

## РОЗДІЛ «МЕТАЛУРГІЯ. ЗВАРЮВАННЯ»

УДК 669.184.24

ЧЕРНЯТЕВИЧ А.Г., д.т.н., профессор  
ПРОТОПОПОВ Е.В.\*, д.т.н., профессор  
МАСТЕРОВЕНКО Е.Л., к.т.н., доцент

Днепродзержинский государственный технический университет  
\*Сибирский государственный индустриальный университет

### ОТРАБОТКА РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩЕЙ ТЕХНОЛОГИИ ПРИМЕНЕНИЯ ВЫСОКОМАРГАНЦЕВЫХ ОКСИДНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА 350-Т КОНВЕРТЕРАХ

*Виконано відпрацювання ресурсозберігаючої технології використання високомарганцевистих оксидних матеріалів у конвертерах.*

*Выполнено отработку ресурсосберегающей технологии применения высокомарганцевых материалов в конвертерах.*

*The resource-saving technology of high-manganese materials application in BOF-converter has passed the production testing.*

**Введение.** В последнее время в связи с дефицитом качественного металлического лома необходимость его замены в кислородно-конвертерном процессе приобретает высокую актуальность как для российских, так и украинских металлургических предприятий. Разрешить данную проблему поможет внедрение различных вариантов комбинированной продувки металла в конвертерах [1], в том числе по малошлаковой технологии с жидкофазным восстановлением добавок марганецсодержащего сырья. Такая технология обеспечит значительное снижение расхода марганецсодержащих ферросплавов, экономию чугуна и плавикового шпата, повышение выхода жидкой стали с требуемыми концентрациями вредных примесей (S и P), стойкости фурменных устройств и футеровки агрегата.

Известно, что на металлургических заводах Японии [2] около 50 % марганца вводят в сталь не в виде марганцевых сплавов, а в виде марганцевых руд и агломератов. При использовании марганцевой руды, содержащей 50 % марганца, обеспечивается степень восстановления марганца до 75 % и содержание последнего в металле после продувки до 1,2 % [2]. Применение агломерата не снижает степень восстановления марганца в сравнении с присадками марганцевой руды [3-5]. Когда основность агломерата  $\text{CaO/SiO}_2=3,05$ , то степень восстановления марганца может составить 70-80 % при расходе агломерата 12-13 кг/т и при конечном углероде 0,10-0,18 % [3]. Использование высокоосновного агломерата обеспечивает ускоренное шлакообразование и приводит к уменьшению соотношений  $(\text{Mn})/[\text{Mn}]$  и  $(\text{P})/[\text{P}]$ .

Таким образом, вопрос применения высокомарганцевых материалов в кислородных конвертерах является актуальным и требует специального рассмотрения.

**Постановка задачи.** В условиях работы конвертерных цехов ОАО «ЗСМК» при изменении параметров металлозавалки и переработки в конвертерах способом жидкофазного восстановления повышенного количества марганецрудного сырья необходимо отработать дутьевой и шлаковый режимы плавки. Для решения этой задачи исследования проводили в 350-т конвертерах ККЦ № 2 ОАО «ЗСМК» с использованием добавок следующих высокомарганцевых оксидных материалов (табл.1).

В первой серии конвертерных плавов (табл.2) с массой садки 339,8-354,3 т доля лома в металлической части шихты колебалась в пределах 22,3-27,0 % (77,6-95,0 т). Использовался жидкий чугун, содержащий 0,21-1,37 % Si, 0,32-0,87 % Mn, 0,009-0,038 % S и 0,10-0,20 % P. Температура заливаемого чугуна составляла 1320-1451°C.

Таблица 1 – Материалы для отработки технологии

№ п/п	Материал	Содержание, %								
		Mn <sub>общ</sub>	Fe <sub>общ</sub>	SiO <sub>2</sub>	CaO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	S	P	П.п.п.	Влага
1	Марганцевая руда Дурновского месторождения	24,3-29,9	7,8-36,6	15,0-26,0	12,0-13,9	1,4-5,6	0,24-0,26	0,05-0,08	2,2-2,6	До 25
2	Высокомарганцевый агломерат	38,8-44,8	3,7-5,7	18,0-19,0	1,2-3,3	1,1-3,9	0,02-0,05	0,04-0,05	6,0-8,1	-

Режим присадки извести по ходу плавки был постоянным. Общее количество присаженной извести 10,0-22,0 т. При этом 60-80 % извести от общего ее расхода давали на лом до заливки чугуна, а остальное количество с четвертой по десятую минуты продувки. Первая порция плавикового шпата весом 0,2-0,3 т вводилась на третьей минуте плавки, а количество и момент дальнейших его присадок определялся характером продувки.

Присадка марганецсодержащих материалов (руды, агломерата) в количестве 1,0-5,6 т на первой серии плавов осуществлялась в начале продувки с первой порцией извести и порциями с 7 по 12 минуты продувки. Для корректировки теплового баланса плавки уголь АС в количестве 3,0-6,1 т присаживался порциями 1,0-2,0 т после заливки чугуна и вслед за вводом порций марганцеворудных материалов до 13 мин продувки.

Продувка ванны осуществлялась через штатную 4-х сопловую фурму, снабженную наконечником с соплами Лаваля критического диаметра 0,054 м, расположенными под углом 15 град. к вертикали, по ступенчатому режиму: с 1 по 7 мин – с расходом кислорода 900-1200 м<sup>3</sup>/мин; с 7 по 12 мин – 700-1000 м<sup>3</sup>/мин; с 12 мин и до окончания продувки – 900-1200 м<sup>3</sup>/мин. В течение первых 2-3 мин продувка велась при положении фурмы 3,0-3,4 м, после чего фурма плавно опускалась на рабочую высоту 1,5-1,8 м. Для повышения содержания остаточного марганца на повалке и во избежание перегрева и переокисления металла в последние 2-3 мин продувки фурму опускали на 0,2-0,3 м ниже рабочего уровня и увеличивали расход кислорода до 1200 м<sup>3</sup>/мин.

**Результаты работы.** Приведенные данные (табл.2) свидетельствуют об увеличении остаточного содержания марганца в металле перед выпуском из конвертера при использовании добавок марганецсодержащих материалов. В сопоставимых условиях ведения конвертерных плавов средняя концентрация остаточного марганца в металле повысилась на 0,09-0,14 % при использовании соответственно добавок марганцевой руды и агломерата. Методами математической статистики выявлены основные факторы, влияющие на величину остаточной концентрации марганца и фосфора на повалке (рис.1).

Анализ данных рис.1 показывает, что повышению остаточной концентрации марганца в металле способствуют: повышение температуры металлического расплава и содержания углерода в нем; увеличение содержания марганца в чугуне и доли последнего в металлозавалке; снижение окисленности и повышение основности конечного шлака. В то же время, ряд факторов, способствующих повышению остаточной концентрации марганца в металле, приводит к возрастанию конечного содержания фосфора. Все это свидетельствует о необходимости предварительной дефосфорации чугуна в случае выплавки высококачественных марок сталей с низким содержанием фосфора.

Таблица 2 – Технологические показатели конвертерных плавов с использованием марганцеворудных добавок

Показатели	Применение Мп-руды	Применение Мп-агломерата	Без добавок
Число плавов, шт	20	42	41
Металлошихта, т: – жидкий чугун – лом	339,8-352,1/346,6* 259,8-282,1/269,0 70,0-80,0/77,6	344,0-353,1/351,2 242,0-263,0/256,2 90,0-102,0/95,0	348,7-354,3/350,2 247,6-280,0/257,2 72,0-107,0/93,0
Расход материалов, кг/т жидкой стали: – чугуна жидкого – лома стального – металлошихты – извести – руды (агломерата) – угля АС – плавикового шпата	798,8-889,3/842,4 234,1-240,2/236,8 1087,0-1103,0/1084,5 36,8-69,0/54,7 3,3-13,5/8,6 10,0-12,5/10,1 0,7-1,2/0,8	755,5-844,2/796,8 289,4-299,5/295,3 1071,6-1101,5/1091,7 33,2-64,6/44,9 3,3-16,3/8,1 9,9-17,9/10,1 0,68-0,87/0,72	755,2-854,4/801,8 240,0-316,5/290,8 1065,3-1144,9/1095,1 40,0-65,1/47,8 – 8,5-11,8/3,9 1,34-1,70/1,56
Расход кислорода, м <sup>3</sup> : – на продувку – на плавку	16362-16811/16496 17210-17650/17435	16410-16957/16810 16920-17346/17153	15960-16430/16386 16560-16670/16595
Содержание в чугуне, %: <i>Si</i> <i>Mn</i> <i>S</i> <i>P</i>	0,29-1,37/0,50 0,46-0,87/0,65 0,010-0,037/0,017 0,13-0,20/0,17	0,28-1,29/0,51 0,32-0,61/0,48 0,009-0,038/0,017 0,10-0,18/0,13	0,21-0,84/0,50 0,42-0,77/0,53 0,009-0,032/0,017 0,10-0,20/0,14
Температура чугуна, °С	1340-1440/1402	1320-1435/1401	1340-1451/1393
Содержание в металле на повалке, % <i>C</i> <i>Mn</i> <i>S</i> <i>P</i>	0,04-0,19/0,09 0,12-0,39/0,29 0,016-0,030/0,022 0,011-0,037/0,022	0,08-0,18/0,08 0,16-0,48/0,34 0,012-0,043/0,024 0,007-0,041/0,021	0,04-0,19/0,08 0,05-0,28/0,20 0,014-0,039/0,024 0,007-0,055/0,021
Температура металла на по- валке, °С	1610-1676/1631	1605-1648/1628	1595-1668/1625
Содержание в шлаке, % <i>CaO</i> <i>SiO<sub>2</sub></i> <i>FeO</i> <i>MnO</i> <i>MgO</i>	42,6-50,5/46,8 13,6-23,1/17,5 13,8-23,0/17,8 5,4-9,4/7,5 2,8-6,6/4,1	36,5-52,3/45,2 12,7-25,2/19,3 9,3-30,1/20,5 2,5-8,3/6,1 2,3-8,7/3,9	37,5-49,8/46,0 12,4-25,9/19,1 10,5-27,2/19,4 4,6-8,1/6,1 2,0-5,7/3,4
Основность шлака CaO/SiO <sub>2</sub>	2,0-3,54/2,72	1,8-3,74/2,38	1,82-3,69/2,47
Выход жидкой стали, %	86,0-95,6/91,5	85,2-96,1/91,1	84,3-98,0/90,5
Степень восстановления марганца, %	43,5-46,4/45,9	44,9-48,7/48,3	22,3-26,7/24,9
Коэффициент распределе- ния марганца (MnO)/[Mn]	24,1-45,0/36,2	15,6-37,3/26,7	28,9-92,0/72,3

\* – в числителе пределы колебаний, в знаменателе – средние значения анализируемых показателей.

В ходе продувки плавов с добавкой марганцесодержащих материалов наблюдалось ускоренное растворение присаженной извести с формированием жидкоподвижного основного шлака уже в начальный период операции. Во время развития интенсивного обезуглероживания ванны “сварачивания” шлака не происходило, продувка ванны протекала в режиме “заглубленной” струи, когда вспененная шлако-металлическая эмульсия перекрывала торец головки кислородной фурмы. В результате существенно снизилась интенсивность заметалливания ствола кислородной фурмы (снятие на обрезку настывшей после 30-35 плавов вместо 15-20 по обычной технологии) и горловины конвертера.

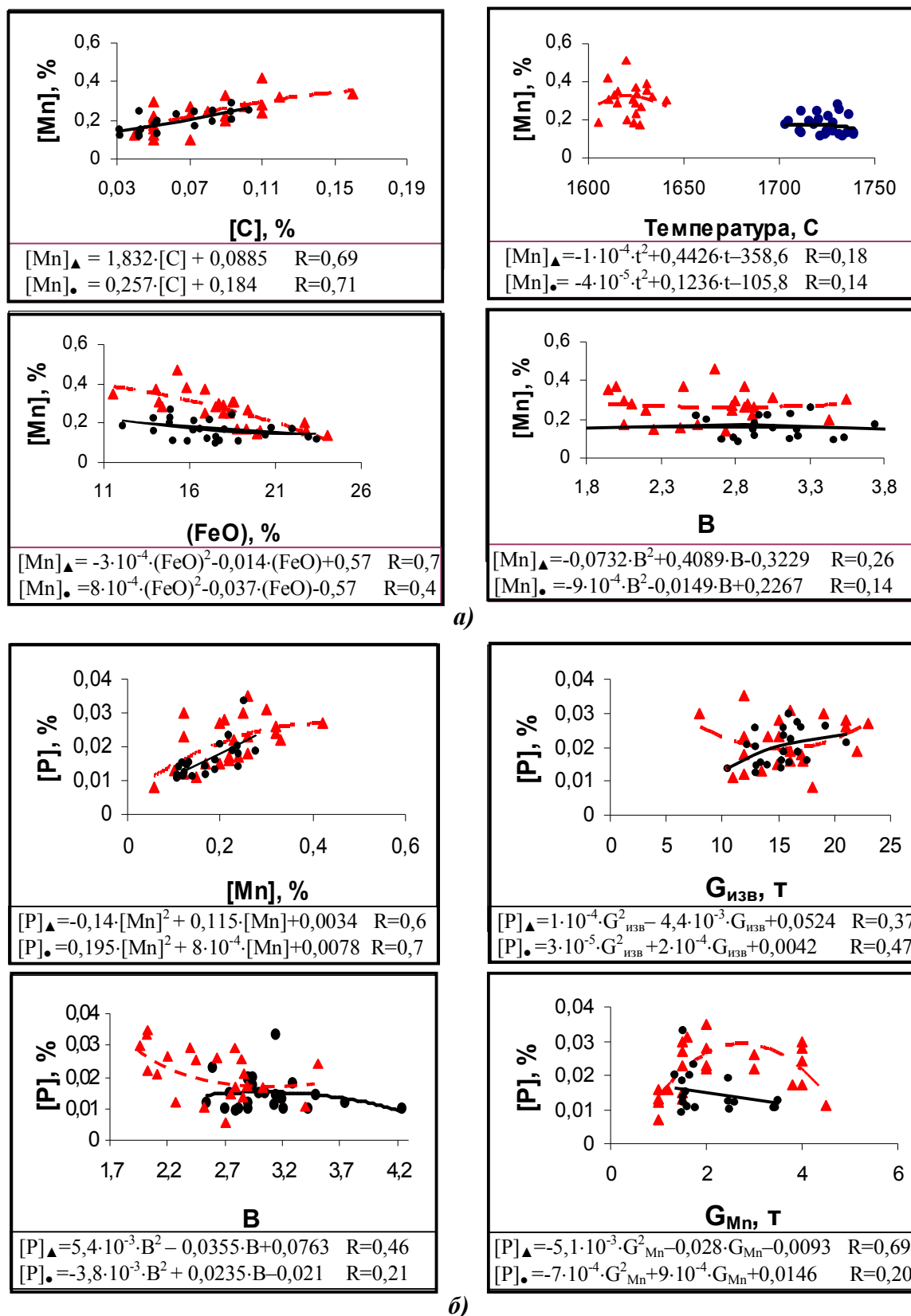


Рисунок 1 – Связь остаточного содержания марганца с параметрами металла и шлака (а) и остаточного содержания фосфора с расходами материалов (б) для технологии с использованием:  $\blacktriangle$  - - - марганцевой руды;  $\bullet$  — марганцевого агломерата

Изучение механизма шлакообразования показало, что процесс растворения извести проходит стадии образования и превращения первичной структурной фазы шлакового расплава. Интенсивность и полнота замещения катионов кальция определяется концентрацией и активностью катионов марганца и железа, а также их диффузией в шлаковом расплаве.

Для интенсификации фазовых превращений в первичном шлаке необходимо присутствие оксидов марганца, поскольку первичные продукты превращений (ортосиликаты) образуются и выделяются с участием катионов марганца. Соединения оксидов железа (оливиновая группа и ферриты кальция) являются продуктами последующих превращений расплава. В ходе продувки фазовый состав шлаков с присадкой марганцевородных материалов и без них выравнивается в результате прямого растворения извести в уже сформированном шлаке после образования и выделения силикатных фаз. Таким образом, отсутствие достаточного количества оксидов марганца замедляет растворение извести лишь в первичном шлаке.

Анализ поведения марганца при продувке чугуна с различным его содержанием показывает, что независимо от исходных концентраций и способа поступления в конвертерную ванну (в составе чугуна или с присадками марганецсодержащих оксидных материалов) поведение марганца во второй половине продувки практически одинаковое, а его количество в металле определяется его приходом в ванну.

