



УДК 621.762

<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2024-2-14-22>

Научная статья  
Research article



## Обработка теоретических основ прогнозирования структурно-морфологических характеристик диффузионно-сварных швов композита бериллий–медь

Б. В. Сырнев <sup>✉</sup>, О. И. Масленников, О. В. Семилуцкая

Восточно-Казахстанский технический университет им. Д. Серикбаева  
Казахстан, 070004, г. Усть-Каменогорск, ул. Серикбаева, 19

✉ [izusan@mail.ru](mailto:izusan@mail.ru)

**Аннотация.** Представлены результаты теоретических и экспериментальных исследований качества диффузионной сварки композита бериллий–медь. Проведены численные исследования параметров гетеродиффузии диффузантов и толщины сварного шва пары Ве–Си в зависимости от температурно-временных режимов. В результате аналитических исследований было установлено, что толщина диффузионного шва в стыке Ве–Си изменяется от 26 до 345 мкм при увеличении температуры с 800 до 1000 °С и времени выдержки – от 20 до 120 мин. Расчетная толщина слоя при диффузионной сварке пары Ве–Си при  $t = 800$  °С в течение 2 ч составляет 65 мкм: 15 мкм со стороны бериллия и 50 мкм со стороны меди. Обращает на себя внимание вероятность образования в диффузионном шве зоны интерметаллидного соединения  $\text{CuBe}_3$ , что является неблагоприятным фактором, снижающим механические свойства. Для теоретического обоснования модификации структуры и свойств диффузионной зоны проведены численные исследования сварки с использованием фольговой прокладки толщиной 10 мкм из материала, хорошо растворимого в бериллии, – никеля. Показано, что после температурно-временной экспозиции при  $t = 900$  °С в течение 20 мин формируется диффузионно-сварной шов шириной 50 мкм. Его структура состоит из 2 однофазных зон твердых растворов на основе меди и бериллия, а также двух двухфазных зон, представляющих собой упрочненные интерметаллидами твердые растворы. Отсутствие в шве структурных зон, состоящих только из интерметаллидов (как это имело место при сварке диффузионной пары Ве–Си), позволяет ожидать снижения охрупчивающего сварной шов эффекта. Полученные результаты аналитических исследований могут служить основой методики теоретического прогнозирования качества диффузионной сварки композита бериллий–медь.

**Ключевые слова:** бериллий, медь, железо, диффузионная сварка, гетеродиффузия, скорость диффузии, композит, температура, время, фазовый состав, механические свойства, микроструктура

**Для цитирования:** Сырнев Б.В., Масленников О.И., Семилуцкая О.В. Обработка теоретических основ прогнозирования структурно-морфологических характеристик диффузионно-сварных швов композита бериллий–медь. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия.* 2024;18(2):14–22. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2024-2-14-22>

# Establishing theoretical foundations for predicting the structural and morphological characteristics of diffusion-welded joints of the beryllium–copper composite

B. V. Syrnev , O. I. Maslennikov, O. V. Semilutskaya

East Kazakhstan Technical University named after D. Serikbayev  
19 Serikbaev Str., Ust-Kamenogorsk 070004, Kazakhstan

 izusan@mail.ru

**Abstract.** The paper presents the results of theoretical and experimental studies regarding the quality of diffusion welding of the beryllium–copper composite. Numerical investigations of the parameters of heterodiffusion of diffusants and the thickness of the Be–Cu pair welded joint under varying temperature-time conditions were conducted. The analytical examinations revealed that the thickness of the diffusion weld at the Be–Cu joint varies between 26 and 345  $\mu\text{m}$ , with the temperature increasing from 800 to 1000  $^{\circ}\text{C}$  and the holding time ranging from 20 to 120 min. The calculated layer thickness during the diffusion welding of a Be–Cu pair at 800  $^{\circ}\text{C}$  for 2 h is 65  $\mu\text{m}$ , with 15  $\mu\text{m}$  on the beryllium side and 50  $\mu\text{m}$  on the copper side. Notably, a  $\text{CuBe}_3$  intermetallic compound zone can form in the diffusion weld, which should be considered an adverse factor that reduces the mechanical properties. To theoretically substantiate the modification of the structure and properties of the diffusion zone, a numerical study of welding was carried out using a 10  $\mu\text{m}$  thick nickel foil spacer, which is readily soluble in beryllium. It was demonstrated that after exposure to temperature-time conditions at 900  $^{\circ}\text{C}$  for 20 min, a 50  $\mu\text{m}$  wide diffusion-bonded joint is formed. Its structure includes two single-phase zones of solid solutions based on copper and beryllium, as well as two two-phase regions consisting of solid solutions hardened with intermetallic compounds. Since the weld lacks structural zones consisting solely of intermetallic compounds (unlike when welding the Be–Cu diffusion pair), there are grounds to anticipate a reduction in the embrittling effect on the weld. The results obtained from the analytical studies can serve as the foundation for a theoretical prediction method for assessing the quality of diffusion welding of the beryllium–copper composite.

