

зования струи металла в полости выпускного канала в газожидкостный поток с различной степенью организации его после выхода из летки. Определен режим, при котором брызгоунос имеет минимальное значение, а поток наиболее организован.

При всех вариантах расположения сопел **ниже их уровня возникает однородный газожидкостный поток** с большой поверхностью раздела газ-жидкость, но **с различной степенью их организации**. При этом увеличивается время истечения в 1,56-2,13 раза относительно обычного режима выпуска.

Решающим фактором для организации струи является место установки сопел. **По мере перемещения сопел от нижнего края вверх летки** степень организации потока улучшается. Минимальный брызгоунос зафиксирован при расположении сопел в 300 мм от торца модели летки, т.е. в реальной летке для 240-т конвертера это расстояние составит около 1500 мм от ее торца.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Об альтернативном направлении развития конвертерной технологии / А.Д.Кулик, В.В.Несвет, В.П.Полетаев, А.А.Похвалитый // Экологическая безопасность: проблемы и пути решения: 6-ая Междунар. науч.-практ. конф., 6-10 сентября 2010 г., г. Алушта: сб. трудов. – X., 2010. – С.241-245.
2. О назревшей необходимости расширения рафинировочного потенциала конвертерной технологии (рабочие гипотезы: в порядке обсуждения) / А.Д.Кулик, М.А.Кашцев, А.А.Похвалитый, А.С.Пономарь // Сборник научных трудов Днепродзержинского государственного технического университета (технические науки). – 2011. – № 2 (17). – С.25-30.

Поступила в редколлегию 27.06.2013.

УДК 621.785.539:787.044:669.296

ЛЫСЕНКО А.Б., д.ф.-м.н., профессор  
ГУБАРЕВ С.В., ассистент  
КАЛИНИНА Т.В., к.ф.-м.н, доцент

Днепродзержинский государственный технический университет

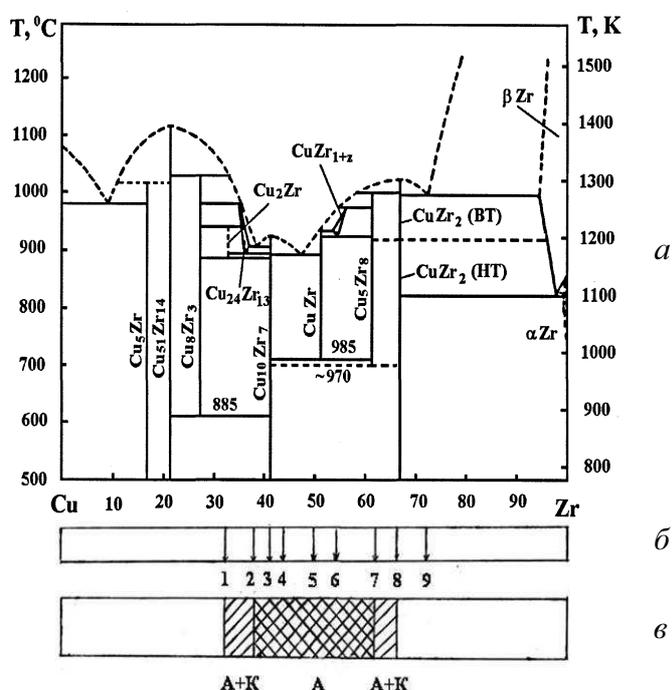
### ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ НА СТРУКТУРУ СПЛАВОВ Cu-Zr