С учетом анализа полученных данных во второй серии опытно-промышленной кампании плавок отработали рациональный дутьевой и шлаковый режим операции, обеспечивающий максимальное повышение содержания марганца в конечном металлическом полупродукте. Сущность предложенной технологии заключается в обеспечении по ходу продувки к началу образования так называемого “марганцевого горба” максимально возможного содержания оксидов марганца в шлаке, что позволяет увеличить содержание остаточного марганца в металле на повалке и обеспечить выпуск металла из конвертера при повышенном содержании фосфора. При реализации технологии (табл.3) до и после завалки лома в конвертер присаживается доломитизированная известь в количестве до 60 % от общего расхода. Затем осуществляется добавка 1,5-2,0 т угля (марок ТОМ, ССО). Присадки марганцевого агломерата (10,0-17,0 кг/т стали) осуществляются на лом при предварительном нагреве и во второй половине продувки (с 7 по 12 мин) совместно с углеродсодержащими материалами (уголь АС).

Предварительный нагрев лома ведется с подачей через 4-х сопловую фурму кислорода с расходом 200-250 м<sup>3</sup>/мин в первые 3 минуты нагрева, далее – 260-400 м<sup>3</sup>/мин. Положение фурмы в течение всего времени нагрева поддерживается на высоте не менее 4,0 м.

По ходу нагрева присаживается уголь порциями по 0,10-0,15 т. Продолжительность предварительного нагрева лома, части марганцевого агломерата, угля и доломитизированной извести определяется суммарным расходом кислорода (2500-2900 м<sup>3</sup>) из расчета 0,5-0,6 м<sup>3</sup>/кг угля. После нагрева лома конвертер раскантовывается в сторону слива и повалки на 60-70 градусов и в конвертер заливается жидкий чугун.

Продувка ванны кислородом и режим присадки сыпучих осуществляются в описанной выше последовательности для первой серии плавок. Во избежание повторного окисления марганца продувка ванны заканчивается в момент падения факела, что соответствует содержанию 0,08-0,12 % С. При этом за 2-3 мин до окончания продувки в конвертер присаживается порция угля весом 0,2-0,3 т. Полученные результаты (табл.3) показывают, что в случае ведения в “жестком” режиме кислородной продувки конвертерной ванны с обеспечением в шлаке пониженных концентраций оксидов железа (10-12%) при повышенном содержании оксидов марганца (10-13%) достигается средняя концентрация марганца в металле на повалке 0,42% при конечном углероде 0,10%.

Таблица 3 – Усредненные показатели конвертерных плавков с предварительным нагревом лома

Показатели	Варианты технологии		Показатели	Варианты технологии				
	опытная	сравнительная		опытная	сравнительная			
Число плавков, шт	68	54	Температура чугуна, °С	1406	1413			
Металлошихта, т:	349,5	354,2	Выход жидкой стали, %	90,4	88,9			
– жидкий чугун	255,2	260,1	Содержание в металле на повалке, %	0,10	0,11			
– лом	94,3	94,1						
Расход материалов, кг/т жидкой стали:	– чугуна жидкого	807,7				826,0	0,42	0,33
	– лома стального	298,5				298,8	0,028	0,023
	– металлошихты	1106,2	1124,8	0,023	0,020			
	– извести	46,2	48,4	Температура металла на повалке, °С	1638	1632		
	– доломита	7,9	7,6	Содержание в шлаке, %	45,17	44,40		
	– марганцевого аглом.	10,2	10,5					
	– угля АС	10,5	10,3					
– газового угля	2,3	2,35						
Расход кислорода, м <sup>3</sup> :	– на нагрев лома	1212	1195	CaO	45,17	44,40		
	– на продувку	16584	16576	SiO <sub>2</sub>	14,47	14,55		
	– на плавку	18210	17938	FeO	11,29	11,46		
Содержание в чугуне, %:	Si Mn S P	0,27 0,44 0,023 0,13	0,57 0,48 0,018 0,15	MnO	9,98	10,12		
				MgO	8,52	8,61		
				Основность шлака CaO/SiO <sub>2</sub>	3,12	3,05		
				Степень восстановления марганца, %	50,9	48,5		
				Коэффициент распределения марганца (MnO)/[Mn]	23,76	30,66		

**Выводы.** Приводятся результаты отработки дутьевого и шлакового режимов ведения конвертерной плавки. Показано, что при средней основности шлака  $CaO/SiO_2 = 3,12$  и  $MgO = 8,52\%$  можно обеспечить надлежащие содержания серы (0,028%) и фосфора (0,023%) в металле на повалке с повышением стойкости шлакового гарнисажа, наносимого на футеровку агрегата путем раздувки конечного шлака азотными струями. Отмечается, что имеется реальная возможность дальнейшего совершенствования технологии с увеличением содержания остаточного марганца в металле на повалке вплоть до выпуска плавки на “своем” марганце вообще без применения марганцевых ферросплавов.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Бойченко Б.М., Охотский В.Б., Харлашин П.С. Конвертерное производство стали. – Дніпропетровськ: РВА „Дніпро-ВАЛ”. – 2006. – 454с.
2. Development of smelting Reduction of Iron Ore-an Approach to Commercial Ironmaking/T.Ubaruki, M.Kanemoto, S.Ogato et al.//Iron and Steelmaking. – 1990. – №12.–P.30-37.
3. Kazuo Jde. Особенности восстановления марганца из агломерата в конвертере // Дзайре то пуросэсу. Curr. Adv. Mater. and Proc. – 1991. – V. 4. – № 4. – P.1301.
4. Увеличение количества восстанавливаемого марганца при бесшлаковой продувке в кислородном конвертере в результате использования спеченной марганцевой руды/ Т.Kaniko, Т.Matsuzaki, Т.Kugimiya et al. // Tetsu to hagane. J. Iron and Steel Inst. Jap. – 1993. – V. 79. – № 8. – P.45-51.
5. Toshiyuki Kaneko. Определение оптимального состава марганцевого агломерата, обеспечивающего высокую скорость восстановления марганца// Дзайре то пуросэсу. Curr. Adv. Mater. and Proc. – 1991. – V. 4. – № 4. – P.1300.

Дніпродзержинський державний технічний університет

**МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ТЕПЛОВОЇ РОБОТИ ПАЛИВНОКИСНЕВИХ ПАЛЬНИКІВ В РОБОЧОМУ ПРОСТОРИ ДУГОВОЇ СТАЛЕПЛАВИЛЬНОЇ ПЕЧІ**

*Наведено розроблену математичну модель теплової роботи газокисневих пальників в робочому просторі ДСП. Представлено спосіб обліку теплоти, що вноситься пальниками, при чисельному розрахунку динаміки плавлення металошихти.*

*Приведена разработанная математическая модель тепловой работы газокислородных горелок в рабочем пространстве ДСП. Представлен способ учета вносимой горелками теплоты при численном расчете динамики плавления металлошихты.*

*The mathematical model of gas-oxygen burners' thermal work in the arc steel-making furnace's working space is given. The way of calculation of the heat carrying in the furnace by the use of the burners during a numerical computation of the dynamics metal charge melting's is presented.*

**Вступ.** При роботі багатовантажних дугових печей одним з найбільш ефективним додатковим джерелом теплоти, що вводиться до печі, може бути теплота від спалювання палива в паливно-кисневих пальниках. Їх використання дозволяє створити додаткові осередки підігріву і плавлення шихти, що суттєво впливає на тривалість плавки і дозволяє економити вхідну електроенергію. Енергія, що вводиться за рахунок використання пальників, може досягати 25% від загальної витрати енергії, що йде на плавлення. Найбільш ефективним способом використання паливно-кисневих пальників є використання їх на початковій стадії підігріву металошихти для підвищення середньої температури завалочних матеріалів на 200-300К [1].

**Постановка задачі.** Метою статті є створення адекватної математичної моделі теплової роботи паливно-кисневих пальників в робочому просторі ДСП як складової частини комплексної математичної моделі теплової роботи печі і розрахункової методики для теплового ефекту від роботи пальників.

**Результати роботи.** При роботі ДСП найбільш доцільним є використання стінових пальників, а при наявності еркера – еркерних. Для врахування теплового ефекту при роботі еркерних і стінових пальників в рівняння теплопровідності для „болота” і шихти відповідно вводиться об'ємно-розподілене теплове джерело  $Q_{нал} = f(r, \varphi, z, \tau)$ .

$$c_{ш}\rho_{ш} \frac{\partial T_{ш}}{\partial \tau} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (\lambda_{ш} r \frac{\partial T_{ш}}{\partial r}) + \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial \varphi} (\lambda_{ш} \frac{\partial T_{ш}}{\partial \varphi}) + \frac{\partial}{\partial z} (\lambda_{ш} \frac{\partial T_{ш}}{\partial z}) + Q_{нал}, Z_{б} < z < Z_{ш}; \quad (1)$$

$$c_{б}\rho_{б} \frac{\partial T_{б}}{\partial \tau} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (\lambda_{б} r \frac{\partial T_{б}}{\partial r}) + \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial \varphi} (\lambda_{б} \frac{\partial T_{б}}{\partial \varphi}) + \frac{\partial}{\partial z} (\lambda_{б} \frac{\partial T_{б}}{\partial z}) + Q_{нал}, 0 < z < Z_{б}; \quad (2)$$

де  $T_{ш} = f(r, \varphi, z, \tau)$  – температура ( $^{\circ}\text{C}$ ) шихти;  $c_{ш} = f(T_{ш})$ ,  $\lambda_{ш} = f(T_{ш})$ ,  $\rho_{ш} = f(T_{ш})$  – масова теплоємність ( $\frac{\text{Дж}}{\text{кг}^{\circ}\text{C}}$ ), коефіцієнт теплопровідності ( $\frac{\text{Вт}}{\text{м}^{\circ}\text{C}}$ ), щільність ( $\frac{\text{кг}}{\text{м}^3}$ ) шихти відповідно;  $r, \varphi, z$  – координати в циліндричній системі координат  $0 < r < R_n$ ;

$0 < \varphi < 2\pi$ ;  $R_n$  – радіус печі;  $T_{\bar{o}} = f(r, \varphi, z, \tau)$  – температура „болота” ( $^{\circ}C$ );  $c_{\bar{o}} = f(T_{\bar{o}})$ ,  $\lambda_{\bar{o}} = f(T_{\bar{o}})$ ,  $\rho_{\bar{o}} = f(T_{\bar{o}})$  – масова теплоємність, коефіцієнт теплопровідності, щільність „болота” відповідно. Зміни теплофізичних властивостей і виділення теплоти фазового переходу в інтервалі температур солідусу ( $T_S$ ) – ліквідусу ( $T_L$ ) визначаються згідно з припущенням про паралельність ліній солідусу та ліквідусу „болота” наступним чином [2]:

$$c_{\bar{o}} = \begin{cases} c_{тв\bar{o}}(T), T < T_S; \\ c_{тв\bar{o}}(T) - \frac{Q}{T_L - T_S}, T_S \leq T < T_L; \\ c_{ж\bar{o}}(T), T \geq T_L; \end{cases} \quad (3)$$

$$\rho_{\bar{o}} = \begin{cases} \rho_{тв\bar{o}}(T), T < T_S; \\ \frac{\rho_{тв\bar{o}} + \rho_{ж\bar{o}}}{2}, T_S \leq T < T_L; \\ \rho_{ж\bar{o}}(T), T \geq T_L; \end{cases} \quad (4)$$

$$\lambda_{\bar{o}} = \begin{cases} \lambda_{тв\bar{o}}(T), T < T_S; \\ \frac{\lambda_{тв\bar{o}} + \lambda_{ж\bar{o}}}{2}, T_S \leq T < T_L; \\ \lambda_{ж\bar{o}}(T), T \geq T_L, \end{cases} \quad (5)$$

де  $c_{тв}$  і  $c_{ж}$  – теплоємності твердої та рідкої фази відповідно,  $Q$  – теплота фазового переходу в інтервалі температур солідусу і ліквідусу  $\left(\frac{Дж}{кг}\right)$ .

Еркерні пальники (рис.1) використовуються для підтримки необхідної температури розплавленого металу і запобігання остигання металу в зоні випускного отвору.

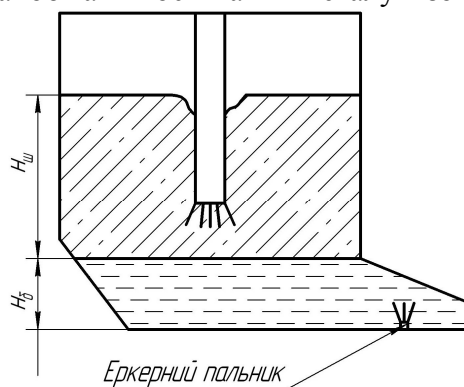


Рисунок 1 – Схема розташування еркерного пальника

Теплову роботу стінових паливно-кисневих пальників можна умовно розділити на два етапи: перший етап – робота пальника в об’ємі нерозплавленої шихти (рис.2, а), другий етап – вільне горіння в робочому просторі ДСП (рис.2, б).

Треба зауважити, що при роботі паливно-кисневих пальників в об’ємі шихтових матеріалів найбільш суттєвим видом теплообміну є конвективний теплообмін між газом, що спалюється, та металошихтою. При чому береться до уваги, що розплавлена шихта видаляється з зони роботи пальника, стікаючи до „болота”, границя опромінення шихти є рухливою. Зміна теплофізичних властивостей шихти враховується за допомогою формул (3-5).



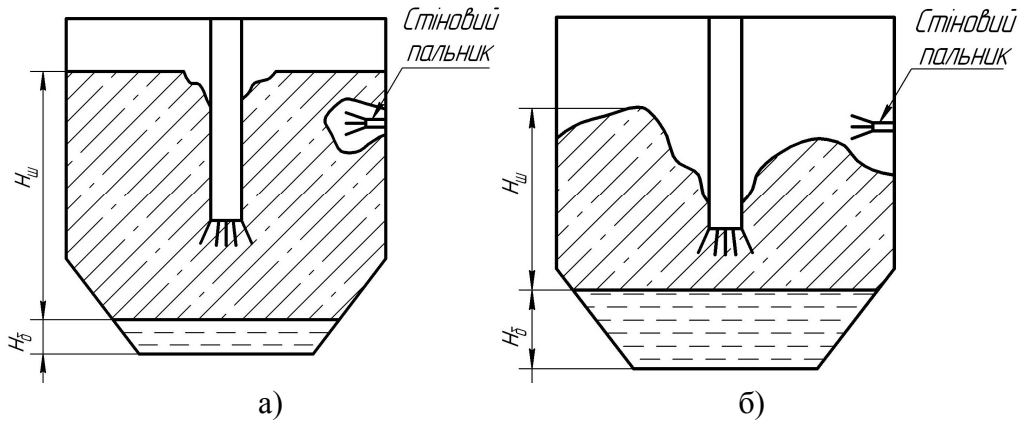


Рисунок 2 – Схема теплової роботи стінового пальника в об'ємі металошихти (а), в робочому просторі ДСП (б)

Конвективний теплообмін між газом, що спалюється і рухається зі швидкістю  $V_{нал}$ , і металошихтою описується рівнянням:

$$c_{нал}\rho_{нал}\left(\frac{\partial T_{нал}}{\partial \tau} + V_{нал}\frac{\partial T_{нал}}{\partial z}\right) = Q_{нал}^{конв}, \quad (6)$$

де  $T_{нал} = f(r, \varphi, z, \tau)$  – температура газу, що спалюється при роботі пальника;  $c_{нал}$  і  $\rho_{нал}$  – відповідно масова теплоємність і щільність газу;  $Q_{нал}^{конв} = f(r, \varphi, z, \tau)$  – теплота спалювання газу пальниками, що описується формулою:

$$Q_{нал}^{конв} = \alpha_V(T_{ш} - T_{нал}), \quad (7)$$

де,  $\alpha_V$  – об'ємний коефіцієнт тепловіддачі  $\left(\frac{Вт}{м^3 K}\right)$ .

У випадку роботи пальника у робочому просторі печі більш значущим є теплообмін випромінюванням. При цьому в радіаційному теплообміні беруть участь поверхні: шихти та футерівки стін, факел пальника та пічний газ, що заповнює вільний простір печі.

Результуюче випромінювання кожного із сірих тіл системи можна розрахувати за допомогою формули

$$Q_k^p = \left[ (1 - A_i)Q_i^p + Q_i^0 \right] \varphi_{i,k} - (1 - A_k)Q_k^p - Q_k^0. \quad (8)$$

Власне випромінювання факелу пальника, що входить до системи, визначається за формулою

$$Q_{гор}^{sunp} = \varepsilon_2 \cdot \sigma_0 \cdot T^4 \cdot F, \quad (9)$$

де  $\varepsilon_2$  – ступінь чорноти продуктів згоряння.

В зоні плями роботи пальника (на рухливій границі зони опромінення) на поверхні шихти задається гранична умова радіаційного теплообміну:

$$-\lambda_{ш}\frac{\partial T_{ш}}{\partial z}\Big|_{z=Z_{i,j,k}(\tau)_n} = \varepsilon_{np1}\sigma_0\left((T_{гор} + 273)^4 - (T_{ш}(z=Z_{i,j,k}(\tau)_n) + 273)^4\right), \quad (10)$$

де  $n=1,2,3$  – номер пальника;  $Z_{i,j,k}(\tau)_n$  – координата поверхні і-тої зони опромінення;

$\varepsilon_{np1}$  – приведена ступінь чорноти системи „шихта – пальник”.