**Keywords:** beryllium, copper, iron, diffusion welding, heterodiffusion, diffusion rate, composite, temperature, time, phase composition, mechanical properties, microstructure

**For citation:** Syrnev B.V., Maslennikov O.I., Semilutskaya O.V. Establishing theoretical foundations for predicting the structural and morphological characteristics of diffusion-welded joints of the beryllium–copper composite. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2024;18(2):14–22. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2024-2-14-22>

## Введение

В последнее время обострились проблемы в области энергетики: непрерывное увеличение энергопотребления вызвало взрывной рост цен на «углеродное» топливо (газ, нефть, уголь), а надежды на «зеленые» технологии ограничены возможностями гидро-, ветро-, гелио- и геотермальной энергетики. В то же время глобальное потепление на планете ученые связывают с использованием углеродного топлива, что обуславливает целесообразность введения «углеродного» налога.

В этих условиях ученые обращают свое внимание на новые источники энергии: «водородные», «гелиевые», а также, преодолевая «радиофобию», рассматривают возможность применения и дальнейшего развития атомной энергетики. Одним из перспективных путей в этом направлении является развитие термоядерной энергетики, основными достоинствами которой являются высокая степень безопасности (невозможен аварийный разгон энергетического реактора), наличие практически неисчерпаемых запасов

топлива (изотопов водорода), высокая степень экологичности энергетических процессов по сравнению с тепловыми и атомными электростанциями. В этом направлении работают объединенные исследовательские международные группы, в частности по проекту «International Thermonuclear Experimental Reactor» [1; 2].

Энергия термоядерных реакций между изотопами водорода выделяется в виде энергии нейтронов (14,1 МэВ) и ионов гелия – альфа-частиц (3,5 МэВ), поглощается специальным устройством, окружающим плазму, blanketом и снимается теплоносителем первого контура охлаждения. Реактор требует снабжения дейтерием и литием. Тритий нарабатывается из лития в процессе работы реактора [3; 4].

Создание термоядерного реактора требует решения широкого круга научных и технических проблем. Для изготовления различных элементов конструкции реактора требуется применение металлов, сплавов и неметаллов, обладающих высокими физико-механическими свойствами в широком диапазоне температур и нагрузок, а также эрозионной и коррозийной

стойкостью в различных средах, не изменяющейся при воздействии электромагнитных и электрических полей, радиоактивных излучений и т.д. Этим требованиям соответствуют некоторые марки сталей, жаропрочных сплавов, цветных металлов (медь, алюминий, бериллий, вольфрам), сверхтвердых сплавов и металлокерамических материалов [5–10].

В частности, из бериллия изготавливается важнейший элемент рабочей тороидальной камеры – внутренняя стенка [11–20]. Физики-разработчики определили оптимальную конструкцию бланкета, которая представляет собой трехслойный композит из бериллия, медного сплава и нержавеющей стали с системой внутренних каналов для теплоносителя, в качестве которого используется вода (рис. 1). Зоны консолидации ингредиентов композита «бериллий – медный сплав – нержавеющая сталь» должны иметь высокие термостойкие и теплопроводящие свойства. Значительные успехи были достигнуты по соединению бериллия и меди с использованием технологии пайки [18–20]. Однако метод диффузионной сварки имеет определенные преимущества [21–24] и, по мнению авторов, перспективен для дальнейшего улучшения эксплуатационных свойств указанных композитов.

Цель работы состояла в проведении численных исследований диффузионного взаимодействия ингредиентов композита и разработке теоретических основ прогнозирования морфологии, состава и структуры диффузионных швов.

## Методика эксперимента

В работе применен математический аппарат, разработанный сотрудниками Московского инженерно-физического института под руководством д.т.н. Д. Скорова для диффузионных расчетов взаимо-

действия бериллия с примесями [25], использованы принципы формирования структуры контактных зон при гетеродиффузии [26] и справочные данные о численных закономерностях диффузионной подвижности изучаемых элементов [27], а также проведен анализ соответствующих диаграмм состояния [28] для разработки инженерного алгоритма качественной (структуры) и количественной (ширина диффузионной и структурных зон) оценок контактных зон конкретного композита бериллий–медь–железо.

Экспериментально-аналитические исследования проводились в два этапа:

1) проведение аналитических исследований параметров гетеродиффузии (глубина, концентрация) элементов в зоне контакта диффузионных пар в зависимости от температурно-временных режимов;

2) прогнозирование фазового состава и размеров структурных зон в зависимости от режимов диффузионной сварки.

При аналитическом исследовании гетеродиффузии элементов рассчитывали концентрацию диффундирующего элемента  $C(z)$  в зависимости от расстояния ( $x$ ) до исходной границы контакта диффузионных пар и времени ( $\tau$ ), используя уравнение [25]

$$C(z) = C(0) \left\{ \frac{\exp(-z^2) - \frac{\gamma}{\sqrt{\gamma^2 + 1}} \exp\left(-z^2 \frac{\gamma^2 + 1}{\gamma^2}\right)}{1 - \frac{\gamma}{\sqrt{\gamma^2 + 1}}} - \frac{\sqrt{\pi z} \left[ \operatorname{erf} C(z) - \operatorname{erf} C\left(z \frac{\sqrt{\gamma^2 + 1}}{\gamma}\right) \right]}{1 - \frac{\gamma}{\sqrt{\gamma^2 + 1}}} \right\}, \quad (1)$$