**Введение.** В последние десятилетия при производстве металлических сплавов, наряду с традиционными металлургическими технологиями, находят использование методы закалки из жидкого состояния (ЗЖС). В этих методах тонкие слои перегретого расплава приводятся в контакт с массивным теплоприемником и быстро охлаждаются путем отвода тепла в его внутренние слои [1-3]. Для типичных условий ЗЖС скорость охлаждения расплава достигает значений  $\sim 10^6$  К/с, при которых нормальный ход процессов кристаллизации нарушается и фиксируются метастабильные структурные состояния, в том числе аморфные и нанокристаллические с уникальным комплексом свойств. Переход материалов в аморфное состояние происходит при достаточно высоких (критических) скоростях охлаждения расплава  $v_c$ , которые соответствуют слоям толщиной в несколько десятков микрометров. Уровень значений  $v_c$  может быть существенно снижен за счет целенаправленного подбора природы и относительных количеств компонентов, которые обеспечивают замедление процессов зарождения и роста

кристаллов. Таким путем были получены так называемые объемные металлические стекла (ОМС), т.е. сплавы, затвердевающие без кристаллизации в относительно крупных (>1 мм) сечениях [4-7]. Разработка составов новых ОМС, а также способов и режимов их изготовления являются актуальными задачами современного материаловедения, занимающегося проблемами микрометаллургии прецизионных сплавов.

**Постановка задачи.** В настоящей работе представлены результаты исследований быстрозакаленных сплавов системы Cu-Zr в зависимости от состава и скорости охлаждения, выполненных с целью определения оптимальных соотношений базовых элементов для создания на их основе многокомпонентных композиций с высокой склонностью к некристаллическому затвердеванию.

**Результаты работы. Методика эксперимента.** Для исследования выбраны следующие составы сплавов  $Cu_{100-x}Zr_x$  ( $x = 32, 36, 38, 41, 44, 50, 55, 62, 67, 73$  ат.%), которые представлены стрелками на двойной диаграмме Cu-Zr (рис.1, б) [8]. Для приготовления сплавов использовались компоненты высокой степени чистоты (99,9% для Zr и 99,98% для Cu). Плавление осуществлялось в вакуумной печи сопротивления СШВЭ-1.2, 2/25-43 с остаточным давлением  $10^{-3}$  Па в алундовых тиглях. Для достижения



а – равновесная диаграмма состояния системы Cu-Zr (Zr, ат %);  
 б – составы исследуемых сплавов;  
 в – концентрационные интервалы обнаружения аморфных (А) и аморфно-кристаллических (А+К) структур в сплавах, полученных закалкой из жидкого состояния

Рисунок 1 – Фазовый состав сплавов Cu-Zr в равновесном состоянии и после закалки из расплава

однородности сплавы переплавлялись 3 раза. Состав сплавов контролировали взвешиванием слитков, сравнением фазового состава отожженных образцов с данными диаграммы состояния системы Cu-Zr [8], а также выборочно методом химического анализа. Закалку из жидкого состояния выполняли путем соударения малой (~100 мг) порции расплава, перегретого на 100 К выше точки плавления, с массивной медной пластиной, расположенной под углом  $45^{\circ}$  к направлению движения капли. Изготовленные таким способом чешуевидные образцы имели толщину  $l \cong 100-300$  мкм и использовались для структурных исследований в качестве объектов, закаленных из расплава с минимальными скоростями охлаждения. В другой модификации метода ЗЖС неподвижную пластину заменяли полым медным цилиндром, вращающимся со скоростью до 8000 об/мин. На внутреннюю поверхность цилиндра струей аргона под давлением

$(2-5) \cdot 10^5$  Па впрыскивали каплю перегретого расплава. Соударяясь с движущейся цилиндрической поверхностью, капля растекалась по ней тонким слоем и за-

твердевала в виде фольг, толщина которых изменялась в пределах ~ 20-100 мкм. Помимо относительно бездефектных и однородных по толщине фольг этим способом получали так называемые "усы", т.е. миниатюрные образцы толщиной менее 20 мкм, которые использовали для структурных исследований материалов, полученных в экстремальных условиях ЗЖС. Скорость охлаждения  $\nu$  продуктов быстрой закалки определяли по их толщине  $l$  с помощью зависимостей  $\nu(l)$ , полученных авторами работы [9] согласованием результатов численных решений соответствующей тепловой задачи с массивом экспериментальных оценок  $\nu$ :

$$\lg(\nu) = \begin{cases} 8,06 - 1,69 \lg(l) & \text{для } l > 100 \text{ мкм} \\ 10,53 - 2,93 \lg(l) & \text{для } 20 \leq l \leq 100 \text{ мкм} \\ 8,43 - 1,311 \lg(l) & \text{для } l < 20 \text{ мкм} \end{cases} \quad (1)$$