Однак, необхідно підкреслити, що конвективний теплообмін між газом та шихтою і радіаційний теплообмін при роботі пальників не є єдиними, але теплопровідністю при контакті часток між собою, теплопровідністю та випромінюванням при контакті часток між шихтою та стінкою печі можна знехтувати [3], бо їхня часткова доля в загальному тепловому ефекті зневажливо мала.

Загальний тепловий ефект від роботи стінових паливно-кисневих пальників можна визначити за формулою

$$Q_{нал} = n \left( Q_{нал}^{конв} + Q_{нал}^{випр} \right), \quad (11)$$

де  $n$  – кількість пальників, що використовуються при роботі печі.

При чисельному розрахунку динаміки плавлення металошихти з використанням метода кінцевих різниць у тривимірній постановці, розподілення температури в зоні роботи паливно-кисневих пальників набуде вигляд:

$$T_{i,j,k}^{n+1} = \frac{\Delta\tau\lambda}{2c_{i,j,k}\rho_{i,j,k}} \left[ \frac{1}{\Delta r^2} \left( T_{i-1,j,k}^n - \frac{1}{2} T_{i-1,j,k}^n - T_{i,j,k}^n + \frac{1}{2} T_{i,j,k}^n \right) + \frac{\alpha_V \left( i + \frac{1}{2} \right)}{\Delta r \lambda} (T_{нал} - T_{i,j,k}^n) + \frac{1}{i \Delta \varphi^2 \Delta r^2} (B) + \frac{i}{\Delta z^2} (C) + T_{i,j,k}^n \right] + \frac{\varepsilon_{np} \sigma_0 i}{\Delta z \lambda} \left( (T_{нал} + 273)^4 - (T_{i,j,k}^n + 273)^4 \right), \quad (12)$$

де  $\Delta r$ ,  $\Delta z$ ,  $\Delta \varphi$  – крок розбивки сітки в радіальному, аксіальному і кутовому напрямках відповідно,  $\lambda$  – середній коефіцієнт теплопровідності для розрахункової чарунки,  $T_{i,j,k}^n$  – температура  $i,j,k$ -чарунки на  $n$ -тому часовому шарі,  $B = T_{i,j-1,k}^n - 2T_{i,j,k}^n + T_{i,j+1,k}^n$ ,  $C = T_{i,j,k-1}^n - 2T_{i,j,k}^n + T_{i,j,k+1}^n$ .

**Висновки.** Використання паливнокисневих пальників при роботі ДСП суттєво впливає на динаміку плавлення шихтових матеріалів [4], тому розробка комплексної моделі теплової роботи дугової печі неможлива без врахування теплоти спалювання газу в пальникові. Наведена математична модель теплової роботи пальників може бути використана при моделюванні процесів, що протікають під час роботи ДСП, при створенні універсального алгоритму для розрахунку динаміки плавлення металошихти в печах різних об'ємів, а також при розробці ефективних енергозберігаючих режимів роботи пальників і дугових печей в цілому.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Егоров А.В. Расчет мощности и параметров электроплавильных печей. – М.: МИСИС. – 2000. – 271с.
2. Розенгарт Ю.И., Потапов Б.Б., Ольшанский В.М., Бородулин А.В. Теплообмен и тепловые режимы в промышленных печах. – Донецк: Вища шк. Головное изд-во. – 1986. – 296с.
3. Ревун М.П. и др. Высокотемпературные теплотехнологические процессы и установки в металлургии. – Запорожье: ЗГИА. – 2002. – 443с.
4. Яловая Е.Н., Павлюченков И.О. Разработка математической модели процесса расплавления шихты в современной электродуговой печи// Научно-практический журнал «Новини науки Придніпров'я». – 2008. – №1-2. – С.41-43.

УДК 621.039.54:539.371

МАКСИМКИН О.П., д.ф-м.н., зав лабораторией  
НАЛТАЕВ А, \* старший преподаватель  
БЕРДАЛИЕВ Д.Т., \*\* преподаватель  
РАХАШЕВ Б.К., \*\* старший преподаватель

Институт ядерной физики

\*Южно-Казахстанский Государственный Университет им. М.О.Ауэзова

\*\*Международный Казахско-Турецкий университет им. Х.А.Ясави, г.Шымкент, РК

## ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНЫХ ЭЛЕКТРОННЫХ ПУЧКОВ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И МАРТЕНСИТНОЕ $\gamma \rightarrow \alpha$ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СТАЛИ 12X18N10T

*В работе приводятся некоторые результаты исследований изменений механических и магнитных свойств нержавеющей стали, облученной импульсным электронным пучком.*

*In activity some outcomes of researches of changes mechanical and magnetic properties of a stainless steel irradiated with a pulse beam coupling are resulted.*

**Введение.** Импульсные электронные пучки (ИЭП) с плотностями мощности в диапазоне  $10^7 \div 10^{10}$  Вт/см<sup>2</sup> успешно используются для поверхностной или объемной обработки металлических материалов. Это связано с возможностью осуществления уникальных параметров термического воздействия при импульсном облучении. Так, при длительности импульса плазмы или электронов порядка десятков наносекунд удельная мощность воздействующего на материал потока энергии может достигать величин  $10^{12} \div 10^{13}$  Вт/см<sup>2</sup>, а скорость нагрева материала мишени –  $10^{12}$  град/с при последующем охлаждении со скоростями до  $10^6$  град/с. Такие режимы обработки позволяют получать высокую твердость, износостойкость, коррозионную стойкость приповерхностных слоев материалов. При удельной мощности выше некоторого порогового значения может наблюдаться генерация ударных волн, способных изменять свойства материала на значительной глубине. В этом случае при облучении сложнoleгированных сплавов могут протекать фазово-структурные превращения, в значительной степени влияющие на модификацию свойств материалов. Например, в работах [1-3] показано, что при облучении образцов стали 12X18N10T импульсными (100 нс) потоками электронов с энергиями 200-540 кэВ и плотностью мощности  $5 \cdot 10^8$  Вт/см<sup>2</sup> согласно ПЭМ-исследованиям в материале образуется развитая дислокационная ячеистая структура, а также преципитаты мартенситной  $\alpha$ -фазы и более крупных ее образований в местах тройных стыков дислокационных стенок ячеек.

Несмотря на перспективность использования ИЭП для создания новых упрочняющих технологий, закономерности и механизмы изменения структуры и свойств облученных металлов и сплавов к настоящему времени изучены недостаточно полно. Между тем подобные результаты были бы весьма полезны, например, при прогнозировании поведения материалов первой стенки, ее защиты и дивертора термоядерных установок при срыве плазмы.

**Постановка задачи.** Исследование изменений механических и магнитных свойств нержавеющей стали 12X18N10T – конструкционного материала строящегося в г.Курчатове казахстанского токамака материаловедческого (КТМ) – под воздействием импульсного электронного облучения.

**Результаты работы. Методы исследования.** Исследовали аустенитную нержавеющую сталь 12X18N10T. Исходный материал был в виде прокатанных листов тол-

щиной 03 мм. Из них с помощью специально разработанного штампа изготавливали образцы для механических испытаний в виде двойной лопатки с размерами в рабочей части 10x3,5 мм. После штамповки плоские образцы подвергали аустенизирующему отжигу (1050° 30 мин) с последующим охлаждением в воду. В результате средний размер зерна составлял 50 мкм. Часть термообработанных образцов облучали на ускорителе «Кальмар» [4] с двух сторон импульсным ( $\tau=100$  нс) пучком электронов, характерные параметры которого ( $E$  – энергия частиц,  $j$  – мощность пучка и  $q$  – плотность мощности в пучке) приведены в табл.1. Другую часть термообработанных образцов стали 12X18H10T облучали на импульсном ускорителе «Нептун» [5]. Для избежания сварки с подложкой образцы во время облучения находились в подвешенном состоянии. При этом образец № 7 облучали только с одной стороны ( $E=400$  кэВ), № 8 – с двух сторон, а образец № 9 – с одной стороны, по два раза. Образцы № 4 и 6 использовали в качестве контрольных. Измерения показали, что в области воздействия пучка электронов (ускоритель «Нептун») равномерно по всей рабочей части уменьшается толщина образца (с 300 мкм до 266 мкм).

Исходные и облученные образцы деформировали при комнатной температуре на универсальной испытательной машине «Инстрон-1195» со скоростью растяжения 0,5 мм/мин. В процессе растяжения образцов с помощью ферроизмерителя F-1053 регистрировали момент образования, а также процессы накопления и распределения магнитной мартенситной  $\alpha'$ -фазы по рабочей части деформируемого образца.

**Облучение на ускорителе «Кальмар».** Прежде всего отметим, что электронное облучение больших плоских поверхностей с двух сторон по режиму  $E_{cp} = 410$  кэВ,  $q_{cp} = 2,6 \cdot 10^{10}$  Вт/см<sup>2</sup> привело к разрушению и частичному расплавлению образца № 3. В этой связи в дальнейшем исследовали только образцы, облученные в условиях щадящего режима, когда обработка не сказывалась на их внешнем виде.

На рис.1 приведены типичные машинные диаграммы растяжения в координатах «нагрузка  $F$  – удлинение  $\Delta l$ » и кривые накопления ферромагнитной фазы « $M_f - \Delta l$ ».

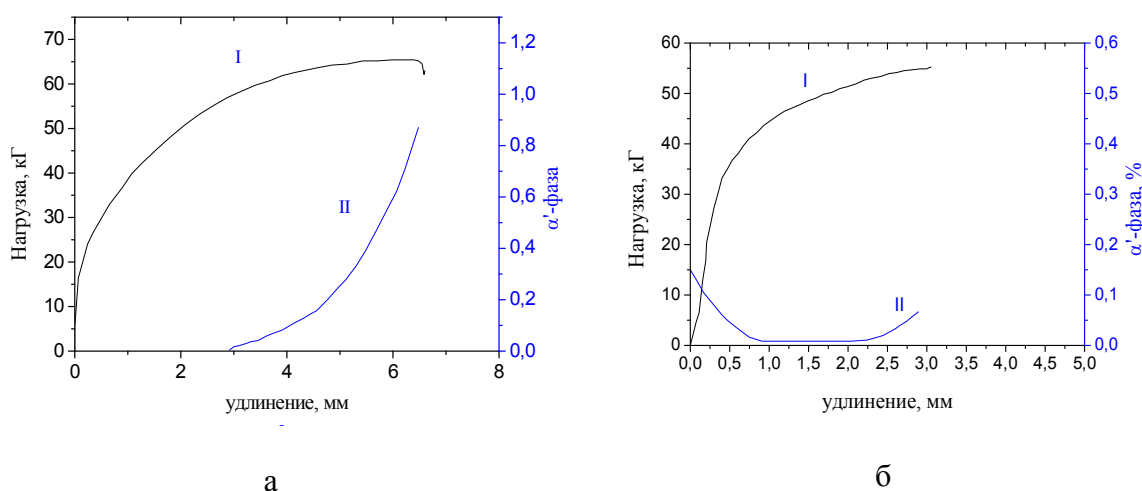


Рисунок 1 – Инженерные диаграммы растяжения (I) и кривые образования  $\alpha$ -фазы (II) для образцов стали 12X18H10T: а) необлученного; б) облученного (№ 1) ( $E= 180$  кэВ,  $q=3,6 \cdot 10^8$  Вт/см<sup>2</sup>) на ускорителе «Кальмар»

Машинные диаграммы «нагрузка – удлинение» переводили в координаты «напряжение ( $\sigma$ ) – деформация ( $\varepsilon=\ln(1+\delta)$ )» и обрабатывали с целью описания их аналитическими выражениями. Установлено, что наиболее приемлемым для этой цели оказалось уравнение Холломона  $\sigma = C \cdot \varepsilon^n$ . Найденные экспериментальные значения  $n$  также

приведены в таблицах. Видно, что электронное облучение, особенно на «Кальмаре», приводит к некоторому разупрочнению стали (снижению  $n$ ). В то же время обращает на себя внимание тот факт, что с ростом интенсивности облучения показатель деформационного упрочнения стали  $n$  увеличивается. Результаты обработки данных механических испытаний приведены в табл. 1. Из табл.1 видно, что по отношению к исходному состоянию облученная сталь становится прочнее (максимальный эффект упрочнения по пределу текучести составил 164%), но в то же время электронное воздействие привело к снижению пластичных свойств стали. Причем эффект уменьшения общего удлинения тем больше, чем больше значения  $E$  и  $q$ .

В результате изучения изменений магнитных свойств образцов необлученной и облученной стали установлено, что после электронного воздействия в парамагнитной аустенитной матрице образуются ферромагнитные области, вероятнее всего, связанные с мартенситной  $\alpha$ -фазой.

Таблица 1 – Результаты механических и магнитных испытаний нержавеющей стали 12X18H10T до и после электронного воздействия на ускорителе «Кальмар»

№ обр	$E$ , кэВ	$j$ , $\frac{kA}{cm^2}$	$q$ , $\frac{Bm}{cm^2}$	$\sigma_{0,2}$ , кг/мм <sup>2</sup>	$\sigma_b$ , кг/мм <sup>2</sup>	$\delta_p$ , %	$\delta$	$\sigma_{кр}$ , кг/мм <sup>2</sup>	$\delta_{кр}$	$n$
1	150 180	4 2	$6 \cdot 10^8$ $3,6 \cdot 10^8$	36,0	59,8	31	60	56,0	20,5	0,17
9	225 300	12 18	$2,7 \cdot 10^9$ $5,4 \cdot 10^9$	35,0	61,0	22,5	72	53,0	11	0,16
7	300 300	13 15	$3,9 \cdot 10^9$ $4,5 \cdot 10^9$	49,0	54,0	2	2	50,0	1	0,25
3	300 520	84 52	$2,5 \cdot 10^{10}$ $2,7 \cdot 10^{10}$	Образец разрушился			-			
4	Необлученный			18,5	61,0	73,0	79	55,0	17,5	0,37

Установлено также, что в результате облучения увеличивается критическое напряжение течения ( $\sigma_{ср}$ ), при котором в деформируемой пробе регистрируется зарождение ферромагнитной  $\alpha$ -фазы. При этом кинетика накопления  $\alpha'$ -фазы интенсифицируется, что в конечном счете приводит к росту суммарного количества  $\alpha'$ -мартенсита в образце. Например, в образце № 7 количество ферромагнитной составляющей было в 8 раз больше, чем в необлученном деформируемом образце.

**Облучение на ускорителе «Нептун».** В отличие от облучения на «Кальмаре» поверхность стальных образцов в случае их облучения на ускорителе «Нептун» была неоплавленной и практически не отличалась от поверхности исходной стали.

После облучения в образце № 8 было зарегистрировано наличие ферромагнитной фазы. На рис.2 представлены машинные диаграммы растяжения, обработка которых позволила определить характеристики прочности и пластичности нержавеющей стали, приведенные в табл.2.

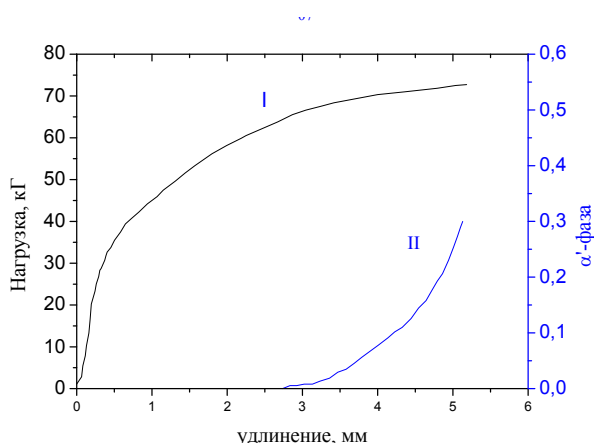


Рисунок 2 – Инженерная диаграмма растяжения (I) и кривая образования  $\alpha'$ -фазы (II) для образца стали 12X18H10T (№ 07), облученного на ускорителе «Нептун» ( $E=700$  кэВ,  $q=5 \cdot 10^8$  Вт/см<sup>2</sup>)

Таблица 2 – Механические свойства образцов стали 12X18H10T, облученных импульсным пучком электронов ускорителя «Нептун» (200÷540 кэВ,  $q = 5 \cdot 10^8$  Вт/см<sup>2</sup>)

№ образца	$\sigma_{0,2}$ , кг/мм <sup>2</sup>	$\sigma_b$ , кг/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %	$\delta_{кр}$ , %	$\sigma_{кр}$ , кг/мм <sup>2</sup>	$n$
7	33	67	51,5	24,5	59,0	0,28
8	26,5	64,5	56,5	26	57,5	0,34
9	27,6	66	60	15	58,3	0,31
Необл. 06	21	70	62	30	-	0,33

Установлено, что наибольший эффект упрочнения получен после одиночного электронного удара, тогда как во время второго и последующих ударов возможен отжиг дефектов, созданных предшествующим облучением. По этой же причине, вероятно, пластичность облученной стали сохраняется на достаточно высоком уровне.

Установлено, что в зависимости от набора энергетических параметров пучка импульсных электронов ( $E, q$ ) кривые образования и накопления индуцированного деформацией  $\alpha$ -мартенсита можно схематично представить следующим образом (табл.3, кривые «а», «б», «в»).