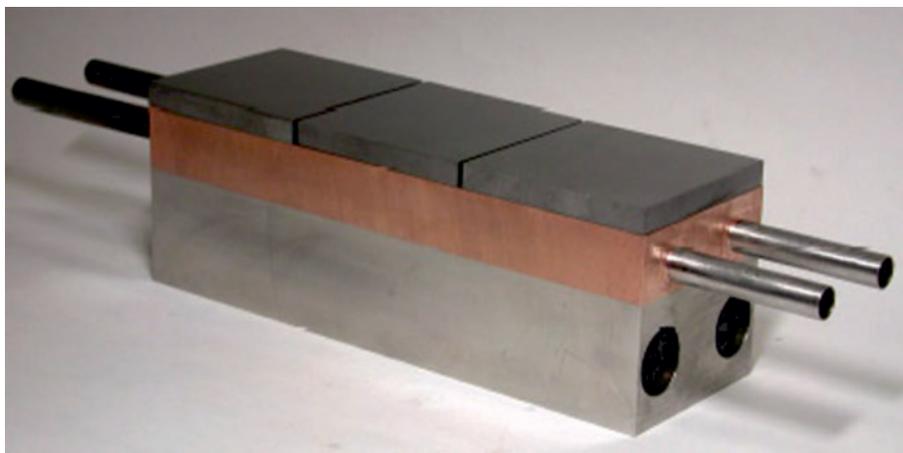


Рис. 1. Макет фрагмента первой стенки ИТЭР (International Thermonuclear Experimental Reactor)

Fig. 1. Model of a fragment of the International Thermonuclear Experimental Reactor first wall

где  $z = \frac{x}{2} \sqrt{D\tau}$ ,  $\gamma = \sqrt{\frac{\tau_2}{\tau_1}}$ ;  $\tau_1$  и  $\tau_2$  – время взаимодействия при постоянном и мгновенном источниках диффузии соответственно;  $C(0)$  – концентрация элемента-диффузанта на границе контакта.

Для определения величины  $C(0)$  использована логика формирования контактных зон при спекании разнородных взаимно растворимых материалов [26]. Из диаграммы состояния Be–Cu следует, что при гетеродиффузии в стыке диффузионной пары при  $t = 800^\circ\text{C}$  образуется промежуточная  $\gamma$ -фаза CuBe переменного состава с содержанием 11,3 мас. % Be со стороны меди и 86,7 мас. % Cu со стороны бериллия. Указанная фаза с соответствующим химическим составом рассматривалась как постоянный источник со значениями концентрации  $C(0)$  соответствующего диффузанта на границе раздела при исследуемой температуре.

Зависимость коэффициента диффузии от температуры выражается известным уравнением [27]

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right),$$

где  $D_0$  – коэффициент, зависящий от природы элемента;  $Q$  – энергия активации процесса, кДж;  $R$  – газовая постоянная;  $T$  – температура, К.

Коэффициенты диффузии рассчитывали по формулам [27]

$$\text{Be в Cu: } D = 0,66 \exp\left(\frac{-159,9 \text{ кДж}}{RT}\right), \quad (2)$$

$$\text{Cu в Be: } D = 0,084 \exp\left(\frac{-198,7 \text{ кДж}}{RT}\right). \quad (3)$$

Алгоритм решения уравнения (1) протабулирован в работе [25] и был использован при вычислении концентраций диффузанта в зависимости от температуры, времени и расстояния от стыка ингредиентов композита.

## Результаты и их обсуждение

Была рассчитана толщина диффузионной зоны (шва) как результат гетеродиффузии элементов модельных пар Be–Cu в зависимости от температуры и времени сварки (рис. 2). Анализ диаграмм показывает, что толщина диффузионного шва в стыке Be–Cu изменяется от 26 до 345 мкм при увеличении температуры с 800 до 1000 °C и времени выдержки от 20 до 120 мин. Теоретический прогноз фазового состава диффузионного шва (рис. 3) определялся сопоставлением рассчитанных по формулам (1)–(3) концентраций компонентов (диффузанта и матричный металл) с диаграммой состояния Be–Cu.

Расчетная толщина слоя при диффузионной сварке пары Be–Cu при  $t = 800^\circ\text{C}$  в течение 2 ч составляет 65 мкм: 15 и 50 мкм со стороны бериллия и меди соответственно. Обращает на себя внимание вероятность образования в диффузионном шве интерметаллидных соединений. При указанном режиме сварки (800 °C, 2 ч) возникает диффузионный шов, характеризующийся многофазной структурой (см. рис. 3). На его периферии должны формироваться твердые растворы на основе бериллия ( $\alpha_{\text{Be}}$ ) и меди ( $\alpha_{\text{Cu}}$ ), а ближе к начальной границе контакта – зона интерметаллида  $\text{CuBe}_3$  и двухфазные области  $\alpha_{\text{Be}} + \text{CuBe}_3$ ,  $\beta_{\text{Cu}} + \text{CuBe}$ ,  $\alpha_{\text{Cu}} + \beta_{\text{Cu}}$ .

Охлаждение до 20 °C должно сопровождаться уменьшением количества фаз: исчезнет фаза  $\beta_{\text{Cu}}$ , а области твердых растворов на основе меди и бериллия сократятся. При комнатной температуре сохранится диффузионная зона толщиной 65 мкм, содержащая кроме твердых растворов интерметаллические соединения  $\text{CuBe}_3$  и  $\text{CuBe}$  (см. рис. 3).

