.: Гостехиздат., 1946. – 431с.
3. Справочник по гидравлическим сопротивлениям/ И.Е.Идельчик. – М.: Машиностроение, 1975. – 557с.

УДК 612.791

НОСОВ Д.Г., ст. викладач

Дніпропетровський державний технічний університет

ОПТИМІЗАЦІЯ ПАРАМЕТРІВ РЕЖИМУ НАПЛАВЛЕННЯ З ВИКОРИСТАННЯМ КОМБІНОВАНИХ МАГНІТНИХ ПОЛІВ ДЕТАЛЕЙ ТИПУ «ВАЛ»

Вступ. Одержання наплавленого металу заданого складу є обов'язковою, але не достатньою умовою оптимального технологічного процесу дугового наплавлення. Другою, не менш важливою умовою, що визначає такий процес, є обґрунтований вибір геометричних параметрів валиків наплавлення, що характеризується мінімумом відходів при наступній механічній обробці [1,2]. Крім економії матеріалів і зниження трудомісткості, таке наплавлення забезпечує підвищення якості наплавленого шару, оскільки кожний наступний шар наноситься на рівну поверхню попереднього шару.

Питання оптимізації режимів наплавлення з метою вирішення технологічних задач (підвищення продуктивності наплавлення, збільшення частки металу, що залишився після механічної обробки, та зменшення витрат на механічну обробку), можна вирішити шляхом застосування суперпозиції комбінованих магнітних полів (КМП).

Постановка задачі. У практиці наплавних робіт найчастіше об'єктом виробництва є виріб або деталь, що має циліндричну форму – ролики, вали, бандажі, шпинделі та

ін. Тому нижче розглянуто питання оптимізації режимів наплавлення із використанням КМП саме таких об'єктів.

Результати роботи. Для визначення оптимальних режимів наплавлення, що забезпечують одержання необхідних параметрів та хімічного складу наплавленого шару при умові мінімального припуску на механічну обробку, за експериментальними даними [3] були побудовані рівняння регресії, що зв'язують режими наплавлення з технологічними параметрами процесу.

Залежність струму наплавлення I_n (А) та швидкості подавання електродного дроту V_{II} (м/год) від діаметра деталі $D=50\dots 800$ мм можна визначити за наступними формулами:

$$I_i = 140 + 0,7 \cdot D; \quad (1)$$

$$V_{II} = 30,06 + 0,7375 \cdot D. \quad (2)$$

При розрахунку по формулі (1) необхідно враховувати, що якщо отримане значення I_n виходить за межі 170...400 А, то струм наплавлення приймається рівним граничному значенню; при розрахунку по формулі (2) необхідно враховувати, що якщо отримане значення V_{II} виходить за межі 36...216 м/год., то швидкість подавання електродного дроту приймається рівною граничному значенню.

Залежність коефіцієнта наплавлення α_n (г/А·год) і напруги дуги U_d (В) від струму наплавлення $I_n=170\dots 400$ А можна визначити за наступними формулами:

$$\alpha_i = 5,6 + 5,85 \cdot 10^{-2} \cdot I_i - 0,65 \cdot 10^{-4} \cdot I_i^2 \quad (3)$$

$$U_{\bar{A}} = 11,00 + 0,055 \cdot I_i. \quad (4)$$

Графіки відповідних залежностей наведені на рис.1, 2 та 3.

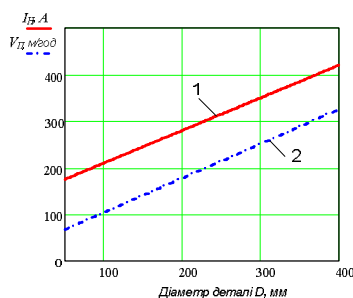


Рисунок 1 – Залежність струму наплавлення I_n (1) та швидкості подавання електродного дроту V_{II} (2) від діаметра деталі D