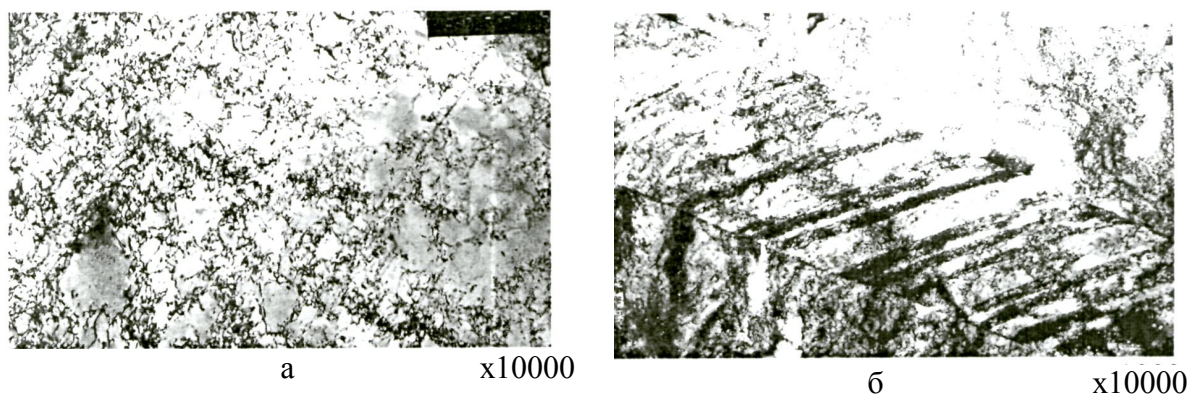
Таблица 3 – Виды кривых, описывающих мартенситное превращение при деформации образцов стали 12X18H10T, облученных импульсными электронами

Ускоритель «Кальмар»				Ускоритель «Нептун»			
Номер образца	$E$ , кэВ	$q$ , Вт/см <sup>2</sup>	Вид кривой, « $M_f - \delta$ »	Номер образца	$E$ , кэВ	$q$ , Вт/см <sup>2</sup>	Вид кривой, « $M_f - \delta$ »
1	150 180	$5 \cdot 10^8$	а	02	400	$5 \cdot 10^8$	а
9	225 300	$4 \cdot 10^9$	б	03	500	$5 \cdot 10^8$	б
7	300 300	$4,5 \cdot 10^9$	в	07	700	$5 \cdot 10^8$	в

**Вид «а».** В этом случае ферромагнитная фаза образовалась в стали в результате облучения. В процессе растяжения облученного образца ее количество ( $M_f$ ) сначала уменьшалось, а по достижению некоторых значений  $\delta_{кр}$  и  $\sigma_{кр}$  величина  $M_f$  стала возрастать. Это явление можно объяснить, если предположить, как это сделано в [6], что ударное нагружение приводит к сложно-напряженному состоянию, которое, в основном, описывается как гидростатическое сжатие. При приложении внешних растягивающих напряжений количество мартенсита, образовавшегося под действием напряжений сжатия, уменьшается. Образцы очень пластичны, т.к. «мартенсит растяжения» распределяется более равномерно, чем «мартенсит сжатия».

**Вид «б».** То же, что и в случае «а». Однако количество ферромагнитной фазы несколько меньше. «Вялая» кинетика образования  $\alpha'$ -фазы приводит к низкой пластичности.

**Вид «в».** Непосредственно после облучения намагниченность не регистрировалась. При растяжении образуется и накапливается мартенсит деформации. По-видимому, при данных параметрах импульсного электронного облучения в результате прямого  $\gamma \rightarrow \alpha$  и обратного  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения образуется фазонаклепанный аустенит, т.к. образцы в этом случае самые прочные. ПЭМ-исследования облученных стальных образцов позволили обнаружить в них ячеистую дислокационную структуру (рис.3, а), а также содержащие мартенситную  $\alpha$ -фазу области материала, которых до облучения в структуре стали не было.



- а) ячеистая дислокационная структура стали 12X18H10T, облученной импульсными электронами;  
 б) колонии пластин  $\alpha'$ -мартенсита в стали 12X18H10T, облученной импульсными электронами

Рисунок 3

Полученные результаты можно объяснить следующим образом. Согласно [6] имеются два основных эффекта облучения импульсными электронами: механический удар и термическое воздействие – увеличение температуры при адиабатическом нагреве вследствие превращения кинетической энергии в тепловую. В случае «а» превалирует первый из них, а в случае «в» – второй – термический эффект, который приводит к отжигу последствия механического удара. Случай «б» – промежуточный.

При облучении, характеризующемся малыми значениями энергий  $E$  и плотности мощности  $q$ , преобладает эффект от ударной волны: в образце возникают преимущественно области сжатия, а в них – « $\alpha$ -мартенсит сжатия». В ходе растяжения сжатые области, а вместе с ними и образовавшаяся  $\alpha'$ -фаза исчезают на начальном этапе, а затем, при дальнейшем деформировании, появляется и накапливается «мартенсит растяжения».

В случае больших  $E$  и больших  $q$  преобладает термоэффект из-за адиабатического нагрева. В результате структура стали, образовавшаяся от воздействия ударной



волны, отжигается на большую глубину, и  $\alpha'$ -фаза исчезает, но в итоге образуется наклепанный аустенит, в котором  $\alpha'$ -фаза при растяжении образуется несколько раньше по деформации (т.к. материал в этом случае обладает дополнительной запасенной энергией), чем в аустенизированной стали или при практически неизменных  $\epsilon_{кр}$  и  $\sigma_{кр}$  в зависимости от величины термоэффекта.

О том, что соблюдается именно такая последовательность – сначала упругая механическая волна, а потом тепловой разогрев – свидетельствует, например, тот факт, что образец № 3 разрушился непосредственно под воздействием электронного пучка и в нем оказалось самое большое количество  $\alpha'$ -фазы. По-видимому, она не успела отжечься, т.к. нарушилась теплопроводность образца в результате его разрушения.

Предполагая, что кривые « $M_\phi - \epsilon$ » описываются степенными функциями типа  $M_\phi = A\epsilon^B$ , их перестраивали в логарифмических координатах и находили параметр B, характеризующий согласно [7] автокаталитичность процесса  $\gamma \rightarrow \alpha$  перехода. Оказалось, что для двух рассмотренных случаев (образец № 7, облученный в «Нептуне», и образец № 1, облученный в «Кальмаре») процессы перехода носят двухстадийный характер и значения B соответственно равны:  $B_1 = 0,66$ ,  $B_2 = 2$  и  $B_1 = 1,2$ ,  $B_2 = 0,6$  (рис.4).

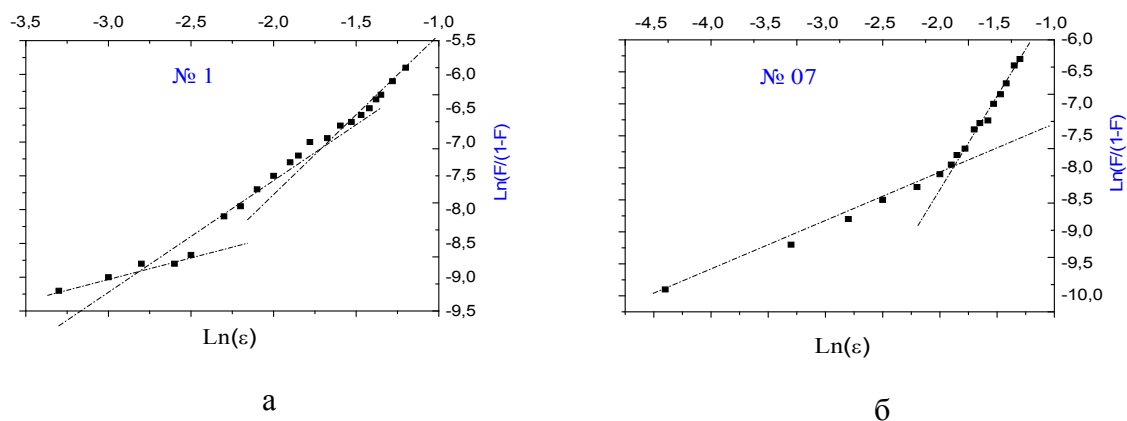


Рисунок 4 – Кинетические кривые образования и развития  $\alpha'$ -фазы при деформации образцов стали 12X18H10T, облученных на ускорителях «Кальмар» (а) и «Нептун» (б)

**Выводы.** На основании полученных результатов можно заключить следующее:

- облучение импульсными электронами в отдельных случаях (при  $E=150-300$  кэВ,  $q=5 \cdot 10^8 \div 4 \cdot 10^9$  Вт/см<sup>2</sup>) приводит к образованию мартенситной  $\alpha'$ -фазы (без дополнительной деформации);
- для упрочнения аустенитной стали 12X18H10T с сохранением достаточно высокой пластичности целесообразно облучать ее импульсными электронами с энергией  $\sim 200$  кэВ и значениями плотности мощности не выше  $10^9$  Вт/см<sup>2</sup>.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Ждан Г.Т., Кадыров Х.Г., Максимкин О.П., Панасевич С.В. Изменение структуры и механических свойств стали 12X18H10T, облученной мощными импульсными пучками электронов// Известия МН и ВО РК, НАН РК, сер.: физико-математическая. – 1999. – № 2. – С.47-54.
2. Максимкин О.П., Кадыров Х.Г., Цай К.В., Щербинина Н.В. Электронно-микроскопическое изучение мартенситных превращений в облученной электронами стали 12X18H10T// Известия НАН РК, сер.: физико-математическая. – 2003. – № 6. – С.9-13.



3. Максимкин О.П., Кадыров Х.Г., Цай К.В., Щербинина Н.В. Дефектная структура стали 12X18H10T, подвергнутой облучению импульсными электронными потоками и деформированию// ФММ. – 2004. – т.97, № 4. – С.1-7.
4. Демидов Б.А., Ивкин М.В., Петров В.А., Фанченко С.Д. Импульсный ускоритель «Кальмар-1» с плотностью мощности РЭП до  $5 \cdot 10^{12}$  Вт/см<sup>2</sup>// Атомная энергия, т.46, вып. 2. – 1979. – С.100-104.
5. Байгарин К.А., Уруцкоев Л.И., Даугова Л.М., Верменичев Б.М., Кадыров Х.Г., Кусаинов С.К. Модернизированный импульсный электронный ускоритель «Нептун»// Известия НАН РК, сер.: физико-математическая. – 1992. – № 6. – С.79-80.
6. Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов. Сборник под редакцией Мейерса М.А. и Мурра Л.Е. – Москва: Металлургия. – 511с.
7. Ludwigson D.C., Berger J.A. Plastic Behaviour of Metastable Austenitic Stainless Steels. // Journal of the Iron and Steel Inst., 207, 1, 1969. – P.63.

УДК 621.791.92:669.018.2

МІЛЮТИН В.М., к.т.н., професор  
ДОВГОПОЛА Є.О., магістр  
РОЗДОБУДЬКО Е.В., к.е.н., ст. викладач

Дніпродзержинський державний технічний університет

### КАВИТАЦІЙНО-КОРОЗИЙНА СТІЙКІСТЬ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ УСТАНОВКИ СИНТЕЗУ КАРБАМІДУ

*Розглянуто доцільність використання в зварних конструкціях установки синтезу карбаміду сталі 2RE69 (25.22.2) замість 03X17H14M3 для підвищення техніко-економічних і експлуатаційних показників.*

*Рассмотрена целесообразность использования в сварных конструкциях установки синтеза карбамида стали 2RE69 (25.22.2) вместо 03X17H14M3 для повышения технико-экономических и эксплуатационных показателей.*

*In the article expedience of the use is considered in the weldments of setting of synthesis of carbamidum steel 2RE69 (25.22.2) became in place of 03X17H14M3 for the increase of technical-economical and operating indexes.*

**Вступ.** Висока експлуатаційна надійність і довговічність обладнання хімічного машинобудування з високолегованих сталей й сплавів досягається завдяки корозійній стійкості, технологічній і конструкційній міцності зварних конструкцій.

Обладнання для синтезу карбаміду і аміаку виготовляється з корозійностійкої вітчизняної сталі 03X17H14M3 „карбамідної якості”, але конструкції, зварні вузли і деталі з цієї сталі вже не забезпечують необхідні техніко-експлуатаційні і економічні показники в умовах зростаючої конкуренції, і тому широке використання знаходить обладнання, виготовлене з імпортних сталей марок 2RE69 (25-22-2, Sandvik-Швеція), WNr1.4435, ФРН), 316L, X2CrNiMo („AISI/SAE” США) X2CrNiMo (25-22-2, Dalmino, Італія) і інших фірм з високими техніко-експлуатаційними і економічними показниками. Ці сталі відносно дорогі, але зниження простою обладнання компенсує витрати на їх придбання.

В роботі визначалася доцільність заміни в зварних конструкціях установки синтезу карбаміду сталі марки 03X17H14M3 на сталь 2RE69(25-22-2) для отримання рівномірного з основним металом зварного з'єднання і корозією по тесту Хью (Huey)  $\leq 0.60$  мм/рік.

**Постановка задачі.** Високоєфективне мінеральне добриво – карбамід – отримують синтетичним шляхом з рідкого аміаку і діоксиду вуглецю. Колона синтезу для виробництва карбаміду працює в корозійному середовищі під високими тиском 13,4-14,4 МПа при температурі 180-185°C, що потребує використання спеціальних корозійностійких металів і сплавів.

Корозійну стійкість обладнання визначають в основному наступні чинники [1, 2]:

- матеріали, з яких виготовлено обладнання;
- умови експлуатації (параметри технологічного процесу, корозійне середовище).
- способи і технологія зварювання обладнання;
- властивість і якість основного та присадкового зварювального матеріалу;
- конструкція зварних вузлів і деталей.

Для визначення цих чинників були проведені дослідження по встановленню впливу на корозійну стійкість зварних з'єднань обладнання погонної енергії зварювання, еквівалентів хрому і нікелю, вмісту  $\delta$ -фериту, молібдену та терміну експлуатації для отримання високих техніко-економічних і експлуатаційних показників.

**Результати роботи.** Дослідження проводилися на спеціальному зварювальному стенді з основним металом – сталями 03X17H14M3 і 2RE69, хімічний склад, механічні властивості і корозійна стійкість яких наведено у табл.1-3.

Таблиця 1 – Хімічний склад сталей (масова частка, %)

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	N	S	P
не більше							не більше	
Сталь 03X17H14M3 (ТУ 14-1-2134-77)								
0,03	0,4	1-2	16-18	13-15	2,5-3,1	-	0,02	0,035
2RE69 (X1CrNiMoN (25-22-2) – „Sandvik”, Швеція)								
0,02	0,4	1,5-2	24,5-25,5	21,5-22,5	1,9-2,3	0,1-0,14	0,015	0,020

Таблиця 2 – Механічні властивості сталей

Марка сталі	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\delta_{0,5}$	KCU <sub>+20</sub> , Дж/см <sup>2</sup>
03X17H14M3(3R30)	220	515-690	45	50
2RE69 (25-22-2)	255	540-740	40	60

Таблиця 3 – Корозійна стійкість сталей

Марка сталі	$\delta$ -ферит, %	Ni <sub>екв</sub> , %	Cr <sub>екв</sub> , %	Глибини корозії, h, мм/рік	Масова швидкість, g, г/(м <sup>2</sup> · рік)
03X17H14M3	2-6	15.24	24.22	0.45	0,40
2RE69 (25-22-2)	0-2	20.30	27.70	$\leq 0.28$	$\leq 0.25$

Схильність сталей 03X17H14M3 і 2RE69 до виникнення холодних тріщин оцінювалась по  $C_{екв}$  згідно зі стандартом WES 135 ЯТЗ і ГОСТ 27772-88 [3].

Еквівалент вуглецю для цих сталей становить відповідно  $C_{екв} = 4.77$  і  $6.40 > 0.35-0.60$ . Сталі належать до 2 групи – з обмеженою зварюваністю і здатністю до виникнення холодних тріщин.

Схильність сталей 03X17H14M3 і 2RE69 до виникнення гарячих тріщин оцінювалася по рівнянню з роботи [3].

Відповідно значення  $Cr / Ni = 4.51$  і  $3.81 > 1.5$  при  $P + S = 0.055 > (0.02-0.035)$  і  $P + S \geq 0,035 \geq (0.02-0.035)$ . Ці сталі схильні до виникнення гарячих тріщин.

По здатності до термічного різання сталі 03X17H14M3 і 2RE69 мають обмеження тому, що відповідно  $C_{екв} = 12.55\%$  і  $14.62\% > 0.6\%$

Значення еквівалентів нікелю і хрому для сталі 03X17H14M3 становить  $Ni_{екв} = 15.5\%$ ,  $Cr_{екв} = 20.4\%$  і запас аустенітності  $\%Ni / \%Cr = 0.76$ , а для сталі 2RE69  $Ni_{екв} = 26.22\%$ ,  $Cr_{екв} = 27.70\%$  і запас аустенітності  $\%Ni / \%Cr = 0.95$ . У сталей малий запас аустенітності -  $\%Ni / \%Cr \leq 1$  [2]. Мікроструктура сталей – мікрокристалічна аустенітна з  $\delta$ -феритом.