Для оценки качества диффузионного соединения была проведена экспериментальная проверка. Для этого были изготовлены цилиндрические заготовки диаметром 100 мм и высотой 50 мм из бериллия марки ТПП-56 и меди МЗ. После очистки поверхности травлением собирали цилиндрический блок Be–Cu. Диффузионную сварку [24] проводили в лабораторной печи горячего прессования в вакууме (1,33 Па) при температуре 700–850 °C в течение 2 ч при одноосном сжатии под давлением 10 МПа. Место соединения каждой заготовки аттестовывалось по результатам механических испытаний на растяжение трех образцов (рис. 4), представленным в таблице.

Анализ полученных данных показал, что во всех случаях разрушение образцов происходило по стыку

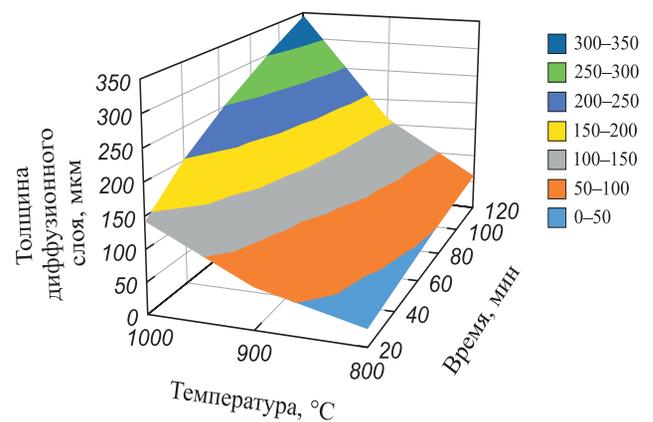


Рис. 2. Зависимость толщины диффузионной зоны Be–Cu от температуры и времени (20–120 мин) диффузионной сварки

Fig. 2. Dependence of the thickness of the Be–Cu diffusion zone on temperature and time during diffusion welding (20–120 min)

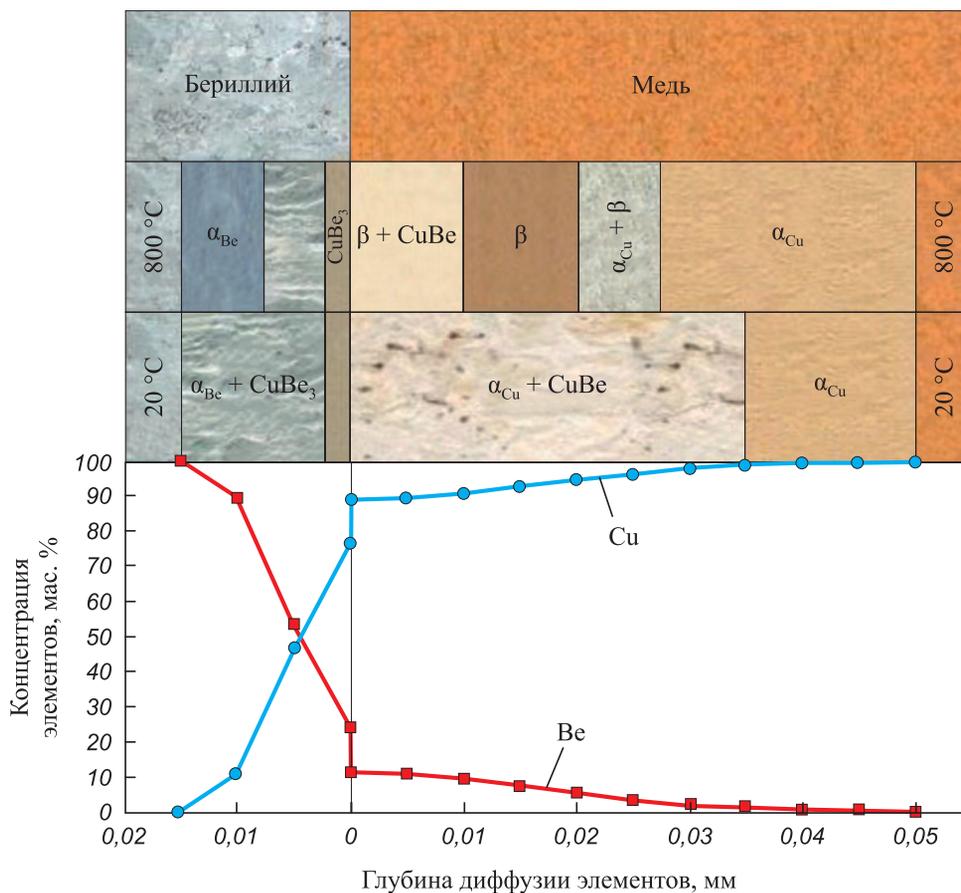


Рис. 3. Прогнозируемые параметры качества диффузионно-сварных швов Be–Cu (глубина диффузии, концентрация элементов, фазовый состав и размеры структурных зон) при  $t = 20$  и  $800$  °C

Fig. 3. Predicted quality parameters of Be–Cu diffusion welds at  $t = 20$  and  $800$  °C, including diffusion depth, concentration of elements, phase composition, and dimensions of structural zones

свариваемых ингредиентов, где в процессе диффузионного взаимодействия наблюдалось образование охрупчивающей интерметаллидной фазы  $\text{CuBe}_3$  (рис. 5). По этой причине уровень механических свойств соединения не превышал 50 % значений для матричного металла – бериллия.