Рентгеновские исследования литых и быстрозакаленных сплавов осуществляли на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3 в монохроматическом  $\text{Cu}_{K\alpha}$ -излучении. Съемку дифрактограмм вели в интервале углов отражения  $2\theta = 20-100^\circ$ . Фазовый состав исследуемых образцов определяли сравнением экспериментальных наборов межплоскостных расстояний и относительных интенсивностей дифракционных максимумов со справочными данными картотеки ASTM.

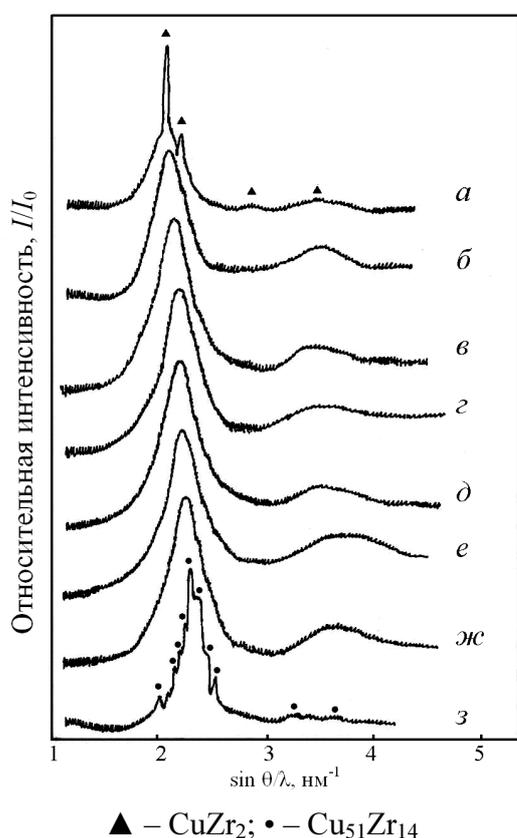


Рисунок 2 – Дифрактограммы быстрозакаленных фольг толщиной 50-60 мкм (б–ж) и 20–30 мкм (а, з) сплавов Cu-Zr с содержанием циркония (ат.%): а – 67; б – 62; в – 55; г – 50; д – 44; е – 41; ж – 38; з – 32

*Анализ экспериментальных данных.* С целью определения концентрационных интервалов, в пределах которых при заданном режиме охлаждения формируются аморфные структуры, сплавы различных составов, отмеченные стрелками на рис.1, б, подвергали закалке из жидкого состояния, добиваясь получения фольг близкой толщины (50-60 мкм). Структуру быстрозакаленных фольг контролировали дифрактометрическим методом, для чего осуществляли съемку дифракционных картин от контактной (КП) и свободной (СП) поверхностей образцов. На рис.2 показана серия кривых рассеяния для быстрозакаленных сплавов Cu-Zr с содержанием циркония от 32 до 67 ат.%. Видно, что дифрактограммы фольг, принадлежащих концентрационному интервалу 38-62 ат.% Zr, в интервале значений  $\sin\theta/\lambda=1-5 \text{ nm}^{-1}$  содержат лишь два сильно размытых максимума, т.е. имеют вид, типичный для расплавов и металлических стекол. Отсутствие в дифракционных спектрах быстрозакаленных образцов четких максимумов, являющихся характерной особенностью

картин рассеяния поликристаллических материалов, свидетельствует о том, что в рассматриваемом промежутке составов в условиях ЗЖС процессы кристаллизации подавляются и фиксируются аморфные структуры.