Стикові зразки для дослідів зі сталі 03X17H14M3 і 2RE69 розміром 50x50x25 мм вирізалися механічним шляхом. Ручне зварювання зразків виконувалося за допомогою пересувного інверторного апарату PICOTIG 140 DC в аргоні вищого сорту ГОСТ 10157-79 і покритими електродами. Для порівняння використовувалися як нові зварені зразки, так і зразки з обладнання, що експлуатувалося від 1 до 15 років. Схема виготовлення і зварювання зразків наведена на рис. 1.

Кожна серія дослідів складалась з 3-4 зварних зразків, а оцінка стійкості проти корозії визначалась гравіметричним методом з похибкою  $1 \cdot 10^{-4}$  г, а також заміром товщини зварних зразків до і після тесту Хью ультразвуковим товщиноміром ТУЗ-2.

Для зварювання зразків металу використовувалися прутки і електроди UTP 2522Mo  $\varnothing 3.20 \times 350$  мм, а для заміни – прутки та електроди з такими ж якостями марки HERMANIT класифікації EN12072:G(W)25.22.2Nz і EN1600:E25.22.2NLB42.

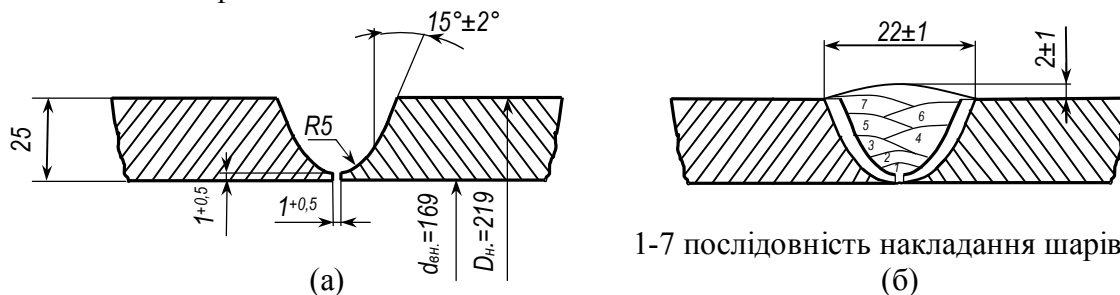


Рисунок 1 - Схема зразка (а) і послідовність накладання швів (б)

Зварювання зразків зі сталі 03X17H14M3 виконувалося прутками і електродами марки THERMANIT 19/15H, а сталі 2RE69 – THERMANIT 25/22H. Розмір прутків –  $\varnothing 2.4$  мм і  $l = 1000$  мм, а електродів –  $\varnothing 3.2$  мм і  $l = 350$  мм.

Головне їх застосування – в установках синтезу аміаку та виробництві азотної кислоти. Вони мають добру стійкість до МКК, рівномірної корозії і до Wet-корозії при  $t < 350^\circ\text{C}$ . Масова швидкість корозії по тесту Хью  $< 0,25 \text{ г}/(\text{м}^2 \cdot \text{рік})$ .

Корозійні іспити зразків виконувалися по тесту Хью (Huey) – кип'ятіння зразків в 65% розчині  $\text{HNO}_3$  на протязі 5 періодів по 48 год. кожний.

Параметри режимів зварювання наведено в табл.4.

Таблиця 4 – Специфікація і параметри режимів зварювання

Прохід	Спосіб зварювання	Присадка, d, мм	$I_{зв.}, \text{A}$	$U_{д.}, \text{B}$	Рід струму, полярність	$V_{зв.}, \text{см}/$
1, 2 - кореневий	Ручне, Аг-дугове	2.4	80-90	16-18	Пост., пряма, DC -	9-10
Заповнюючий і облицювальний	Ручне, покритими елек-ми	3.2	90-110	24-26	Пост., зворотна, DC+	11-12

Залежність межі міцності нових зразків зварних з'єднань і технологічного обладнання, яке експлуатується в реальних умовах у корозійному середовищі, наведена на рис.2.

Дані рис.2 показують, що сталь 2RE69 має на 17.36% вищу межу міцності, ніж інші сталі через 12-15 років експлуатації.

Макроструктура зварних зразків зі сталей 03X17H14M3 і 2RE69 показує, що міжкристалічна корозія (МКК) сталі 2RE69 менша (рис.3).

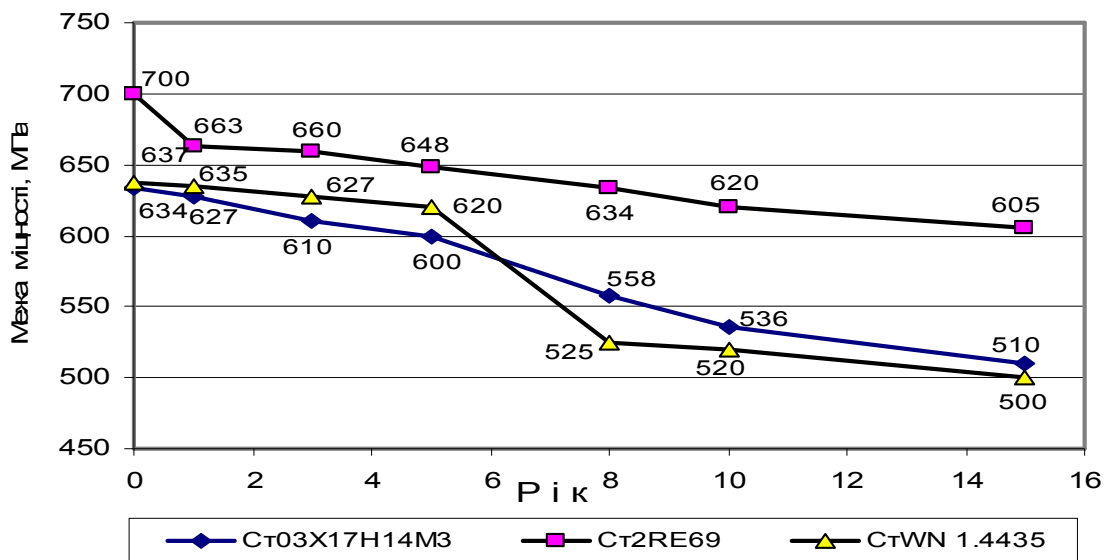
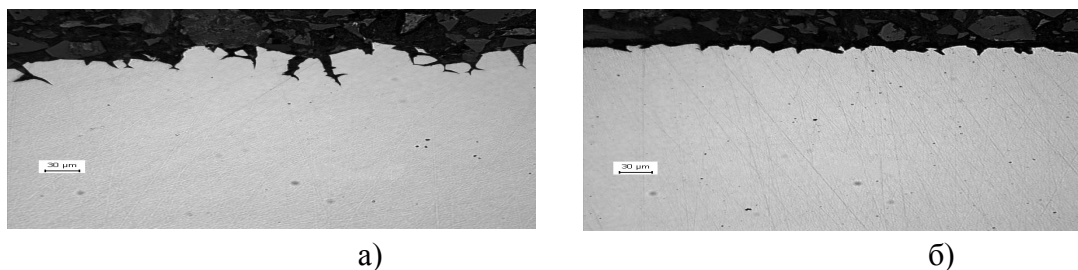


Рисунок 2 – Залежність межі міцності від строку експлуатації технологічного обладнання



а) сталь 03X17H14M3; б) сталь 2RE69  
Рисунок 3 – Міжкристалічна корозія зразків сталі x200

Залежність корозійної стійкості зразків зварних з'єднань зі сталей 03X17H14M3 та 2RE69 від вмісту δ-фериту показана на рис.4, 5, що також відмічається в роботі [4].

Рис.4, 5 показують, що при вмісті δ-фериту 2% сталь 03X17H14M3 має мінімальну глибину корозії  $h = 0.20$ , а сталь і 2RE69 – 0.09 мм і її стійкість на 55% більша.

Зміна глибини корозії виробничих зварних зразків зі стиків трубопроводу діаметром 219 мм і товщиною стінки 25 мм зі сталей 03X17H14M3 і WNr.1.4435, які були у експлуатації з 1992 до 2004 року, та після заміни їх на сталь 2RE69 наведена на рис.6.

З даних рис.4 видно, що сталь 2RE69 на найбільш критичних стиках трубопроводу має корозійну стійкість вищу, ніж сталі 03X17H14M3 і WNr 1.4435.

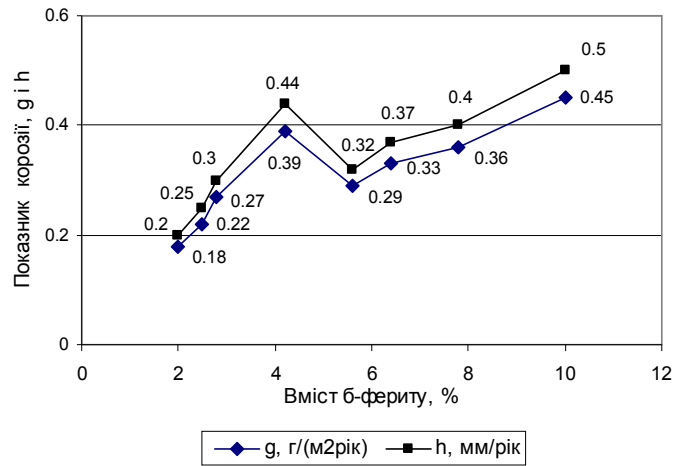


Рисунок 4 – Корозійна стійкість сталі 03X17H14M3

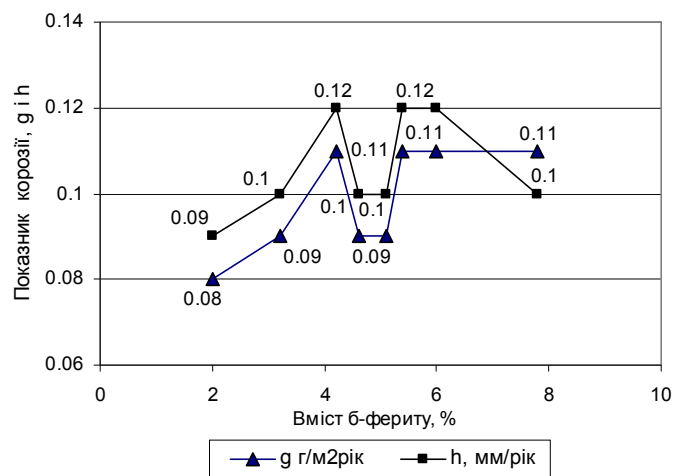


Рисунок 5 – Корозійна стійкість сталі 2RE69 (25-22-2)

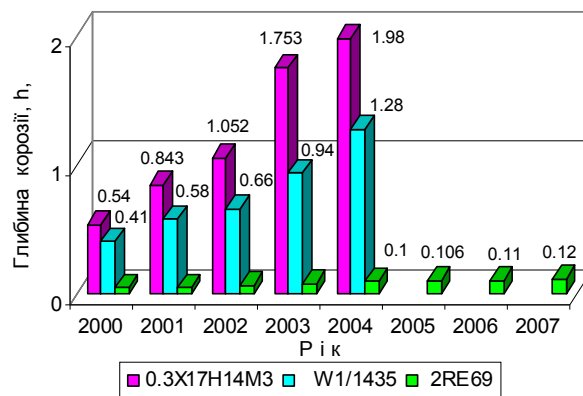


Рисунок 6 – Залежність глибини корозії від терміну експлуатації трубопроводу

За допомогою методу планування експерименту і регресійного аналізу результатів досліджень, який проводився в системі STATISTICA, були отримані математичні моделі впливу на корозійну стійкість сталей 03X17H14M3 і 2RE69 погонної енергії зварювання, еквівалентів  $Cr_{екв.}$  і  $Ni_{екв.}$  та масового вмісту δ-фериту і Mo, які наведені в табл.5.

$$h_{HNO_3} = f(q_n, Cr_{екв.}, Ni_{екв.}, \delta\text{-ферит}, Mo).$$

Таблиця 5 – Залежність корозії від незалежних чинників

Сталь 03X17H14M3	Сталь 2RE69
$h = 0.34550 - 0.0577q_n$	$h = 0.10317 - 0.3E-3q_n$
$h = 0,36553 + 0.0,0054(\delta-\Phi)$	$h = 0.10425 - 0.6E-3((\delta-\Phi))$
$h = 0.37213 - 0.0017Cr$	$h = 0.10505 - 0.2E-3Cr$
$h = 0,34483 + 0.88E-3Ni$	$h = 0.10556 - 0.3E-3Ni$
$h = 0.35211 + 0.59E-3Mo$	$h = 0.110208 - 0.32E-3Mo$

У якості математичної моделі був використаний поліном другого ступеня. Розрахунок коефіцієнтів регресії і значень функцій відгуку виконувався з ПФЕ по РЦКП типу  $N = 2^{5-1}$ , з 1/2 реплікою і визначальним контрастом  $1 = x_1x_2x_3x_4x_5$  [5].

В результаті математичного аналізу були отримані регресійні рівняння залежності корозійної стійкості сталей 03X17H14M3 і 2RE69 від погонної енергії зварювання, еквівалентів  $Cr_{екв}$ ,  $Ni_{екв}$ , вмісту  $\delta$ -фериту і молібдену.

Сталь 03X17H14M3 – глибина корозії:

$$h_{HNO_3} = 0.35052 - 0.02954q_n + 0.05704(\delta-\Phi) - 0.00793Cr + 0.01217Ni - 0.1118Mo + 0.01283q_n(\delta-\Phi) - 0.00182q_nCr - 0.00208q_nNi - 0.00446q_nMo - 0.00038(\delta-\Phi)Cr + 0.00078(\delta-\Phi)Ni - 0.00391(\delta-\Phi)Mo + 0.00031CrNi + 0.00025CrMo + 0.00093q_n^2 + 0.00502(\delta-\Phi)^2 - 0.0014Cr^2 + 0.00018Ni^2 + 0.03602Mo^2. \quad (1)$$

Сталь 2RE69 – глибина корозії:

$$h_{HNO_3} = 0.10353 - 0.05478q_n + 0.0031(\delta-\Phi) + 0.00685Cr + 0.01058Ni - 0.01386Mo + 0.002171q_n(\delta-\Phi) - 0.00007q_nCr + 0.00069Ni - 0.00297q_nMo - 0.00007(\delta-\Phi)Cr - 0.000037(\delta-\Phi)Ni + 0.00004(\delta-\Phi)Mo + 0.00003Cr + 0.00008CrMo - 0.00005NiMo + 0.0106q_n^2 - 0.00088(\delta-\Phi)^2 - 0.00019Cr^2 - 0.00019Ni^2 + 0.0031Mo^2. \quad (2)$$

Адекватність отриманої моделі оцінювалася з критеріїв Фішера, які становили для рівнянь (1,2) відповідно 1.3584 і 0.78606 <  $F_T = 2.5868$ , і Ст'юдента при  $\alpha = 0.05$ . Стандартна похибка складає 1.52 і 5.11%. Значення критеріїв і коефіцієнтів детермінації  $R^2 = 0.7592$  і 0.7640 показують адекватність моделі і можливість використання отриманих рівнянь для практичного прогнозування корозійної стійкості сталей.

Отримані регресійні рівняння впливу погонної енергії зварювання, еквівалентів  $Cr_{екв}$  і  $Ni_{екв}$ , а також  $\delta$ -фериту і молібдену на корозійну стійкість зварних з'єднань обладнання установок синтезу карбаміду дозволять прогнозувати вибір високолегованих сталей і оптимальні параметри режимів зварювання для отримання високих експлуатаційних показників.

За результатами дослідів побудовані графіки корозійної стійкості зварних з'єднань сталей 03X17H14M3 і 2RE69 в залежності від еквівалентів хрому і нікелю.

Аналіз корозійної стійкості зразків зі сталей 03X17H14M3, WNr.1.4435 і 2RE69 системи Fe-Cr-Ni-Mo показав, що зі збільшенням вмісту  $Ni_{екв}$  з 10 до 26% і відповідно плинності зростає корозійна стійкість сталі, зміцненої карбідами при впливі кавітаційної мікроударної і корозійної дії технологічних чинників синтезу карбаміду, а потім починає зменшуватися при вмісті  $Ni_{екв}$  26-35%, що також показано в роботі [2].

При збільшенні  $Cr_{екв}$  до 17-22% стійкість сталей до корозійного руйнування підвищується, оскільки вміст хрому у межах 20-22%, на думку автора роботи [8], забезпечує оптимальні міцнісні характеристики сталей та сплавів, а при еквіваленті  $Cr_{екв} = 25-31\%$  це пов'язано з додатковим введенням у наплавлений метал молібдену, який на порядок підвищує час до виникнення ММК [6].

Збільшення вмісту  $\delta$ -фериту у аустенітній матриці зменшує корозійні властивості сталей. Підвищення погонної енергії зварювання спричиняє зростання корозійного руйнування металу шва та навколошовної зони зварних зразків [7].