Рис. 4. Образцы для механических испытаний

Fig. 4. Mechanical test samples

Таким образом, недостатком конструируемого композита является возникновение в структуре шва Be–Cu зоны, состоящей только из зерен интерметаллида  $\text{CuBe}_3$ , что может приводить к охрупчиванию сварного соединения и снижению его механических характеристик.

В дальнейших численных исследованиях принята попытка преодолеть указанный структур-

Результаты механических испытаний образцов из диффузионно-сварного биметалла Be–Cu  
Be–Cu diffusion-welded bimetal samples' mechanical test results

Температура сварки, °C	Относительное удлинение, %	Предел прочности, МПа	Усл. предел текучести, МПа
700	Образцы разрушились при изготовлении		
750	0,6	185	172
800	–	120	–
850	Образцы разрушились при изготовлении		

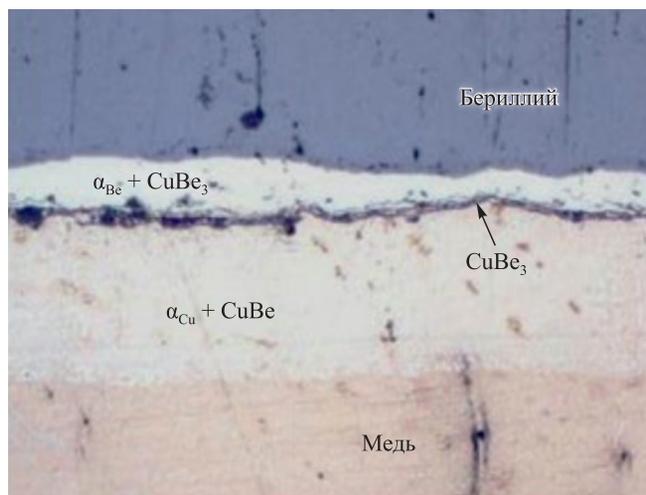


Рис. 5. Микроструктура (×200) сварного шва Ве–Cu после диффузионной сварки при  $t = 800\text{ °C}$ , 2 ч

Fig. 5. Microstructure (×200) of Be–Cu weld after diffusion welding at  $t = 800\text{ °C}$  for 2 h

ный недостаток путем использования фольговых прослоек из металлов, хорошо растворимых в материалах диффузионной пары, с температурой плавления не ниже, чем у меди, и не образующих структурных однофазных зон, состоящих только из интерметаллидов. Критичной также является толщина этих прослоек. В процессе гетеродиффузии материал прокладки должен раствориться в основных компонентах (бериллии и меди).

Таким образом, была выбрана фольговая прослойка из никеля толщиной 10 мкм, гипотетически размещенная между бериллием и медью. Далее были проведены численные исследования по алгоритму, приведенному выше. С использованием зависимостей (2)–(7) для расчета коэффициентов диффузии [27]:

$$\text{Cu в Ni: } D = 7,0 \exp\left(\frac{-238 \text{ кДж}}{RT}\right), \quad (4)$$

$$\text{Ni в Cu: } D = 1,95 \exp\left(\frac{-236 \text{ кДж}}{RT}\right), \quad (5)$$

$$\text{Ni в Be: } D = 2,24 \exp\left(\frac{-247 \text{ кДж}}{RT}\right), \quad (6)$$

$$\text{Be в Ni: } D = 0,02 \exp\left(\frac{-193 \text{ кДж}}{RT}\right), \quad (7)$$

по уравнению (1) были определены параметры гетеродиффузии (глубина и концентрация), а также толщина диффузионных зон, образующихся при сварке в диапазоне температур 800–1000 °C в течение 20–120 мин (рис. 6).

Анализ диаграмм (см. рис. 2 и 6) показывает, что диффузионная зона, сравниваемая по толщине с разме-

ром, получаемым при сварке Ве–Cu ( $t = 800\text{ °C}$ , 2 ч), может быть достигнута при сварке с никелевой прокладкой по режиму  $t = 900\text{ °C}$ , 20 мин. Прогнозируемая концентрация элементов и структура сварного шва представлены на рис. 7.

Структура диффузионного слоя при температуре сварки 900 °C состоит из двух зон, представляющих собой твердые растворы на основе меди  $\alpha_{\text{Cu}}$  и бериллия  $\alpha_{\text{Be}}$ , а также двух зон со структурой на основе этих растворов, упрочненных интерметаллидными соединениями CuBe и NiBe. После охлаждения до комнатной температуры исчезает зона  $\alpha_{\text{Be}}$  и остаются три структурные зоны:  $\alpha_{\text{Be}} + \text{CuBe}$ ,  $\alpha_{\text{Be}} + \text{NiBe}$  и  $\alpha_{\text{Cu}}$  (см. рис. 7).

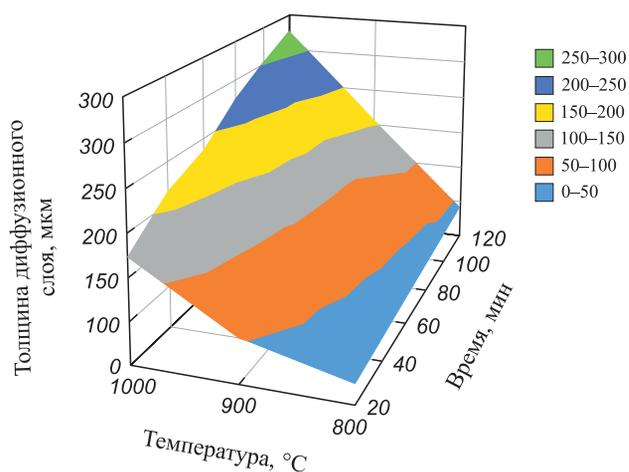


Рис. 6. Зависимость толщины диффузионной зоны Ве–Ni–Cu от температуры и времени (20–120 мин) диффузионной сварки

Fig. 6. Dependence of the thickness of the Be–Ni–Cu diffusion zone on temperature and time during diffusion welding (20–120 min)

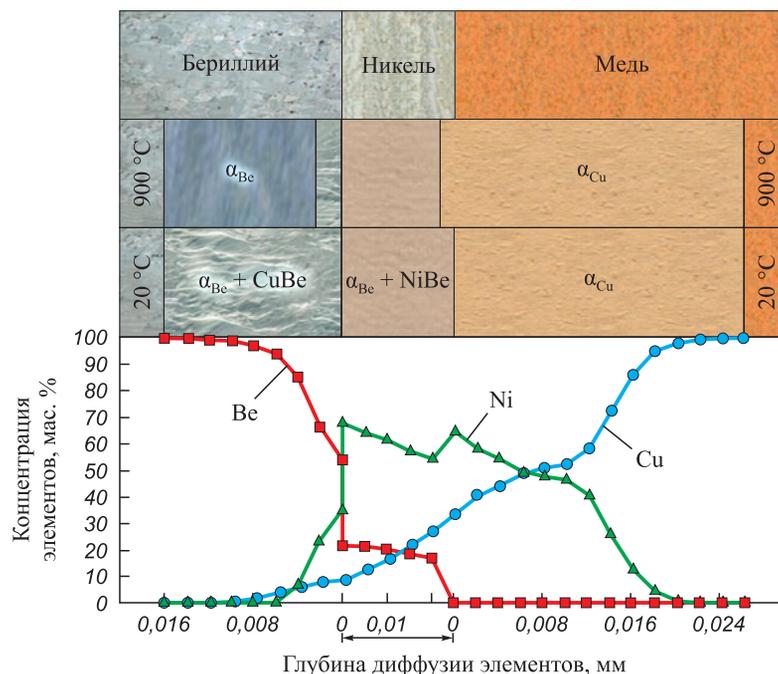


Рис. 7. Прогнозируемые параметры качества диффузионно-сварных швов Be–Ni–Cu (глубина диффузии, концентрация элементов, фазовый состав и размеры структурных зон) при  $t = 20$  и  $900$  °C

Fig. 7. Predicted quality parameters of Be–Ni–Cu diffusion welds at  $t = 20$  and  $900$  °C, including diffusion depth, concentration of elements, phase composition, and dimensions of structural zones

Обращает на себя внимание тот факт, что в структуре диффузионно-сварного шва не прогнозируется образование однофазных интерметаллидных зон, что следует рассматривать в качестве положительного эффекта от применения при диффузионной сварке Be–Cu никелевой прокладки.

## Выводы

На основе численных исследований и теоретического прогноза можно сделать следующие выводы.

1. В процессе диффузионной сварки модельной пары бериллий–медь при температуре  $800$  °C в течение  $2$  ч прогнозируется зона диффузионной консолидации шириной  $65$  мкм, состоящая из твердых растворов на основе бериллия  $\alpha_{\text{Be}}$  и меди  $\alpha_{\text{Cu}}$ , двухфазных областей  $\alpha_{\text{Be}} + \text{CuBe}_3$ ,  $\alpha_{\text{Cu}} + \text{CuBe}$ , а также слоя интерметаллида  $\text{CuBe}_3$ .

2. Присутствие в структуре диффузионно-сварного шва однофазной зоны интерметаллида  $\text{CuBe}_3$  следует рассматривать как неблагоприятный фактор, охрупчивающий и снижающий качество соединения.

3. Введение никелевой прокладки толщиной  $10$  мкм между свариваемыми элементами бериллий–медь позволяет модифицировать изучаемое соединение, исключив из структуры шва однофазную интерметаллидную зону.

4. Полученные результаты аналитических исследований после дополнительной экспериментальной

проверки могут служить основой методики теоретического прогнозирования структурно-морфологического качества диффузионно-сварного соединения бериллий–медь (фазового состава, величины структурных зон диффузионно-сварных швов).