Путем обработки дифракционных картин полученных аморфных образцов определяли координаты первого  $\theta_1$  и второго  $\theta_2$  максимумов, а также эффективные размеры областей когерентного рассеяния (ОКР)  $L$  и кратчайшие межатомные расстояния  $R_0$ , которые рассчитывали по соотношениям Селякова-Шеррера [10] и Эренфеста [11] соответственно:

$$L = \lambda / \beta \cdot \cos \theta_1, \quad (2)$$

$$R_0 = 0,615 \cdot \lambda / \sin \theta_1, \quad (3)$$

где  $\lambda$  – длина волны рентгеновского излучения;

$\beta$  – интегральная ширина первого диффузного гало.

Изменения контролируемых структурных параметров от состава показаны в табл.1.

Таблица 1 – Результаты обработки дифрактограмм быстрозакаленных сплавов системы  $\text{Cu}_{100-x}\text{Zr}_x$

| x, ат% | $l$ ,<br>мкм | $\sin \theta_1 / \lambda$ ,<br>$\text{нм}^{-1}$ | $\frac{\sin \theta_2}{\sin \theta_1}$ | $L$ ,<br>нм | $R_0$ ,<br>нм | $R_0^{\text{инт}}$ ,<br>нм |
|--------|--------------|---|---------------------------------------|-------------|---------------|----------------------------|
| 38     | 58           | 2,26  | 1,72                                  | 1,30        | 0,272         | 0,281                      |
| 41     | 56           | 2,23  | 1,67                                  | 1,27        | 0,275         | 0,283                      |
| 44     | 62           | 2,22  | 1,66                                  | 1,26        | 0,277         | 0,285                      |
| 50     | 55           | 2,21  | 1,66                                  | 1,33        | 0,280         | 0,289                      |
| 55     | 57           | 2,12  | 1,66                                  | 1,31        | 0,290         | 0,292                      |
| 62     | 50           | 2,11  | 1,65                                  | 1,28        | 0,293         | 0,297                      |

Как видно из табл.1, с ростом содержания циркония положение первого пика ( $\sin \theta / \lambda$ ) дифракционных картин изменяется от 2,26 до 2,11  $\text{нм}^{-1}$ . Однако относительные положения максимумов не обнаруживают концентрационной зависимости, а соотношение  $\sin \theta_2 / \sin \theta_1$  лежит в пределах 1,65-1,72, что является характерной особенностью структуры металлических стекол. Результаты расчетов размеров ОКР свидетельствуют о том, что все дифрактограммы имеют приблизительно одинаковую степень диффузности, которая отвечает значениям  $L$  в пределах 1,28-1,33 нм. Рассчитанные значения кратчайших межатомных расстояний  $R_0$  в рассматриваемом концентрационном интервале демонстрируют увеличение от 0,272 до 0,293 нм с ростом содержания циркония и удовлетворительно коррелируют с теоретическими значениями  $R_0^{\text{инт}}$ , полученными по кристаллографическим параметрам для чистых компонентов (Zr и Cu) и равновесных кристаллических фаз системы Cu-Zr (табл.1). Это означает, что аморфные фазы системы Cu-Zr имеют состав, близкий к исходному, а закономерное увеличение  $R_0$  и  $R_0^{\text{инт}}$  объясняется ростом относительного количества циркония, имеющего больший атомный радиус (1,60 нм) по сравнению с атомным радиусом меди (1,28 нм) [12].