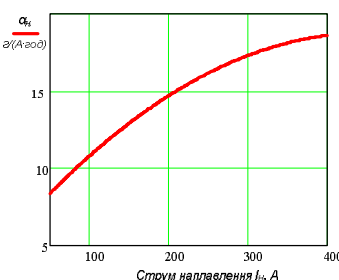


Рисунок 2 – Залежність коефіцієнта наплавлення α_n від струму наплавлення I_n

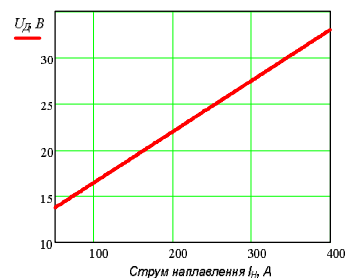


Рисунок 3 – Рекомендована залежність напруги дуги U_d від струму наплавлення I_n

З метою отримання даних стосовно впливу магнітних полів на геометричні розміри валика виконували наплавлення на листи вуглецевої сталі Ст3сп (ГОСТ 380-90) товщиною 50 мм зварювальним трактором АДС-1004 від джерела живлення дуги ВДУ-1001 дротом Св-08А діаметром 3, 4 та 5 мм під флюсом АН-348. Магнітні поля генерували спеціальним пристроєм електромагнітного впливу на дугу (ПЕМВД), що складається з трьох незалежних електромагнітів [4]. Фіксовані параметри процесу наплавлення в КМП наступні: струм наплавлення, напруга дуги, виліт електроду, швидкість наплавлення, відстань від торців електромагнітів до виробу. Регульовані змінні: індукція аксіального постійного магнітного поля (МП) – B_z ; індукція поперечного імпульсного однополярного МП – B_y ; індукція аксіального змінного МП встановленої частоти – B_x . Параметри валика (ширину b , висоту g , максимальну глибину проплавлення h_{max} , гли-

бину проплавлення рівної ділянки h , відхилення висоти валика a_g та глибини проплавлення a_h) визначали з макрошліфів наплавлень (рис.4, 5).

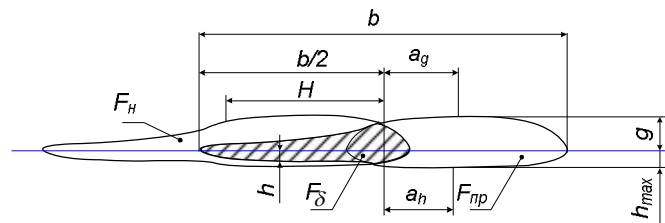


Рисунок 4 – Макрошліф валика, наплавленого в КМП

Рисунок 5 – Поперечний переріз суміжних валиків, наплавлених в КМП

Експеримент був поставлений за центральним композитним ротатабельним п'ятирівневим повнофакторним планом. Математичні моделі визначені за допомогою регресійного аналізу наступні:

$$\begin{aligned}
 b &= 24.12614 - 0.27163Bz - 0.03248By - 0.21372Bx + 0.00474Bz^2 + 0.00115By^2 + \\
 &+ 0.00204Bx^2 + 0.00083BzBy + 0.00113BzBx + 0.00053ByBx; \\
 a_g &= -0.211365 - 0.031212Bz + 0.086273By - 0.022159Bx + 0.00052Bz^2 - \\
 &- 0.000433By^2 + 0.000105Bx^2 + 0.000533BzBy - 0.000417BzBx + 0.0008ByBx; \\
 a_h &= 0.03066 - 0.051477Bz + 0.076114By - 0.002983Bx + 0.000545Bz^2 - \\
 &- 0.000484By^2 - 0.000162Bx^2 + 0.000767BzBy - 0.000208BzBx + 0.000675ByBx; \\
 h_{max} &= 2.813634 - 0.017145Bz + 0.007273By - 0.027784Bx - 0.000369Bz^2 + \\
 &+ 0.000187By^2 + 0.000199Bx^2 - 0.000333BzBy + 0.00075BzBx - 0.0002ByBx; \\
 h &= 0.64659 - 0.010114Bz + 0.023432By + 0.007415Bx + 0.000328Bz^2 + \\
 &+ 0.000118By^2 + 0.000247Bx^2 - 0.0005BzBy - 0.000208BzBx - 0.000375ByBx; \\
 g &= 0.82159 + 0.039053Bz + 0.013432By + 0.013665Bx - 0.000727Bz^2 + \\
 &+ 0.000198By^2 - 0.000097Bx^2 - 0.000033BzBy + 0.000125BzBx - 0.000275ByBx.
 \end{aligned} \quad (5)$$

Величина індукції магнітного поля залежить від струму котушок електромагнітів лінійно. Для ПЕМВД [4] така залежність була визначена експериментально шляхом прямого вимірювання. Її графіки мають вигляд:

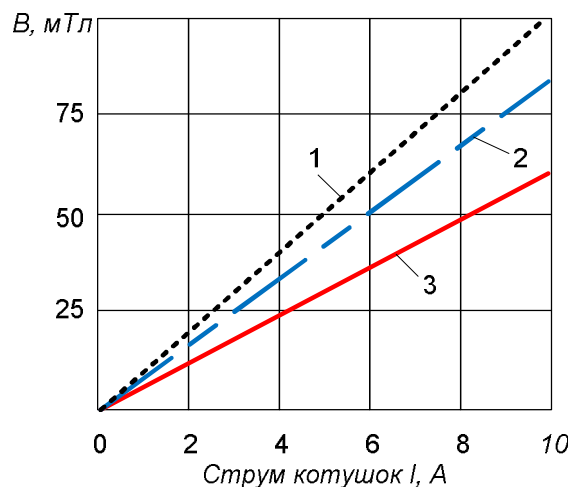


Рисунок 6 – Залежність індукції магнітного поля від струму котушок: B_y (1), B_x (2), B_z (3)

У вигляді формул залежність представляється наступним чином:

$$\left. \begin{aligned} Bz &= -0,006 + 0,006 \cdot Iz \\ Bx &= -0,0082 + 0,0082 \cdot Ix \\ By &= -0,0101 + 0,0101 \cdot Iy \end{aligned} \right\}$$

де B_y, B_x, B_z – величина індукції відповідного магнітного поля, Тл;

I_y, I_x, I_z – величина струму відповідної котушки, А.

В роботі [5] визначено залежності ширини b' , глибини проплавлення h' та висоти g' (мм) наплавленого валика від основних параметрів режиму наплавлення деталей типу вал: швидкості наплавлення V_H (м/год.) та швидкості подавання електродного дроту V_{II} (м/год.), діаметра електродного дроту d_e , напруги дуги U_d та відносного зміщення вісі електрода з zenіту s_0 .

З урахуванням усереднених статистичних даних щодо зміни геометричних розмірів валика при наплавленні під впливом магнітних полів згадані залежності можна записати у вигляді:

$$b' = 0,12415 \cdot \frac{d_e^{1,146} \cdot V_I^{0,524} \cdot U_A^{0,488} (1,97 + s_0)}{V_I^{0,447}} \cdot k_b \quad (6)$$

$$g' = 2,12638 \cdot \frac{d_e^{0,481} \cdot V_I^{0,47} \cdot (1,7517 + s_0)}{U_A^{0,418} \cdot V_I^{0,406}} \cdot k_g \quad (7)$$

$$h' = 4,08 \cdot 10^{-6} \cdot \frac{d_e^{2,437} \cdot V_I^{1,675} \cdot U_A^{0,669} (2,13 + s_0)}{V_I^{0,439}} \cdot k_h \quad (8)$$

де k_b, k_g, k_h – коефіцієнти, що враховують зміну геометричних розмірів валика наплавлення під впливом МП.

Коефіцієнти k_b, k_g, k_h були отримані шляхом співставлення даних роботи [4] з даними, отриманими автором експериментально. Значення коригувальних коефіцієнтів наведено у табл. 1.

Таблиця 1 – Коригувальні коефіцієнти по діаметру електродного дроту d_e

Показник	$d_e = 3$	$d_e = 4$	$d_e = 5$
e	1.213	1.287	1.337
g	1.342	1.418	1.511
h	0.871	0.759	0.762

Слід зауважити, що формули (6)–(8) призначені для визначення фактичних геометричних величин наплавленого валика, а формули (5) – для визначення за цими показниками параметрів МП.

Для визначення величини a_g (асиметрія валика) скористаємось рівнянням (9) [2]:

$$\gamma_i = \frac{g(b + 2a_g) \cdot [\alpha^2 (1 - \alpha^2)]}{\frac{\pi}{4} g(b - 2a_g) + \frac{2}{3} a_g \cdot g - g(b - 2a_g) \cdot [\alpha \sqrt{1 - \alpha^2}] + \frac{1}{2} \left[g(b + 2a_g) \cdot (\arcsin \alpha - \alpha \sqrt{1 - \alpha^2}) \right]}, \quad (9)$$

де γ_m – частка металу що залишився після механічної обробки;

α – відносний крок наплавлення, $\alpha = H/b$.

Отже,

$$a_g = - \frac{12\alpha^4 \cdot b - 12\alpha^2 \cdot b + \gamma_i \left(6b \cdot \arcsin \alpha + 3\pi \cdot b - 18\alpha \cdot b \cdot \sqrt{1 - \alpha^2} \right)}{24\alpha^4 - 24\alpha^2 + \gamma_i \left(12 \cdot \arcsin \alpha + 6\pi + 12\alpha \cdot \sqrt{1 - \alpha^2} + 8 \right)},$$

або

$$a_g = -\frac{3b}{2} \cdot \frac{4(\alpha^4 - \alpha^2) - 6\alpha \cdot \gamma_i \cdot \sqrt{1 - \alpha^2} + \gamma_i (\pi + 2 \cdot \arcsin \alpha)}{12(\alpha^4 - \alpha^2) - 6\alpha \cdot \gamma_i \cdot \sqrt{1 - \alpha^2} + 2\gamma_i (2 + 3 \cdot \arcsin \alpha) - 3\pi \cdot \gamma_i} =$$

$$= -\frac{3b}{2} \cdot \frac{4\alpha^4 - 4\alpha^2 - 6\alpha \cdot \gamma_i \cdot \sqrt{1 - \alpha^2} + \gamma_i (2 \cdot \arcsin \alpha + \pi)}{12\alpha^4 - 12\alpha^2 - 6\alpha \cdot \gamma_i \cdot \sqrt{1 - \alpha^2} + \gamma_i (6 \cdot \arcsin \alpha - 3\pi + 4)}. \quad (10)$$

Аналіз рівняння (10) показав, що γ_M в значній мірі залежить від показника асиметрії валика a_g . Визначені залежності частки металу, що залишився після механічної обробки, як функції параметрів $\gamma_M(\alpha, a_g)$. На рис.7 наведено тримірний графік залежності $\gamma_M(\alpha, a_g)$ для валиків, наплавлених на наступних режимах: $I_n = 315$ А, $U_D = 20$ В; $V_H = 32$ м/год; $V_H = 215$ м/год; $d = 3$ мм. При цьому середня ширина валиків складала $b = 36$ мм. Максимум γ_M спостерігається на ділянці відношення:

$$\frac{a_g}{b} = 0,25 \dots 0,35 \text{ та } \alpha = 0,55 \dots 0,72.$$

Достатньо високі показники γ_M має в діапазоні $\frac{a_g}{b} = 0,15 \dots 0,40$ та $\alpha = 0,45 \dots 0,8$, що додатково дозволяє підвищити ефективність процесу наплавлення з використанням КМП порівняно з класичною технологією наплавлення.

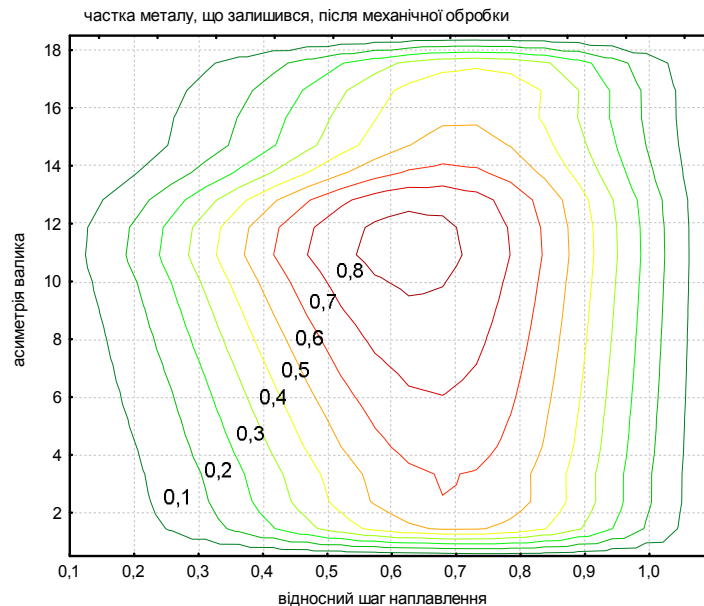


Рисунок 7 – Залежність частки металу, що залишився після механічної обробки, γ_M від показника асиметрії валика a_g та відносного кроку наплавлення α

Товщина наплавленого шару після проточки h_M залежить від діаметра об'єкта наплавлення та частки γ_M . З урахуванням дії КМП товщину h_M можна визначити за формулою:

$$h_i = \frac{D}{2} \left(\sqrt{1 + \frac{K\gamma_i}{3\alpha}} - 1 \right), \quad (11)$$

де $K = \frac{g\alpha_i I_i}{V_i b D \rho_i}$;

D – діаметр деталі, що наплавляється, мм;

$\rho_n = 7,85 \cdot 10^{-3}$ г/мм³ – щільність металу наплавлення.

Для визначення умов, за яких товщина наплавленого шару після проточки h_M та частка металу, що залишився після механічної обробки, γ_M будуть максимальними, збудовані графіки (рис.8) залежності функцій $h_M(\alpha)$, $\gamma_M(\alpha)$ від відносного кроку наплавлення α . Функції мають екстремум, який відповідає $\alpha=0,6\dots0,7$, що збігається з даними, отриманими при рішенні рівняння (9).

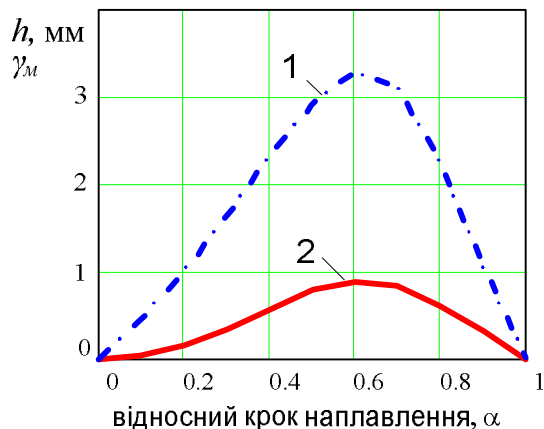


Рисунок 8 – Залежність товщини наплавленого шару після проточки h_M (1) та частки металу, що залишився після механічної обробки, γ_M (2) від відносного кроку наплавлення α

Точність розрахункових формул оцінювали виконанням наплавлень на експериментальному устаткуванні. Було встановлено, що запропоновані рівняння забезпечують збіг розрахункових та експериментальних даних. Використовуючи отримані залежності, можна визначити та оптимізувати режими наплавлення деталей типу вал з використанням КМП.

Висновки.

1. Визначено оптимальні співвідношення геометричних ($a_g/b = 0,25\dots0,35$) та технологічних ($\alpha = 0,6\dots0,7$) параметрів процесу наплавлення з КМП.
2. Запропонована методика оптимізації дає можливість скоротити втрати наплавленого металу при зменшенні витрат на механічну обробку відновлюваних деталей, що може служити підставою до розробки нових технологій наплавлення

ЛІТЕРАТУРА

1. Носов Д.Г., Размышляев А.Д. Эффективность применения комбинированных магнитных полей при дуговой наплавке под флюсом// Автоматическая сварка. – 2009. – №4. – С.20-25.
2. К вопросу о повышении производительности дуговой наплавки посредством внешнего электромагнитного воздействия/ Носов Д.Г., Алехина Л.// Сборник трудов VII Всероссийской научно-практической конференции с международным участием «Инновационные технологии и экономика в машиностроении». – Юрга. – 2009. – С.46-50.
3. Махненко В.И., Кравцов Т.Г. Тепловые процессы при механизированной наплавке деталей типа круговых цилиндров. – К.: Наукова думка, 1976. – 160с.
4. Пат. на корисну модель № 39764 Україна, МПК (2009) В 23 К 9/08. Пальник для наплавлення з зовнішніми електромагнітними діями/ Д.Г.Носов, В.В.Перемітько, (Україна). – № U00812070; заявл. 13.10.08; опубл. 10.03.09; Бюл. № 5.
5. Спиридонов А.А. Планирование эксперимента при исследовании технологических процессов. – М.: Машиностроение, 1981. – 184с.:ил.