## Список литературы / References

1. Dorn C., Vidal E., Goods S. Beryllium materials for fusion reactor wall applications. *Proceedings of the 13<sup>th</sup> International Workshop on Beryllium Technology (BeWS-13)*. (Narita, Japan, 20–21 September, 2017).
2. ITER blanket, shield and material data base. International atomic energy agency. Iter documentation series. No. 29. Vienna, 1991, 264 p. [https://inis.iaea.org/collection/NCLCollectionStore/\\_Public/23/003/23003898.pdf](https://inis.iaea.org/collection/NCLCollectionStore/_Public/23/003/23003898.pdf)
3. Pitts R.A., Corpentier S., Escourbiac F., Hirai T., Komarov V., Kukushkin A.S., Lisgo S., Loarte A., Merola M., Mitteau R., Raffray A.R., Shimada M., Stangeby P.C. Physics basis and design of the ITER plasma-facing components. *Journal Nuclear Material*. 2011;415(1): S957–S964. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2011.01.114>
4. Zucchetti M., Di Pace L., El-Guebali L., Kolbasov B.N., Massaut V., Pampin R., Wilson P.H. The back end of the fusion materials cycle. *Fusion Science and Technology*. 2009:109–139. <https://doi.org/10.13182/FST09-12>
5. Gervash A., Mazul I., Yablokov N. Alternative SS/CuCrZr joining methods for ITER. In: *ICFRM-10*. Baden-Baden, 2001. P. 129–134.

6. Tavassoli A.A. Assessment of austenitic stainless steel. *Fusion Engineering and Design*. 1995;29:371–390. [https://doi.org/10.1016/0920-3796\(95\)80044-X](https://doi.org/10.1016/0920-3796(95)80044-X)
7. Asano K., Katsura R., Kawano S., Koshiishi M. Thick plate welding of irradiated stainless steel. Effect of irradiation on materials: In: *19<sup>th</sup> International Symposium. ASTM STP12443S*. 2000. P. 944–958. <https://www.doi.org/10.1520/STP12443S>
8. Korostelev A., Abramov V., Bashnin A. Assessment of metallurgical quality and mechanical properties of the 316LN-IG steel produced by different technologies. *Abstracts 8 International Conference on Fusion Reactor Materials*, October 26–31, 1997, Sendai, Japan. P. 207.
9. Ivanov A.D., Nikolaev A.K., Kalinin G.M., Rodin M.E. Effect of heat treatment on the properties of CuCrZr alloys. *Journal Nuclear Material*. 2002;307-311(1):673–676. [https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(02\)01110-8](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(02)01110-8)
10. Gervash A., Mazul I., Yablokov N., Ganenko A. Comparative strength analysis and thermal fatigue testing of Be/CuCrZr and Be/GlidCop joints produced by fast brazing. *Fusion Technology*. 2000;38(3):278–282.
11. Колбасов Б.Н., Хрипунов В.И., Бирюков А.Ю. Применение бериллия в термоядерных реакторах: ресурсы, примеси, детритизация после облучения. *Вопросы атомной науки и техники. Серия: Термоядерный синтез*. 2013;36(4):3–12.  
Kolbasov B.N., Khripunov V.I., Biryukov A.Yu. Some thoughts about beryllium resources, impurities in it and necessity of its detritiation after irradiation. *Voprosy atomnoi nauki i tekhniki. Seriya: Termoyadernyi sintez*. 2013;36(4):3–12. (In Russ.).
12. Barabash V., Eaton R., Hirai T., Kupriyanov I., Nikolaev G., Zhanhong Wang, Xiang Liu, Roedig M., Linke J. Beryllium qualification activity for ITER first wall applications. In: *13<sup>th</sup> International Workshop on Plasma-Facing Materials and Components for Fusion Applications / 1<sup>st</sup> International Conference on Fusion Energy Material Science* (Rosenheim, Germany, 09–13 May, 2011). P. 3–12.
13. Kupriyanov I.B., Khomutov A.M., Nikolaev G.N., Gorlevsky V.V., Markushkin Yu.E., Chakin V.P., Gervash A.A., Kalashnikov A.N., Kolbasov B.N. Status of beryllium R&D activities in Russian Federation. In: *Proceedings 7<sup>th</sup> IEA International Workshop on Beryllium Technology* (Santa Barbara, California, USA, 29 November – 2 December 2005). P. 8–16.
14. Frants Ye., Kolmakov M., Zorin B., Kylyshkanov M., Podoinikov M., Udartsev S., Vechkutov A., Vladimirov P., Chakin V., Gaisin R. Beryllides – experience of UMP JSC in development and testing. In: *Proceedings of the 15<sup>th</sup> International Workshop on Beryllium Technology (BeWS-15)* (Karlsruhe, Germany, 14–15 September, 2022). P. 52–61. <http://dx.doi.org/10.5445/KSP/1000156312>
15. Zmitko M., Vladimirov P., Chakin V., Spagnuolo A.G. The HCPB test blanket module: current status in development and qualification of beryllium materials and an overview of open issues. In: *Proceedings of the 15<sup>th</sup> International Workshop on Beryllium Technology (BeWS-15)* (Karlsruhe, Germany, 14–15 September, 2022). P. 6–19. <http://dx.doi.org/10.5445/KSP/1000156312>
16. Smith K., Frehn A. Overview of the United States beryllium industry – 2022 Update. In: *Proceedings of the 15<sup>th</sup> International Workshop on Beryllium Technology (BeWS-15)* (Karlsruhe, Germany, 14–15 September, 2022). P. 36–51. <http://dx.doi.org/10.5445/KSP/1000156312>
17. Belyakov V., Mazul I., Strebkov Yu. Manufacturing and testing of large-scale mock-ups of ITER plasma facing components in Russia. *Fusion Engineering and Design*. 2002;61–62:129–134. [https://doi.org/10.1016/S0920-3796\(02\)00225-9](https://doi.org/10.1016/S0920-3796(02)00225-9)
18. Gervash A., Giniyatulin R., Mazul I., Watson R. Beryllium armoured mock-ups for fusion high heat flux application. In: *Proceedings of the 20<sup>th</sup> SOFT*. Marseille, France, 1998. P. 47–50.
19. Gervash A., Giniyatulin R., Komarov V., Mazul I. Comparative thermal cyclic testing and strength investigation of different Be/Cu joints. *Fusion Engineering and Design*. 1998;(39–40):543–549.
20. Gervash A., Mazul I., Belyakov V., Yablokov N. Manufacturing and testing of Be first wall mock-up for ITER. В сб.: *Труды V рабочей группы Международного энергетического агентства по бериллию. Перспективные Материалы. Спец. выпуск*. М.: Интерконтакт Наука, 2002. С. 20–23.
21. Люшинский А.В. Диффузионная сварка разнородных материалов. М.: Изд. центр «Академия», 2006. 208 с.
22. Трыков Ю.П., Гуревич Л.М., Арисова В.Н. Диффузия в слоистых композитах. Волгоград: РПК «Политехник», 2006. 402 с.
23. Барвинок В.А., Бордаков П.А., Мордасов В.И., Усольцев А.Л., Олексийко С.М. Повышение прочности соединений из разнородных материалов при диффузионной сварке и пайке. *Проблемы машиностроения и автоматизации*. 1999;3:79–83.  
Barwinok V.A., Bordakov P.A., Mordasov V.I., Usoltsev A.L., Oleksiyko S.M. Increasing the strength of joints made of dissimilar materials during diffusion welding and soldering. *Problemy mashinostroeniya i avtomatizatsii*. 1999;3:79–83. (In Russ.).
24. Gervash A., Mazul I., Litunovsky N., Pokrovsky A. Thermal fatigue properties and results of in-pile integrated test of Be/CuCrZr and Be/GlidCop joints produced by fast brazing. В сб.: *Труды V рабочей группы Международного энергетического агентства по бериллию. Перспективные Материалы. Спец. выпуск*. М.: Интерконтакт Наука, 2002. С. 44–47.
25. Анянин В.М., Гладков В.П., Зотов В.С., Скоров Д.М. Диффузионные процессы в бериллии. М.: Энергоатомиздат, 1981. 75 с.
26. Порошковая металлургия. Спеченные и композиционные материалы. Под ред. В. Шатта. М.: Металлургия, 1983. 520 с.
27. Диффузионная сварка материалов: Справочник. Под ред. Казакова Н.Ф. М.: Машиностроение, 1981. 271 с.
28. Папиров И.И. Структура и свойства сплавов бериллия: Справочник. М.: Энергоиздат, 1981. 367 с.