Как видно из рис.1, в и 2, при выходе за пределы концентрационного интервала 38-62 ат.% Zr как в одну, так и в другую сторону в быстрозакаленных фольгах фиксируются аморфно-кристаллические структуры. В сплавах, обогащенных цирконием,

роль кристаллической фазы играет соединение  $\text{CuZr}_2$  (рис.2, а), в то время как в сплавах с повышенным содержанием меди выявляется соединение  $\text{Cu}_{51}\text{Zr}_{14}$  (рис.2, з). Дальнейшее отклонение состава сплавов от указанного выше интервала приводит к полному исчезновению аморфной составляющей в структуре быстроохлажденных фольг и формированию смеси равновесных фаз системы Cu-Zr. Таким образом, согласно результатам дифрактометрического анализа при закалке из жидкого состояния сплавов системы Cu-Zr со скоростями охлаждения  $\sim(2-4) \cdot 10^5$  K/c, которые соответствуют толщине фольг 50-60 мкм, полностью аморфная структура фиксируется в сплавах с содержанием циркония от 38 до 62 ат.%.

С целью использования сплавов Cu-Zr в качестве базовой системы для создания многокомпонентных объемно-аморфизирующихся композиций для сплавов, принадлежащих области аморфизации, определяли критическую скорость охлаждения  $v_c$  (максимальную толщину фольг  $l_c$ ), при которой фиксируется полностью аморфная структура. Сплавы считали аморфными, если дифрактограммы, полученные от противоположных поверхностей фольг, являются качественно подобными, носят диффузный характер и не содержат явно выраженных максимумов интенсивности от кристаллических фаз. Исследуемые образцы в виде фольг толщиной от 30 до 200 мкм получали, варьируя технологические параметры используемых способов быстрой закалки (давление транспортирующего газа, скорость вращения цилиндра и степень предварительного перегрева расплава). Результаты расчетов критической скорости охлаждения от содержания Zr в исследуемых сплавах представлены на рис.3, кривая 1.

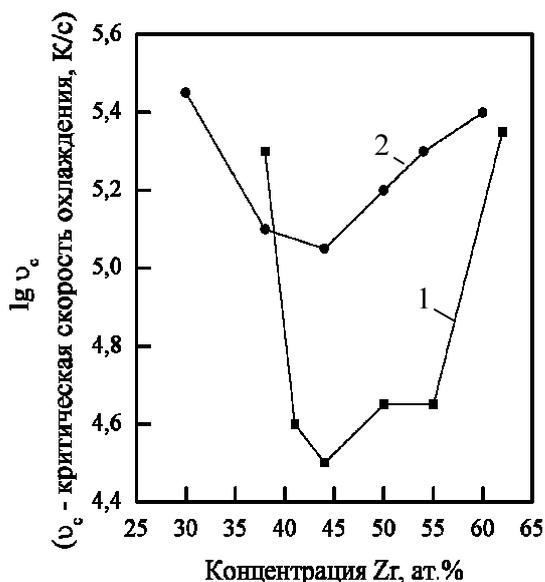


Рисунок 3 – Концентрационная зависимость критической скорости закалки для сплавов системы Cu-Zr

стойчивостью структуры и, следовательно, относительно невысокими значениями скоростей зарождения и роста кристаллов. Поэтому при закалке из жидкого состояния образование фазы CuZr может быть подавлено, что облегчает некристаллическое затвердевание анализируемого сплава.

При отклонении состава сплавов от точки максимальной стеклообразующей способности в сторону меди значения  $v_c$  резко возрастают, достигая уровня  $\sim 2 \cdot 10^5$  K/c в сплаве  $\text{Cu}_{62}\text{Zr}_{38}$ , соответствующем нижней границе интервала полной аморфизации.

Как следует из рис.3, наивысшей склонностью к аморфизации характеризуется сплав  $\text{Cu}_{56}\text{Zr}_{44}$  ( $v_c = 3 \cdot 10^4$  K/c,  $l_c = 120$  мкм). Согласно равновесной диаграмме состояния (рис.1, а) состав этого сплава близок к точке низкотемпературного эвтектического превращения, в котором участвуют промежуточные соединения  $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$  и CuZr. Одна из эвтектических фаз (CuZr) образуется по перитектической реакции и в процессе дальнейшего охлаждения при температуре 985 K испытывает эвтектоидный распад на смесь интерметаллидов  $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$  и  $\text{CuZr}_2$ . Отмеченные особенности строения диаграммы состояния свидетельствуют, что соединение CuZr характеризуется низкой ус-