#### Висновки.

1. Результати виконаних досліджень показують доцільність заміни в зварних конструкціях установки синтезу карбаміду сталі 03X17H14M3 на сталь 2RE69 або інші подібного класу, які мають вищу кавітаційно-корозійну стійкість на найбільш критичних ділянках виробничого обладнання.
2. Сталь 2RE69 має на 17.36% вищу межу міцності, ніж сталі 03X17H14M3 і WNr 1.4435 через 12-15 років експлуатації.
3. При вмісті  $\delta$ -фериту  $\leq 2\%$  корозійна стійкість сталі 2RE69 на 55% більша, ніж у сталі 03X17H14M3.
4. Отримані рівняння регресії дозволяють прогнозувати вибір високолегованих корозійностійких сталей і оптимальних параметрів режимів їх зварювання для отримання високих техніко-економічних і експлуатаційних показників.

#### ЛІТЕРАТУРА

1. Стеклов О.И. Стойкость материалов и конструкций к коррозии под напряжением. – М.: Машиностроение, 1990. – 384с.
1. Каховский Н.И. Сварка высоколегированных сталей. – К.: Техніка, 1975. – 371с.
2. Лебедев Б.Д., Перемитько В.В. Расчетные методы в сварке плавлением. – Днепро-дзержинск: ДГТУ. – 1998. – 285с.
3. Палани П.К., Муруган Н.Н. Влияние параметров процесса наплавки на содержание  $\delta$ -феррита в коррозионностойком слое// Автоматическая сварка. – 2006. – №3. – С.19-24.
4. Спиридонов А.А. Планирование эксперимента при исследовании технологических процессов. – М.: Машиностроение, 1981. – 383с.
5. Ульянин Е.А., Свистунова Т.В., Левин Ф.Л. Высоколегированные коррозионно-стойкие сплавы. – М.: Металлургия. – 1987. – 88с.
6. Каховский Н.И., Липодаев В.Н., Дерюгин Б.Г. Коррозионная стойкость высоколегированных сталей и их сварных соединений// Автоматическая сварка, 1980, №2. – С.72-73.

УДК 612.791

НОСОВ Д.Г., ст. викладач  
ПЕРЕМІТЬКО В.В., к.т.н., доцент

Дніпродзержинський державний технічний університет

### РОЗРАХУНОК ТЕМПЕРАТУРНИХ ПОЛІВ ТА ЗОНИ ПРОПЛАВЛЕННЯ ПРИ НАПЛАВЛЕННІ З ВИКОРИСТАННЯМ КМП

*Запропоновано розрахункову модель, яка дозволяє отримати дані про характер розподілу температур при електродуговому наплавленні в комбінованому магнітному полі. Викладений підхід до розрахунку дозволить більш обґрунтовано призначати параметри режиму з метою забезпечення високої якості наплавлення.*

*Предложена расчетная модель, которая позволяет получить данные о характере распределения температур при электродуговой наплавке в комбинированном*

магнитном поле. Изложенный подход к расчету позволит обосновано назначать параметры режима с целью обеспечения высокого качества наплавки.

*A calculation model which allows to obtain information about the nature of distributing of temperatures at the overlaying electric arc weld in the combined magnetic field is offered. The expounded approach to the calculation will allow to appoint the parameters of the mode with the target of providing of high quality of overlaying welding.*

**Вступ.** Термічний цикл в зоні наплавлення значно впливає на величину зерна, нарощування пружно-пластичних деформацій в зоні високих температур, імовірність утворення гарячих тріщин. Кероване регулювання термоциклом дозволяє впливати на швидкість охолодження з метою отримання необхідної структури навколошовної зони. Використання керівних магнітних полів при наплавленні дозволяє інтенсифікувати процес розплавлення електродного дроту та регулювати ефективність проплавлення основного металу [1]. Обґрунтоване та зрозуміле керування термічним циклом за допомогою магнітних полів дає можливість виключити попередній та супутній підігрів при наплавленні сталей, схильних до загартовування. Керований термоцикл дозволяє поєднати в єдиний процес попередній підігрів, безпосередньо наплавлення та автотермообробку наплавлених шарів [2]. Особливий інтерес викликає удосконалення способів наплавлення з використанням комбінованих магнітних полів (КМП) та розробка математичних моделей, які надають можливість описати процеси, що при цьому протікають.

**Постановка задачі.** При розробці математичної моделі температурних полів було використано рекомендації, викладені в роботах [3,4,5]. В основу моделі покладено наступні прийоми та припущення:

1. Дуга представляє собою багаточкове джерело енергії.
2. Об'єкт термічного впливу представляє собою напівнескінченне тіло.
3. Передача енергії теплопровідністю виконується перпендикулярно напрямку руху джерела енергії.
4. Випередженням теплової хвилі нехтуємо, враховуючи швидкість переміщення джерела живлення.
5. Прихованою теплою плавлення нехтуємо внаслідок відносно малої її величини у загальному енергетичному балансі.
6. Процес нагріву об'єкта термічного впливу неадиабатичний.
7. Безперервна температурна залежність кожного технічного параметра основного матеріалу замінюється дискретною.
8. Розрахунок ведеться для усталеного процесу.

**Результати роботи.** Для розрахунку температурних полів при наплавленні в КМП в якості базового прийнято рівняння для точкового джерела теплової енергії на поверхні напівнескінченного тіла [6]:

$$T(x, y, z) = T_0 + \frac{2q}{\sqrt{\rho} (4\pi at)^{\frac{3}{2}}} e^{-\frac{R^2}{4at}}, \quad (1)$$

де  $T_0$  – початкова температура, К;

$q$  – кількість теплоти, що вводиться, Дж;

$\lambda$  – коефіцієнт теплопровідності, Вт/(см·К);

$a$  – коефіцієнт температуропроводності матеріалу;

$R = \sqrt{x^2 + y^2 + z^2}$ .



Температуру у будь-якій точці в нерухомій системі координат в момент часу  $t'$  можна визначити методом додавання дії миттєвих джерел за формулою:

$$T(t, x, y, z) = T_0 + \int_0^t \frac{2q}{\tilde{n}\rho [4\pi a(t-t')]^{\frac{3}{2}}} \times \exp\left[-\frac{(x-x')^2 + (y-y')^2 + (z-z')^2}{4a(t-t')}\right] dt'. \quad (2)$$

При наплавленні в КМП діє рухоме джерело змінної потужності, тому керуючий вплив магнітних полів (які мають радіальну складову) на дугу як джерело теплової енергії в поздовжньому ( $x$ ) та поперечному ( $y$ ) напрямках вектора швидкості наплавлення (рис.1, 2) можна виразити рівняннями (3) та (4). Останні враховують жорсткість та деформацію стовпа дуги під впливом магнітного поля [6].

$$\Delta x' = \frac{2,5\hat{E}l_0}{\mu_0\hat{A}_{\delta}^2\hat{a}} \left[ 1 - \sqrt{1 - \left( \frac{4\mu_0\hat{A}_{\delta}^2\hat{a}}{\hat{E}} \right)^2} \right]; \quad (3)$$

$$\Delta y' = \frac{2,5\hat{E}l_0}{\mu_0\hat{A}_{\delta}^2\hat{a}} \left[ 1 - \sqrt{1 - \left( \frac{4\mu_0\hat{A}_{\delta}^2\hat{a}}{\hat{E}} \right)^2} \right], \quad (4)$$

де  $K$  – коефіцієнт жорсткості стовпа дуги, що залежить від роду струму та захисного середовища,  $K=0,2$  для постійного струму зворотної полярності при наплавленні під флюсом;

$l_0$  – довжина дугового проміжку;

$\mu_0$  – магнітна проникність пустоти;

$I_0$  – струм дуги;

$B_x, B_y$  – індукція магнітного поля відповідного напрямку.

На рис.2 наведено спрощену розрахункову схему відхилення дуги в магнітному полі.

Відомо, що під впливом аксіального магнітного поля заряджені частки в стовпі дуги обертаються навколо поздовжніх силових ліній під впливом сили Лоренца, при цьому змінюються ефективний радіус стовпа дуги та, як наслідок, потужність дуги і її проплавна здатність [1].

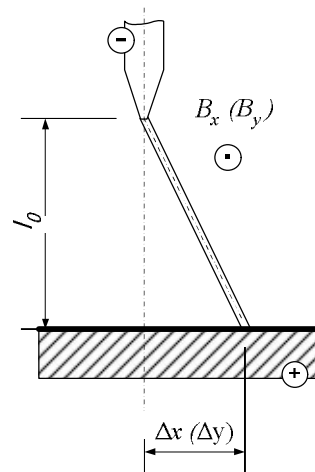
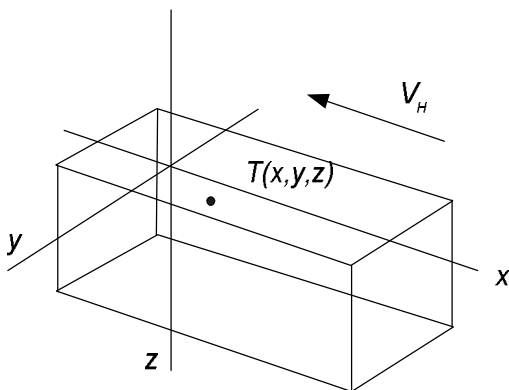


Рисунок 1 – Схема нагріву тіла рухомих джерелом енергії

Рисунок 2 – Відхилення дуги під впливом керівного магнітного поля в поздовжньому (поперечному) напрямку

Для створення математичної моделі, яка відображає вплив аксіального магнітного поля на ефективну теплову потужність дуги, було проведено серію експериментів. При плануванні експерименту змінним фактором прийнято індукцію аксіального магнітного поля  $B_z$ , а параметри режиму наплавлення (струм  $I_n$ , напругу дуги  $U_d$ , швидкість наплавлення  $V_n$ , виліт електродного дроту  $l_e$  та діаметр електродного дроту  $d_e$ ) залишали незмінними. Фізичну величину функції відгуку  $q_u=f(B_z)$  визначали методом калориметрування [3]. Обробку експериментальних даних (табл.1) проводили за допомогою математичного пакета Nonlinear Models STATISTICA 6.0.

Проведені дослідження вказують на нелінійність характеру зміни ефективної теплової потужності дуги в залежності від індукції магнітного поля (рис.3). Визначено, що із збільшенням індукції аксіального магнітного поля  $B_z$  ефективна теплова потужність дуги зменшується пропорційно коефіцієнту  $k_{Bz}$ .

Таблиця 1

$B_z$ , мТл	1	10	20	30	40	50	60	70	80	90
$q_u$ , кДж	8600	8240	8140	8080	8040	8010	7980	7960	7945	7930
$k_{Bz}$	1	0.958	0.946	0.94	0.935	0.931	0.928	0.926	0.924	0.922

У загальному вигляді коефіцієнт зміни ефективної теплової потужності дуги під впливом поздовжнього магнітного поля можна виразити так:

$$k_{Bz} = \frac{1}{1 + 0,7244 \cdot \log(B_z^{0,06})} \quad (5)$$

Слід зауважити, що в формулі (5)  $B_z \in [1,100]$  мТл.

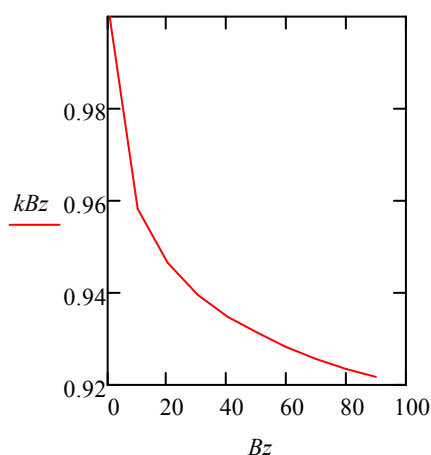


Рисунок 3 – Графік залежності коефіцієнту зміни ефективної теплової потужності дуги від індукції поздовжнього магнітного поля  $B_z$

За умов багатовекторного сканування дуги з урахуванням зміни її теплової потужності та відхилень під дією керуючих магнітних полів в поздовжньому та поперечному напрямі приріст температури в будь-якій точці тіла  $A$  з координатами  $x, y, z$  від рухомого джерела теплоти, яке діяло протягом часу  $dt$ , можна визначити так:

$$dT(t, x, y, z) = \int_0^t \frac{2q \cdot k_{Bz}}{\tilde{n}\rho [4\pi a(t-t')]^{\frac{3}{2}}} \times \exp \left[ \frac{\left[ x + vt - \frac{2,5\hat{E}l_0}{\mu_0 \hat{A}_x^2 \hat{a}} \left[ 1 - \sqrt{1 - \left( \frac{4\mu_0 \hat{A}_x^2 \hat{a}}{\hat{E}} \right)^2} \right] \cdot \sin(\omega_x t') \right]^2}{4a(t-t')} + \frac{\left[ y - \frac{2,5\hat{E}l_0}{\mu_0 \hat{A}_y^2 \hat{a}} \left[ 1 - \sqrt{1 - \left( \frac{4\mu_0 \hat{A}_y^2 \hat{a}}{\hat{E}} \right)^2} \right] \cdot |\sin(\omega_y t')| \right]^2 + z^2}{4a(t-t')} \right] dt', \quad (6)$$

де  $\omega_x, \omega_y$  – частота магнітних імпульсів за відповідними осями.

Інтегрування вздовж траєкторії руху дає наступне:

$$T = T_0 + \int_0^t \frac{2q \cdot (1 + 0,7244 \cdot \log(B_z^k))^{-1}}{\tilde{n}\rho [4\pi a(t-t')]^{\frac{3}{2}}} \times \exp \left[ \frac{\left[ x + vt - \frac{2,5\hat{E}l_0}{\mu_0 \hat{A}_x^2 \hat{a}} \left[ 1 - \sqrt{1 - \left( \frac{4\mu_0 \hat{A}_x^2 \hat{a}}{\hat{E}} \right)^2} \right] \cdot \sin(\omega_x t') \right]^2}{4a(t-t')} + \frac{\left[ y - \frac{2,5\hat{E}l_0}{\mu_0 \hat{A}_y^2 \hat{a}} \left[ 1 - \sqrt{1 - \left( \frac{4\mu_0 \hat{A}_y^2 \hat{a}}{\hat{E}} \right)^2} \right] \cdot |\sin(\omega_y t')| \right]^2 + z^2}{4a(t-t')} \right] dt'. \quad (7)$$

Рівняння (7) використовувалось для аналізу впливу параметрів режиму КМП (індукцій магнітних полів та частоти  $\omega_x, \omega_y$  струму живлення котушок електромагнітів) на характер розподілу температурних полів.

Достовірність отриманих розрахунковим методом результатів перевірялась за допомогою експериментального вимірювання температур. Експериментальні дослідження температурних циклів виконували при наплавленні на пластину товщиною 50мм зі сталі 15ХСНД розмірами 200x500мм. Термопари розташовували на поверхні ( $z=0$ ) та в середині пластини ( $z=15$  мм) на відстані 15, 25, 35 та 10, 20, 30мм відповідно. При дослідженні використовували хромельалюмінієві термопари. Тарування їх виконувалось з використанням речовин з відомою температурою плавлення (свинець, алюміній). Запис термічних циклів виконували за допомогою осцилографу Н-107. Режими наплавлення наступні:  $d_e=3$  мм,  $I_n=330$  А,  $V_n=0,8$ см/с,  $U_\delta=30$  В. Режими КМП:  $V_x= 80$  мТл,  $V_y= 48$  мТл,  $V_z= 60$  мТл,  $\omega_x = 50$  Гц,  $\omega_y = 20$  Гц. Зазначені режими забезпечують якісне формування валика наплавлення. Для розрахунків термічних циклів електродугового наплавлення у комбінованому магнітному полі приймали ті ж самі режими. Розрахунки виконували за допомогою математичного пакету MATHCAD з кроком по осі Z один міліметр. Результати розрахунків наведено на рис.4.

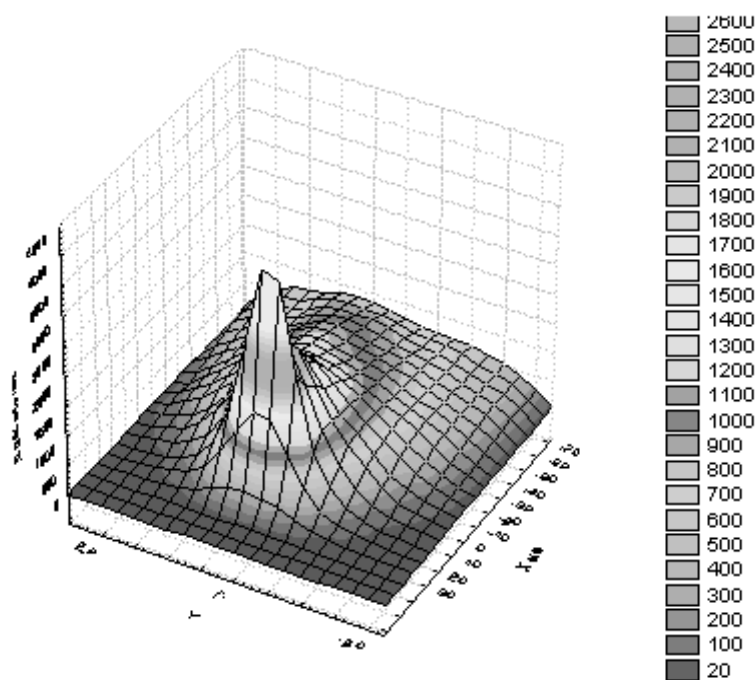


Рисунок 4 – Розподіл температур при наплавленні в КМП

Аналіз ізотерм показує, що при наплавленні в комбінованому магнітному полі спостерігається складний термічний цикл з нагрівом та охолодженням. Тепловкладення носять чіткий регульований пульсуючий характер, що залежить від індукції керуючих магнітних полів та частоти живлення котушок. В загальному вигляді розрахункові та експериментальні дані мають достатньо повну відповідність ( $\pm 8\%$ ), що вказує на можливість використання описаного розрахункового методу для визначення термічних циклів точок в ЗТВ та отримання даних про розподіл температур при електродуговому наплавленні в комбінованому магнітному полі.