**Сведения об авторах**

**Борис Владимирович Сырнев** – д.т.н., вед. науч. сотрудник научного центра «Веритас» Восточно-Казахстанского технического университета (ВКТУ)  
 **ORCID:** 0000-0002-3085-3341  
 **E-mail:** izusan@mail.ru

**Олег Иванович Масленников** – вед. инженер-технолог научного центра «Веритас», ВКТУ  
 **ORCID:** 0000-0003-4375-5959  
 **E-mail:** a.mpk@mail.ru

**Оксана Валерьевна Семилуцкая** – ст. преподаватель школы «Металлургия и обогащение полезных ископаемых», ВКТУ  
 **ORCID:** 0000-0001-9494-9572  
 **E-mail:** 2009genius@mail.ru

**Information about the Authors**

**Boris V. Syrnev** – Dr. Sci. (Eng.), Leading Researcher at Research Center “Veritas”, East Kazakhstan Technical University (EKTU)  
 **ORCID:** 0000-0002-3085-3341  
 **E-mail:** izusan@mail.ru

**Oleg I. Maslennikov** – Leading Process Engineer at Research Center “Veritas”, EKTU  
 **ORCID:** 0000-0003-4375-5959  
 **E-mail:** a.mpk@mail.ru

**Oksana V. Semilutskaya** – Senior Lecturer at the School of Metallurgy and Mineral Processing, EKTU  
 **ORCID:** 0000-0001-9494-9572  
 **E-mail:** 2009genius@mail.ru

**Вклад авторов****Contribution of the Authors**

**Б. В. Сырнев** – научное руководство, постановка задач, участие в экспериментах, обработка результатов, оформление и написание текста статьи.

**О. И. Масленников** – организация и проведение экспериментальных работ, обсуждение результатов.

**О. В. Семилуцкая** – проведение расчетов, обработка и обсуждение результатов, написание раздела статьи.

**B. V. Syrnev** – provided scientific supervision, set research objectives, participated in experiments, processed research results, wrote the article.

**O. I. Maslennikov** – organized and conducted the experiments, discussed the results.

**O. V. Semilutskaya** – performed calculations, processed and discussed the results, wrote a specific section of the article.

Статья поступила 01.12.2022 г.  
Доработана 11.05.2023 г.  
Принята к публикации 22.07.2023 г.

Received 01.12.2022  
Revised 11.05.2023  
Accepted 22.07.2023