Наоборот, при увеличении содержания Zr относительно состава  $\text{Cu}_{56}\text{Zr}_{44}$  концентрационная зависимость  $v_c$  демонстрирует иной характер. В интервале составов 44-50 ат.% Zr прирост значений  $v_c$  весьма незначителен (приблизительно 36%), в сплавах с 50-55 ат.% Zr кривая проходит через второй слабо выраженный минимум, после чего на отрезке 55-62 ат.% Zr критическая скорость закалки возрастает практически на порядок (от  $5 \cdot 10^4$  до  $4 \cdot 10^5$  К/с). На рис.3, кривая 2 также представлены результаты работы [13]. Видно, что кривые 1 и 2 на рис.3 коррелируют между собой по расположению точки абсолютного минимума (44 ат.% Zr). Однако соответствующее значение критической скорости охлаждения ( $\sim 10^5$  К/с), приведенное авторами [13], существенно превышает оценочное значение ( $3 \cdot 10^4$  К/с), полученное в настоящей работе с помощью соотношений (1). Причинами выявленного несоответствия, по-видимому, являются различия методик приготовления быстрозакаленных образцов и расчетов скорости охлаждения.

#### Выводы.

1. Рентгеноструктурными исследованиями сплавов системы Cu-Zr установлено, что при закалке из жидкого состояния со скоростями охлаждения  $v_c = (2-4) \cdot 10^5$  К/с в концентрационном диапазоне 38-62 ат.% Zr процессы кристаллизации подавляются и фиксируются аморфные фазы исходного химического состава.

2. При выходе за границы интервала аморфизации формируются аморфно-кристаллические структуры, в которых роль кристаллической составляющей играют равновесные конгруэнтные соединения:  $\text{Cu}_{51}\text{Zr}_{14}$  в сплавах, обогащенных медью (32-37% Zr), и  $\text{CuZr}_2$  в сплавах, обогащенных цирконием (63-68% Zr).

3. Показано, что наибольшей склонностью к некристаллическому затвердеванию обладает сплав  $\text{Cu}_{56}\text{Zr}_{44}$ , который переходит в аморфное состояние при скорости быстрой закалки  $v_c = 3 \cdot 10^4$  К/с. Этот состав сплавов Cu-Zr может быть рекомендован в качестве базовой бинарной композиции для создания легко стеклющихся многокомпонентных сплавов.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Либерман Х.Х. Приготовление образцов: различные методы и описание способов закалки из расплава // Аморфные металлические сплавы / [под ред. Ф.Е.Люборского; пер. с англ. А.М.Глезера]. – М.: Metallurgy, 1987. – 584с.
2. Мирошниченко И.С. Закалка из жидкого состояния / И.С.Мирошниченко – М.: Metallurgy, 1982. – 167с.
3. Маслов В.В. Получение аморфных металлических сплавов / В.В.Маслов, Д.Ю.Падерно // Аморфные металлические сплавы. – Киев: Наукова Думка, 1987. – С.52-86.
4. Wang W.H Bulk metallic glasses / W.H.Wang, C.Dong, C.H.Shek // Mat. Sci. and Eng. – 2004. – R.44. – P.45-89.
5. Ковнеристый Ю.К. Объемно-аморфизирующиеся металлические сплавы / Ю.К.Ковнеристый. – М.: Наука, 1999. – 80с.
6. Suryanarayana J. Bulk metallic glasses / J.Suryanarayana, A.Inoue. – New York: Taylor & Francis Group, 2011. – 523p.
7. Schroers J. Processing of Bulk Metallic Glass / J.Schroers // Adv. Mater. – 2010. – Vol. 22. – P.1566-1597.
8. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник в 3-х т. Т. 2 / [под общ. ред. Лякишева Н.П.]. – М.: Машиностроение, 1997. – 1024с.
9. Лысенко А.Б. Расчет скорости охлаждения при закалке сплавов из жидкого состояния / А.Б.Лысенко, Г.В.Борисова, О.Л.Кравец // Физика и техника высоких давлений. – 2004. – Т. 14, № 1. – С.44-53.