**Висновки.** Запропоновано розрахункову модель, яка дозволяє отримати дані про характер розподілу температур при електродуговому наплавленні в комбінованому магнітному полі.

Циклічна зміна потужності дуги, що спостерігається при наплавленні в КМП, викликає пульсацію температури як на поверхні, так і в середній частині зони термічного впливу (ЗТВ). Максимальний розмах пульсації характерний для точок, наближених до лінії сплавлення. Зі збільшенням відстані від лінії сплавлення інтенсивність коливання температури знижується. Повторний вплив теплоти на метал ЗТВ при наплавленні з використанням КМП порівняно із класичним способом наплавлення знижує швидкість охолодження та покращує умови кристалізації валика.

Викладений підхід до розрахунку температурних полів дозволить більш обґрунтовано призначати параметри режиму з метою забезпечення високої якості наплавлення.

#### ЛІТЕРАТУРА

1. Размышляев А.Д. Магнитное управление формированием швов при дуговой сварке.: Монография. – Мариуполь: Изд-во ПГТУ. – 2000. – 245с.
2. Серенко А.Н., Шаферовский В.А., Патрикеев А.И. Сварка толстолистовой стали с программированием процесса: Учебное пособие. – Мариуполь: Изд-во ПГТУ. – 2000. – 296с.

3. Теория сварочных процессов: Учеб. для вузов по спец. «Оборудование и технология сварочного пр-ва»// В.Н.Волченко, В.М.Ямпольский, В.А.Винокуров и др.: Под ред. В.В.Фролова. – М.: Высшая школа. – 1988. – 559с.: ил.
4. Краскевич В.Е., Зеленских К.Х., Гречко В.И. Численные методы в инженерных исследованиях. – К.: Вища школа. – 1986. – 263с.
5. Львовский Е.Н. Статистические методы построения эмпирических формул: Учебное пособие. – М.: Высшая школа, 1988. – 239с.
6. Бачелис И.А. О расчете отклонения сварочной дуги в постоянном поперечном магнитном поле// Сварочное производство, 1963, №7. – С.8-10.

УДК 612.791

НОСОВ Д.Г., ст. преподаватель

Днепродзержинский государственный технический университет

### **ВЛИЯНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ДЕПЛАНАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРОЧНОГО СОЕДИНЕНИЯ И ГЕОМЕТРИЮ ШВА**

*Виконано аналіз результатів експериментальних досліджень впливу величини депланації на механічні властивості зварного з'єднання і геометрію шва. Побудована номограма, що дозволяє ефективно корегувати режими зварювання при виявленні неоправного дефекту складання з метою отримання з'єднання проектної міцності.*

*Выполнен анализ результатов экспериментальных исследований влияния величины депланации на механические свойства сварного соединения и геометрию шва. Построена номограмма, позволяющая эффективно корректировать режимы сварки при обнаружении неисправимого дефекта сборки с целью получения соединения проектной прочности.*

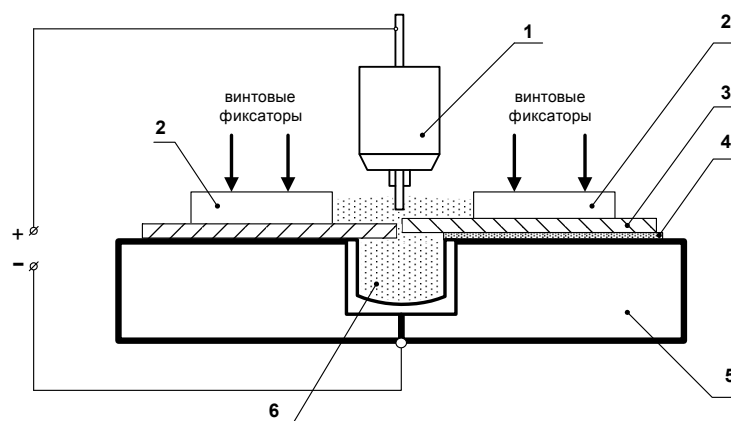
*The analysis of results of experimental researches of influencing of size of deplanet on mechanical properties of the welded coupling and geometry of stitch is executed in the article. Built nomogram allowing effectively to correct the regimes of welding at the discovery of beyond re-claim defect of assembling with the purpose to get of coupling of project urability.*

**Введение.** Наиболее вероятным дефектом при изготовлении сварных металлоконструкций в единичном и мелкосерийном производстве (при отсутствии специализированной оснастки) является смещение кромок свариваемых деталей в горизонтальной плоскости – депланация. Причины образования смещения кромок могут быть различными: неправильно выбранные допуски на механическую обработку деталей, подлежащих сварке; некачественная обработка деталей перед сваркой; температурные деформации. Перечисленное приводит не только к отклонению действительных размеров металлоконструкции от проектных, но и снижению ее эксплуатационных свойств.

**Постановка задачи.** Известно, что швы со смещением стыкуемых поверхностей имеют более низкие прочностные характеристики, чем швы, где указанный дефект отсутствует [1]. По мнению автора, снижение основных показателей механических свойств сварного соединения непосредственно связано с изменением геометрии шва. Практический же интерес представляют методики предупреждения снижения проектной прочности сварных соединений путем корректировки основных режимов.

**Результаты работы.** Экспериментальные исследования проводили на образцах из стали 09Г2С (ГОСТ 19281-89) толщиной 1, 3 и 6мм. Механизированную дуговую сварку выполняли с защитой зоны плавления смесью углекислого газа и кислорода в процентном соотношении 80:20 соответственно проволокой Св-08Г2С диаметром 1,2мм в специальном жестком стапеле (рис.1). Для смещения кромок под одну из свариваемых пластин помещали полосы из тонколистовой стали толщиной 0,5мм. Сварку стыка выполняли на флюсовой подушке с целью предотвращения прожога основного металла.

Величину смещения до и после сварки измеряли специальным приспособлением со стрелочным индикатором (рис.2). Величина смещения для каждого образца регистрировалась с точностью 0,1мм.



1 – сварочная горелка; 2 – прижимные пластины; 3 – образец;  
4 – прокладка; 5 – стапель; 6 – флюсовая подушка

Рисунок 1 – Схема экспериментальной установки

Работу проводили в два этапа. На первом этапе оценивали влияние величины депланации на механические свойства сварного соединения; при этом контролировали изменение геометрии шва. На втором этапе корректировали режимы сварки для депланированных стыков с целью получения соединения с необходимыми механическими свойствами.

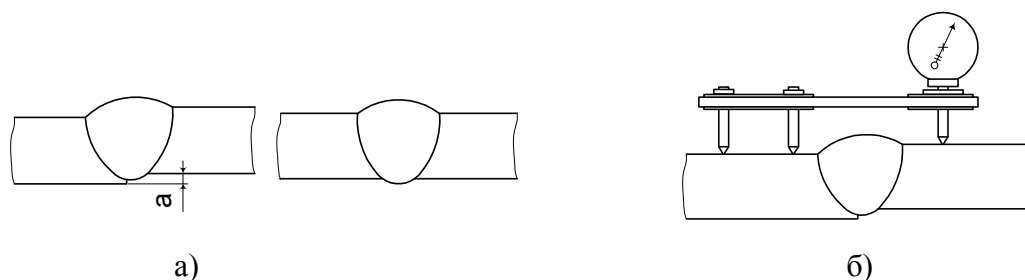


Рисунок 2 – Вид сварного соединения (а) и экспериментальная измерительная установка (б)

Для испытаний на прочность при растяжении из каждой пары пластин вырезали по три стандартных образца (ГОСТ 6996-66). Геометрические размеры шва измеряли при помощи стандартного измерительного инструмента (линейка, штангенциркуль).

При сварке депланированных стыков на режимах, обеспечивающих значение площади поперечного сечения, исходя из нормального формирования швов, выполненных с учетом требований ГОСТ 14771-76, наблюдали резкое снижение механических

свойств соединения. Визуальный анализ швов показал, что большая часть наплавленного металла расходовалась на заполнение выпуклости шва, при этом значительно увеличивалась ширина валика. Разрушение образцов происходило по шву, начиная от  $a=1/3S$ , где  $a$  – величина депланации,  $S$  – толщина металла.

Корректировку режимов на втором этапе осуществляли путем снижения скорости сварки с целью полного заполнения зазора с плавным переходом наплавленного металла к основному. При этом, как видно из табл.1, увеличивалась фактическая площадь наплавленного металла.

Таблица 1 – Средние значения геометрических параметров сварного соединения

$a, \text{мм}$	$e, \text{мм}$	$g, \text{мм}$	$F_a, \text{мм}^2$	$k_a^*$
0,0	7,87	1,02	11,90	1,00
0,5	10,07	1,23	15,29	1,27
1,0	10,13	1,43	16,86	1,41
1,5	10,50	1,45	17,42	1,45
2,0	10,73	1,52	18,23	1,52
2,5	10,97	1,56	18,83	1,57
3,0	11,00	1,62	19,37	1,61
3,5	11,53	1,68	20,53	1,71
4,0	12,00	1,72	21,48	1,79

\*  $k_a$  – коэффициент депланации,  $k_a = F_a / F_n$ , где  $F_n$  – площадь поперечного сечения шва без смещения кромок;  $F_a$  – площадь поперечного сечения шва с депланацией  $a$ .

Испытания показали, что разрушение образцов по зоне термического влияния происходило при значении  $a \leq 0,5S$ . При этом предел выносливости  $\sigma_e$  в среднем составлял 510 МПа, предел текучести  $\sigma_m$  345 МПа, относительное удлинение  $\delta$  21,3%, относительное сужение  $\psi$  40,3%, что соответствует стандартным значениям указанных показателей для стали 09Г2Д. При величине  $a > 0,5S$  разрушение образцов происходило по сварному шву.

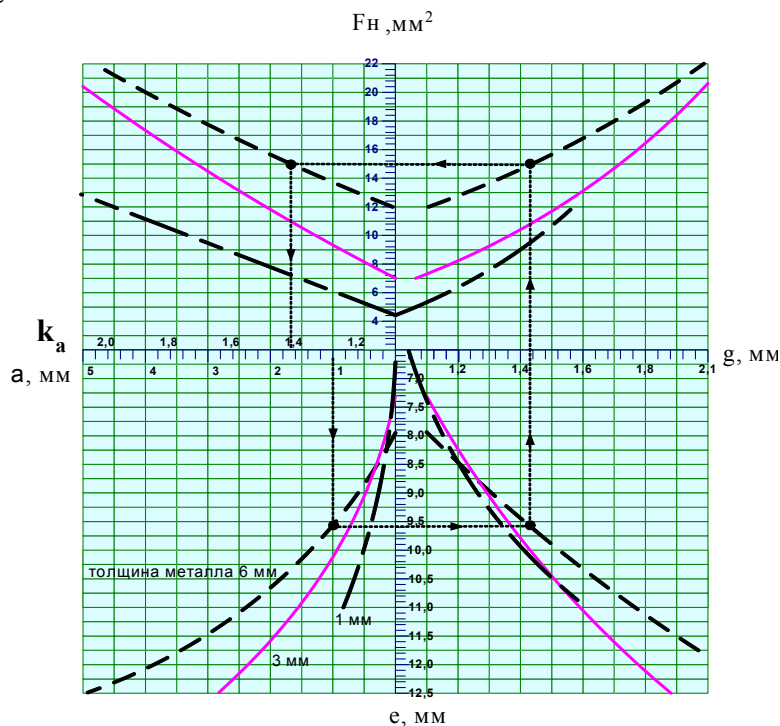


Рисунок 3 – Номограмма для определения коэффициента депланации

При обнаружении неисправимого дефекта сборки, после определения средней фактической величины смещения стыков, корректировку режимов можно осуществить, пользуясь номограммой, приведенной на рис.3. Перемещение по номограмме осуществляется против часовой стрелки.

Так, например, для обеспечения работоспособности стыкового соединения С2 (ГОСТ 14771-76) толщина металла  $S=6\text{мм}$ , при величине деформации  $a=1\text{мм}$  ширина валика  $e$  должна быть увеличена до  $9,6\text{мм}$ , усилие шва  $g$  не менее  $1,45\text{мм}$ , при этом площадь поперечного сечения наплавленного металла должна составлять не менее  $15\text{мм}^2$ . Кроме того, коэффициент деформации  $k_a$  можно использовать как корректирующий при расчете режимов сварки по  $F_n$ .

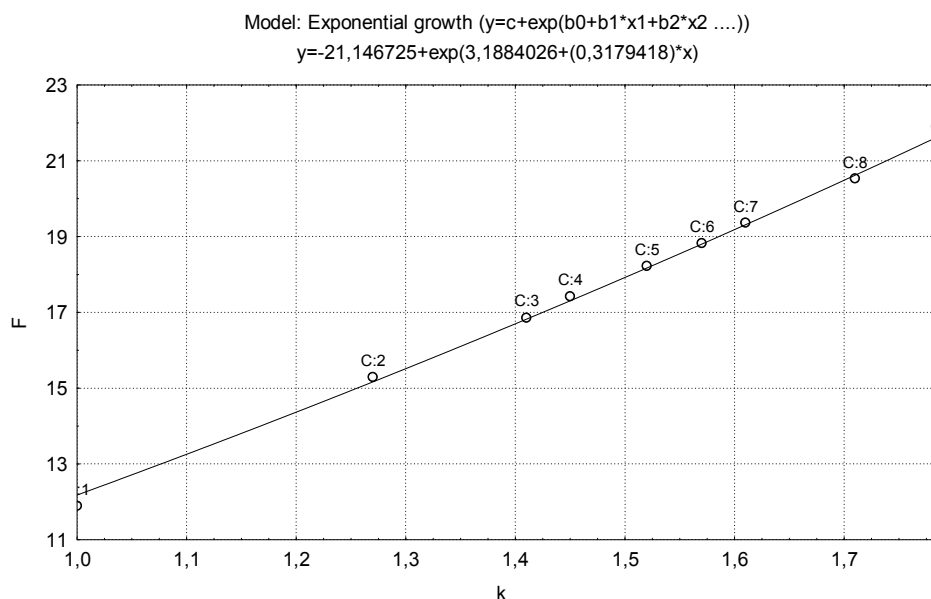


Рисунок 4

С целью определения математической комплексной зависимости, характеризующей изменение исследуемых параметров сварного шва, полученные данные обработали в среде программного пакета «STATISTIKA», результаты которой приведены на рис.4.

**Выводы.** В работе получены математические зависимости изменения размеров шва от величины деформации, а также определено влияние величины деформации на свойства сварных соединений. Построена номограмма, позволяющая эффективно корректировать режимы сварки при обнаружении неисправимого дефекта сборки с целью получения соединения проектной прочности.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Николаев Г.А., Винокуров В.А. Сварные конструкции. Расчет и проектирование: Учеб. для вузов/ Под ред. Г.А. Николаева. – М.: Высшая школа. – 1990. – 446с.



Дніпродзержинський державний технічний університет

**ОПИСАННЯ ТЕМПЕРАТУРНИХ ПОЛІВ ТА ГІДРОДИНАМІКА В РІДКІЙ ВАННІ ПРИБЕЛЕКТРОШЛАКОВОМУ ПЕРЕПЛАВЛЕННІ**

*Наведений спосіб дозволяє вивчити фізико-хімічні характеристики складних процесів, розрахувати температурні поля й, ґрунтуючись на отриманих даних, вибрати й розробити технологічну схему зварювання із застосуванням потрібних компонентів (електродів, флюсів). Сам же метод математичного моделювання дає дослідникові можливість глибше вивчити складні процеси й розкриває перед ним повну картину, що відбувається.*

*Приведенный способ позволяет изучить физико-химические характеристики сложных процессов, рассчитать температурные поля и, основываясь на полученных данных, выбрать и разработать технологическую схему сварки с применением нужных компонентов (электродов, флюсов). Сам же метод математического моделирования дает исследователю возможность глубже изучить сложные процессы и раскрывает перед ним полную картину происходящего.*

*This way allows to study physical and chemical characteristics of complex processes, to calculate temperature fields and being based on received given to choose and develop the technological scheme of welding with application of the necessary components (electrodes, fluxes). The method of mathematical modeling enables the researcher to study more deeply complex processes and opens before it a full picture of an event.*

**Вступ.** Однією з найбільш важливих задач науки і виробництва є скорочення термінів розробки і введення нових технологічних процесів у виробництво.

Це у повному обсязі відноситься до процесів переплавлення методами електрошлакової технології, яка знаходить все більш широке використання у машинобудуванні для отримання великомасштабних виробів. Розроблений в НДІ ім. Є.О.Патона засіб електрошлакового зварювання плавким мундштуком дає можливість зварювати заготовки великих перетинів з нерівною поверхнею, що робить його незамінним при отриманні великих металовиробів.

Одним з найбільш дієвих шляхів вирішення труднощів, пов'язаних з розрахунками оптимізації та основних параметрів є використання математичного моделювання.

Математичні моделі на сучасному розвитку науки та техніки поширено використовуються для розуміння складних явищ, до яких можна віднести фізико-хімічні процеси дугового зварювання. Виходячи з умов зварювання та переплавлення, математичними моделями розраховується склад багатоконпонентного металу шва або напрямлення, швидкість окислення, також розраховують параметри і властивості шва, режим зварювання, підбирають електродні матеріали й зварювальні флюси. Метою даної статті є отримання моделі фізичних явищ температурного поля та гідродинаміки рідкої фази при ЕШП.

**Постановка задачі.** Електрошлакове переплавлення будується на використанні теплової енергії, яка виділяється при проходженні електричного струму крізь шлаковий розплав. Струмовідвід виконується крізь один або кілька електродів, які заглиблені у шлакову ванну. Виріб, отримуючи теплову дію шлакової ванни, електроди і метал плаваються, в результаті чого одержують під шаром шлаку загальнометалевий злиток.

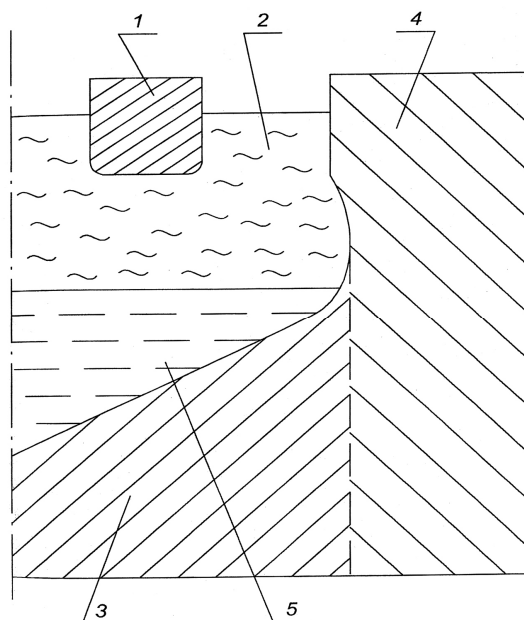
Шлакова ванна як джерело нагріву має деякі особливості. На відміну від електричної дуги вона являє собою джерело теплової енергії, яка розподілена на значній довжині. Оскільки найбільш значне нагрівання спостерігається в області контакту електрода, залежно від цього при переплавленні великої кількості металу необхідно використовувати декілька електродів, які розташовані на невеликій відстані один від одного, або надавати коливальні рухи електроду.

Важливе значення має проблема розподілення і переміщення теплової енергії у шлаковій ванні у випадку використання шлакових ванн великих розмірів, що має місце при переплавленні.

З електричної точки зору шлакова ванна представляє собою рідку фазу, питома електрична провідність якої залежить від температури. Оскільки інтенсивне нагрівання шлакового розплаву спостерігається біля електрода, а периферійні ділянки шлакової ванни підпадають охолодженню з боку металевих поверхонь, то температура і провідність рідкого шлаку є змінними значеннями. Складність форми шлакової ванни додатково ускладнює дослідження електромагнітного поля при електрошлаковому процесі [1].

Електричне поле шлакової ванни формує складну картину розподілу джоулевих джерел теплоти в обсязі шлакового розплаву. Тепловий вплив цих джерел в поєднанні з умовами теплообміну на межах об'єкта, який розглядається, визначає температурне поле в шлакові та в металі. Оскільки шлакова ванна обмежена основними та електродними металами, який плавиться у випадку її теплового впливу, теплові процеси у шлакові невід'ємно пов'язані з тепловими процесами у рідкому і твердому металі.

**Результати роботи.** Як відомо, теплоперенос рідкої фази виконується шляхом теплопровідності та конвекції. Рішення такої температурної задачі можливо отримати шляхом використання ефективного коефіцієнта теплопровідності. Точний облік конвективного теплопереносу вимагає введення в рівняння теплопровідності конвективного члена. У цьому випадку задача розрахунку температурного поля не може бути вирішена без інформації про векторне поле швидкостей руху середовища в області, електрод, шлак, метал (рис.1).



1 – електрод, 2 – шлакова ванна, 3 – зварювальний шов, 4 – виріб, 5 – металева ванна

Рисунок 1 – Схема розрахунку температурного поля при ЕШЗ

На струморозподіл та тепловиділення в шлаковому розплаві в більшій мірі спричиняє вплив зміна діаметра електрода та глибина шлакової ванни.

Максимальні величини електромагнітної сили спостерігаються біля бокової поверхні електрода в області з високою напруженістю магнітного і електричного полів. Загальний напрямок силової дії струму, що приходить на шлакову ванну, повинен сприяти рухові розплаву з верхньої частини ванни в піделектродну область. Максимальні швидкості руху шлаку спостерігаються саме там, де рідкий шлак затікає під електрод, та напрямок його руху співпадає з напрямком дії максимальних електромагнітних сил. В нижній частині шлакової ванни, де щільність електромагнітної сили невелика, рух шлакового розплаву направлено в сторону, протилежну дії силового фактора. Поблизу кристалізатора циркуляція шлаку направлена перпендикулярно вектору щільності електромагнітної сили, котрий на периферії шлакової ванни має найбільшу абсолютну величину (рис.2, 3).

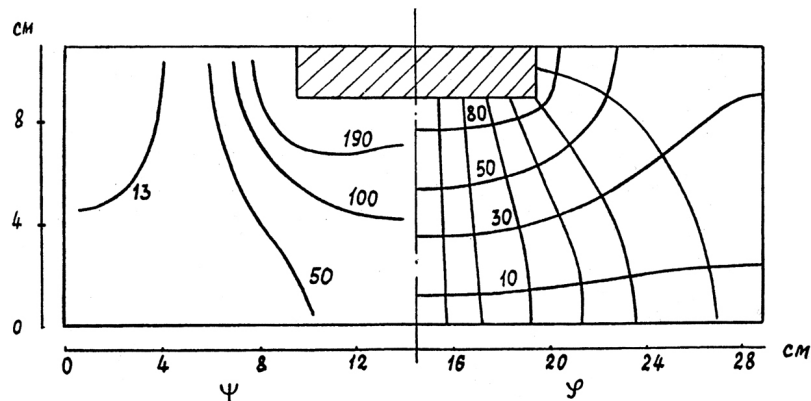


Рисунок 2

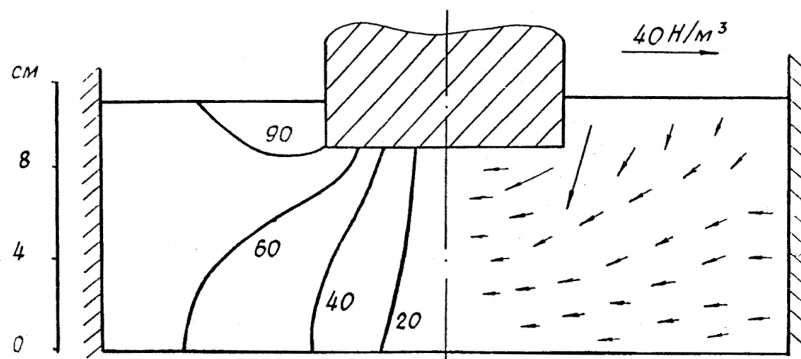


Рисунок 3

Можна дійти висновку, що за такої гідродинамічної обстановки в шлаковій ванні буде забезпечуватись інтенсивний конвективний перенос теплової енергії із гарячих приелектродних областей до центральної частини поверхні металевої ванни. Таким чином буде забезпечено добрий підігрів ділянки поверхні рідкого металу, який знаходиться безпосередньо під електродом.

По мірі руху шлакового розплаву вздовж границі розподілу шлак-метал він буде поступово втрачати теплову енергію та досягати кутової точки метал-кристалізатор з низькою температурою.

Тому слід чекати слабого підігріву ділянки. Далі холодний потік рухається вгору вздовж кристалізатора, після чого виходить на поверхню шлакової ванни, що більше знижує температуру. Потім дуже охолоджений шлак наближається до електрода, де бу-

де підігріватися завдяки інтенсивному тепловиділенню. Швидкість руху розплаву та інтенсивність тепловиділення швидко зменшується при віддаленні від електрода в радіальному напрямку. Потік шлаку, направлений від електрода до поверхні металевої ванни є доволі стійким та має невелику площу поперечну перерізу. Оскільки шлак потрапляє в зазначений потік з найбільш гарячих областей, формується компактний високотемпературний струмінь, який переносить теплову енергію до невеликої ділянки на поверхні металевої ванни. Утворюється своєрідна пляма з високою інтенсивністю нагріву. Розміри та положення такої плями будуть змінюватись у випадку надання електроду нахиленого положення. Цим можна скористатись для підігріву кутових ділянок ванни. Таке посилення підігріву крайніх ділянок повинно сприяти підвищенню якості та продуктивності переплавлення.

*Математична модель та методика розрахунку температурного поля при ЕШП.* Розглянемо плоский переріз зварного з'єднання (рис.4) для випадку, коли товщина виробу у багато разів перевищує значення встановленого зазору між деталями і в якості електродів використовуються нерухомі пластини, ширина яких 3м. Температурне поле при цих умовах з високим ступенем точності можна вважати двовірним. Об'єм, який розглядався, мав рідку шлакову ванну, металеву ванну і твердий метал. У рідкій фазі (як в шлакові, так і в металі ) крім кондуктивного спостерігається також і інтенсивний конвективний теплоперенос. В процесі переплавлення мають місце фазові переходи плавлення електрода, який витрачається, зварювальних кромок та кристалізація металевої ванни. Зварювальний зазор заповнюється електродним та додатковим шматковим присадним матеріалом, який подається в шлакову ванну у вигляді твердих часток, внаслідок чого стається зміна рівнів шлакової та металічної ванни [2, 3].

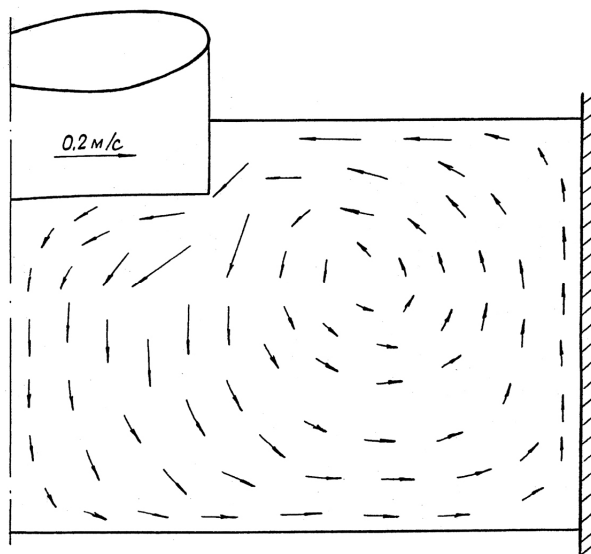


Рисунок 4

Із цього можна зробити висновок, що розрахунок температурного поля при ЕШП вимагає обліку взаємодії усіх елементів електрошлакового процесу : електрода, який витрачається, зварювального виробу, шлакової та металевої ванн, додаткового присадного матеріалу.

Процес розподілу теплоти у цьому випадку описує наступний вираз енергії:

$$\frac{dw}{dt} = \text{div}(\lambda \text{grad}T) + \tilde{\psi}, \quad (1)$$

де  $W$  – тепловміст одиниці об'єму середовища ;

$\lambda$  – теплопровідність матеріалу ;

$T$  – температура;

$\tilde{\psi}$  – об’ємна густина джерела тепла ;

$\frac{d}{dt}$  – субстанціональна похідна від часу. Залежність  $w$  від температури має вигляд:

$$w(T) = \rho \left[ \int_0^T C(\xi) d\xi + a + \eta(T) \right], \quad (2)$$

де  $C$  – питома теплоємність матеріалу;

$a$  – питома теплота плавлення;

$\eta$  – об’ємна доля рідкої фази;

$\xi$  – густина середовища.

Після диференціювання  $w$  по  $t$  можемо записати (1) в наступному вигляді :

$$\rho \tilde{c} \frac{dT}{dt} = \text{div}(\lambda \text{grad}T) + \tilde{\psi}, \quad (3)$$

де  $\tilde{c} = c(T) + a \frac{dn}{dT}(T)$ .

Величина ефективної теплоємності  $\tilde{c}$  може відрізнитися від  $C$  тільки в температурному інтервалі  $T \in (T_S, T_L)$  затвердіння (плавлення) матеріалу. Об’ємна густина джерел теплоти  $\psi$  у даному випадку може бути показана у вигляді трьох складових:

$$\tilde{\psi} = \psi + \psi_k + \psi_{\text{ДПМ}}, \quad (4)$$

де  $\psi$  – густина джоулеві х джерел теплоти;

$\psi_k$  – обумовлена тепловим впливом крапель електродного металу;

$\psi_{\text{ДПМ}}$  – враховує охолоджуючий вплив шматкового електродного металу, ( $\psi_{\text{ДПМ}} = 0$ ).

Величина  $\psi_k < 0$  в шлаковій ванні, так як краплі електродного металу, які проходять скрізь шлаковий розплав, нагріваються і, внаслідок, знижують температуру шлаку (рис.5). В металевій ванні спостерігається зворотна картина, і  $\psi_k$  приймає позитивне значення.

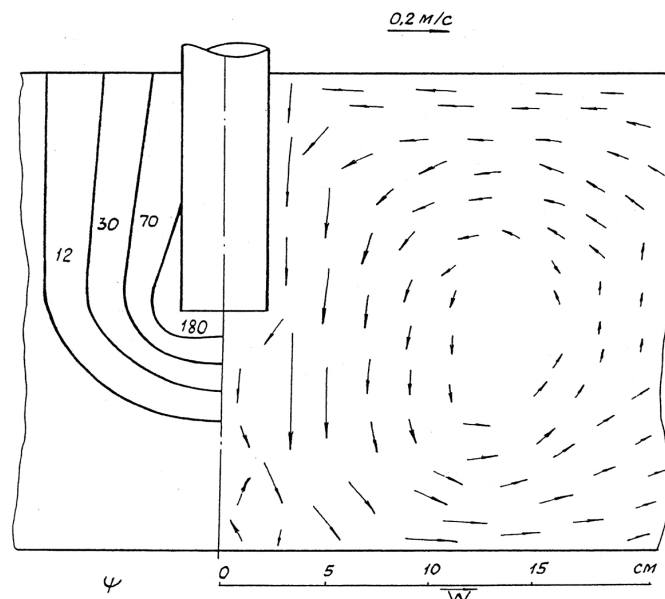


Рисунок 5

**Висновки.** Згідно з цими фізичними процесами температурного поля та гідродинаміки рідкої фази, а також враховуючи гідродинамічну обстановку та конвективний перенос теплової енергії, можливо від самої фізичної перейти до математичної моделі. Враховуючи всі ці дослідження процесу ЕШП, можливе рішення температурних задач з використанням ефективного коефіцієнта теплопровідності. В дослідженні фізичних явищ нами було чітко визначено, як характеризує себе векторне поле швидкостей середовища електрод – шлак – метал та як виливає на струморозподіл та тепловиділення діаметр електрода та глибина шлакової ванни.

#### ЛІТЕРАТУРА

1. Способ электрошлаковой сварки/ Г.З.Волошневич, Д.А.Дудко, В.В.Черных и др., 1957.
2. Моделирование электромагнитных явлений в шлаковой ванне при электрошлаковой сварке/ Я.Ю.Кошлан, В.И.Шарамнин, Э.В.Щербинин// Автоматическая сварка, 1979, № 3.
3. Оценка интенсивности джоулевых источников тепла в шлаковой ванне при ЭШП по бифилярной схеме/ В.А.Шевцов, В.И.Саган, В.Ф.Демченко и др.// Математические методы в исследованиях спец. электрометаллургии. – Киев: ИЭС им. Е.О.Патона, 1976.
4. Шепин Д, Дилавари А.Г. Математическое описание тепло- и массопереноса при электрошлаковом рафинировании/ Проб. спец. электрометаллургии. – Київ: Наукова думка, 1979.
5. Лебедев Б.Д. Розрахунки в теорії зварювальних процесів: Навч. посібник – К.: НОК ВО. – 1993. – 287с.