10. Уманский Я.С. Рентгенография металлов и полупроводников / Я.С.Уманский.– М.: Металлургия, 1969. – 496с.
11. Скрышевский А.Ф. Структурный анализ жидкостей / А.Ф.Скрышевский. – М.: Высшая школа, 1971. – 352с.
12. Горелик С.С. Рентгенографический и электроннооптический анализ / С.С.Горелик, Л.Н.Расторгуев, Ю.А.Скаков. – М.: Металлургия, 1970. – 366с.
13. Glass forming ability of transition metal – Zr alloys / Nishi Y., Morohoski T., Kawakomi M. [et al.] // Proc. 4-th Int. Conf. on Rapidly Quenched Metals. – Sendai, 1982. – P.111-114.

Поступила в редколлегию 26.06.2013.

УДК 621.643.412

РЕЙДЕРМАН Ю.І., к.т.н. доцент  
ЧЕРЕДНИК Є.О., ст. викладач  
ПЕРЕМІТЬКО В.В., к.т.н., доцент  
ЛАЗАРЕНКО Р.О., магістр  
СІМЧУК В.І., магістр

Дніпродзержинський державний технічний університет

### УПРАВЛІННЯ ЯКІСТЮ ШЛЯХОМ РОЗРОБКИ АЛГОРИТМУ РОЗРАХУНКУ ПАРАМЕТРІВ РЕЖИМУ ЗВАРЮВАННЯ У ВУГЛЕКИСЛОМУ ГАЗІ ДЛЯ ПРОГРАМИ НА МОВІ JAVA-2

**Вступ.** Розрахунок параметрів режиму зварювання і форми зварного шва є актуальним завданням у зв'язку із зростанням ступеня автоматизації, роботизації виробництва зварних конструкцій і необхідністю підвищення продуктивності праці інженерів при проектуванні технології.

**Постановка задачі.** Зроблено багато спроб пов'язати параметри процесу зварювання шляхом плавлення. Можна виділити три напрями у вирішенні цього завдання: розробку методик визначення режимів зварювання і розмірів шва за допомогою номограм і емпіричних рівнянь [1]; створення рівнянь, що зв'язують режим зварювання і розміри шва методом формальної [2] і критеріальної інтерполяції [3]; розробку систем, що складаються з рівнянь, отриманих з теорії теплопередачі при зварюванні, та рівнянь, складених методом критеріальної інтерполяції. У деяких випадках в систему вводять рівняння, отримані методом формальної інтерполяції [4]. Поставлено завдання розробки алгоритму розрахунку параметрів режиму зварювання в  $\text{CO}_2$  з'єднань різних типів з низьковуглецевих і низьколегованих сталей.

**Результати роботи.** За базову систему прийнята система чотирьох рівнянь, що дозволяє визначити чотири параметри режиму зварювання (зварювальний струм  $I_{зв}$ , напруження дуги  $U_d$ , швидкість зварювання  $V_{зв}$  і діаметр електродного дроту  $d_e$ ) за заданими розмірами конструктивних елементів з'єднань та швів (товщина деталей  $S$ , зазор в місці їх з'єднання  $b$ , притуплення  $c$ , кут оброблення  $\alpha$  або катет  $k$ , ширина і висота підсилення  $g$  шва) по ГОСТ 14771-76. Рівняння пов'язують параметри режиму зварювання, розміри швів і конструктивних елементів з'єднань, а також теплофізичні характеристики зварюваного матеріалу (коефіцієнти теплопровідності  $\lambda$  і теплопровідності  $\alpha$ , щільність матеріалу  $\rho$ , температуру його плавлення  $T$  і ефективний ККД дуги  $\eta$ ). Система має вигляд: