

БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЕ СОЕДИНЕНИЕ CuCrZr/316L(N) МНОГОСЛОЙНЫХ ОБРАЩЕННЫХ К ПЛАЗМЕ КОМПОНЕНТОВ И ЕГО ОПТИМИЗАЦИЯ

Пискарев П.Ю., Герваш А.А., Бобров С.В., Рузанов В.В., Огурский А.Ю.,
Мазуль И.В. (АО «НИИЭФА», Санкт-Петербург, Россия)

Введение

Сплав CuCrZr является одним из основных конструкционных материалов обращенных к плазме компонентов (ОПК) термоядерных установок-реакторов [1, 2], представляющих собой многослойные структуры из разнородных металлов. Плотность теплового потока (поглощенной мощности) от плазмы на поверхности ОПК достигает 20 МВт/м². При этом распределенные механические нагрузки на ОПК от электромагнитных сил достигают 180 кН/м. Сплав CuCrZr в составе ОПК выполняет роль теплоотводящего слоя, который омывается теплоносителем и соединен пайкой с защитным тепловоспринимающим слоем (бериллий / вольфрам) с одной стороны [3] и диффузионной сваркой или сваркой взрывом со структурным слоем (AISI 316L(N)) с другой стороны [4]. Для определенного конструктивного исполнения ОПК биметаллического соединения (БМС) CuCrZr/316L(N) располагается на границе раздела вода/вакуум, что приводит к необходимости соблюдения жестких требований к герметичности соединения: не более 1×10^{-11} Па×м³/с при комнатной температуре.

Нарушение герметичности БМС под действием эксплуатационных нагрузок приведет к потере вакуума реакторной установки и необходимости трудоемкого ремонта. Информация о подобных случаях не известна, так как ОПК указанной конструкции в термоядерных установках-реакторах еще ни разу не использовались. Однако в настоящий момент известны случаи разрушения, рассматриваемого БМС под действием термических напряжений в процессе изготовления ОПК [5–7]. Разрушение БМС с потерей герметичности происходило вследствие распространения трещины в слое CuCrZr вдоль условной границы раздела металлов.

Известной особенностью БМС CuCrZr/316L(N) является слой с повышенной концентрацией фаз, содержащих цирконий, образующихся в медном сплаве вдоль условной границы раздела металлов [5–9]. При этом отмеченная ранее трещина распространяется при разрушении БМС именно в указанном слое [5–7]. В литературе отмечается способ оптимизации БМС CuCrZr/316L(N) путем введения в соединение промежуточного слоя из никеля [10–12]. Целью данной работы является проверка влияния никелевой прослойки на химический состав и характеристики БМС CuCrZr/316L(N).

1. Используемые материалы и методы исследования

В работе выполнено исследование образцов БМС CuCrZr/316L(N) с никелевой прослойкой и без нее, изготовленных методом диффузионной сварки в условиях горячего изостатического прессования (ГИП). Для исследования были выбраны следующие виды образцов с БМС CuCrZr/316L(N):

- без промежуточного слоя;
- с промежуточным слоем из никелевой фольги толщиной 25 мкм;
- с промежуточным слоем из никелевой фольги толщиной 50 мкм;
- с промежуточным слоем в виде гальванического никелевого покрытия толщиной 15 мкм на заготовке из CuCrZr;
- с промежуточным слоем в виде никелевого покрытия толщиной 15 мкм на обеих заготовках из CuCrZr и 316L(N).

Химический состав и вид используемых материалов представлен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав и вид используемых материалов

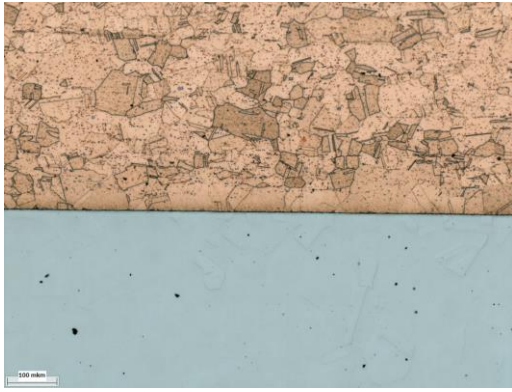
Материал	Вид заготовки / способ получения	Базовые элементы сплава и примеси (вес. %)															
		Cu		Cr		Zr		O			Другие эл-ты			Всего др. Эл-ов			
CuCrZr	Листы горячекатаные	осн.		0.6 – 0.9		0.07-0.15		Макс. Низкое			Co < 0.05			< 0.1			
316L(N)	Лист холоднокатанный	Fe	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	N	Cu	B	Co	Nb	Ta	Ti
		осн.	0.030	1.60-2.00	0.50	0.025	0.010	17.00 – 18.00	12.00 – 12.50	2.30 – 2.70	0.060 – 0.080	0.30	0.0020	0.05	0.01	0.01	0.10
Ni прослойка	Фольга холоднокатанная толщиной 25 мкм	Ni	Fe	C	Si	Mn	S	P	Cu	As	Pb	Mg	Zn	Sb	Bi	Sn	Cd
		min 99.5	до 0.1	до 0.1	до 0.15	до 0.05	до 0.005	до 0.002	до 0.1	до 0.002	до 0.002	до 0.1	до 0.007	до 0.002	до 0.002	до 0.002	до 0.002
	Фольга холоднокатанная толщиной 50 мкм	Ni	Fe	C	Si	Mn	S	P	Cu	Al	Cu	As	Pb	Mg	Zn	O	Sb
		min 99.9	до 0.03	до 0.03	до 0.01	до 0.002	до 0.001	до 0.001	до 0.1	до 0.01	до 0.015	до 0.001	до 0.001	до 0.01	до 0.002	до 0.003	до 0.001
	Гальваническое покрытие толщиной 15 мкм / 2×15 мкм	Ni			Примеси												
		100 (теор.)			Контроль не регламентируется												

Исходные заготовки материалов после химического травления были помещены в герметичную капсулу, которая обрабатывалась далее в газостатическом прессе при следующих режимах: 150 МПа, 980 °С, выдержка 2 часа. После биметаллическая заготовка была извлечена из капсулы и выполнен контроль сплошности БМС методом ультразвукового контроля. Проведены металлографические исследования с использованием оптического и сканирующего электронного микроскопов, измерения микротвердости. Испытания на отрыв слоя при комнатной и повышенной температуре проведены по схеме нагружения обратным выдавливанием. Максимальная температура испытаний – 600 °С. Предварительно, биметаллические заготовки были термически обработаны: отжиг при 980 °С в течение 30 минут с последующей закалкой в воду, старение при 480 °С в течение двух часов с последующим охлаждением на воздухе.

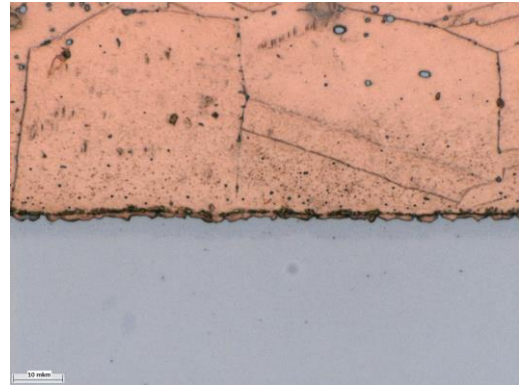
2. Результаты исследования

2.1. Оптическая микроскопия

На рисунке 1 представлены микрофотографии шлифов нескольких вариантов БМС при увеличениях ×100 и ×1000. Остальные варианты БМС с никелевой прослойкой отличаются визуально только толщиной промежуточного слоя.



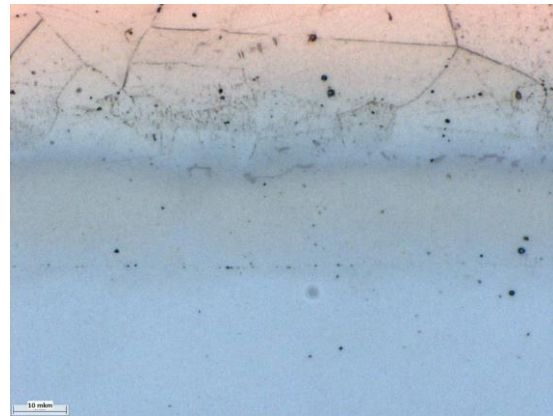
(a)



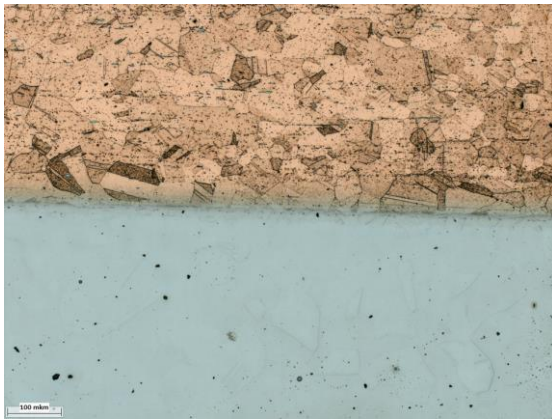
(б)



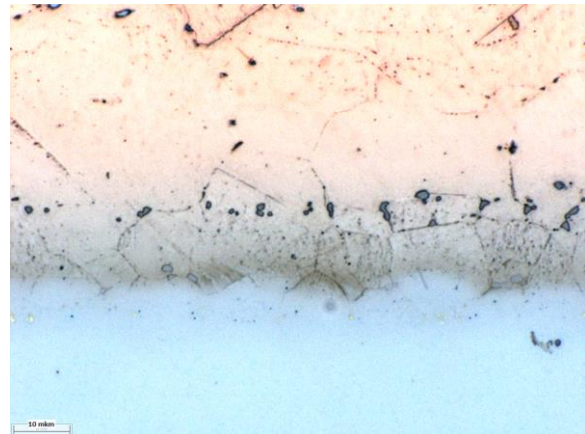
(в)



(г)



(д)



(е)

Рис. 1. Микрофотографии зоны БМС CuCrZr/316L(N):

(а) без промежуточного слоя (увеличение $\times 100$); (б) без промежуточного слоя (увеличение $\times 1000$); (в) с промежуточным слоем в виде никелевой фольги, 25 мкм (увеличение $\times 100$); (г) с промежуточным слоем в виде никелевой фольги, 25 мкм (увеличение $\times 1000$); (д) с промежуточным слоем в виде никелевого покрытия на обоих материалах, 2×15 мкм (увеличение $\times 100$); (е) с промежуточным слоем в виде никелевого покрытия на обоих материалах, 2×15 мкм (увеличение $\times 1000$)

Средний размер зерна CuCrZr во всех анализируемых биметаллических образцах составляет 20...30 мкм, а максимальный размер зерна не превышает 170 мкм.

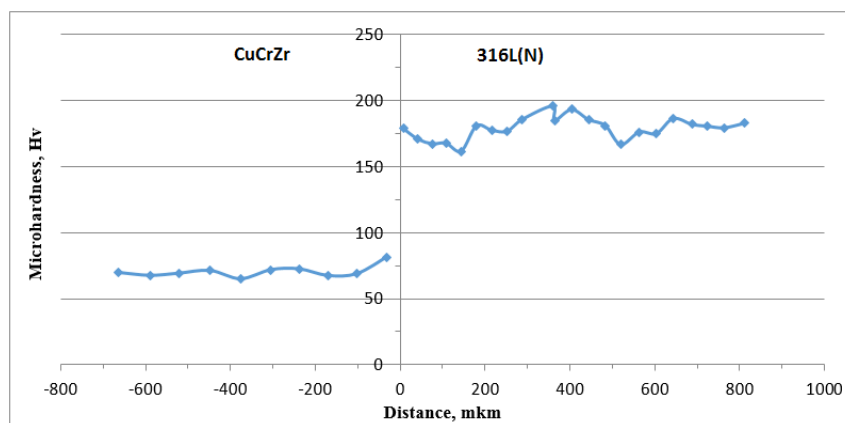
БМС CuCrZr/316L(N) без прослойки (рис. 1, а–б) содержит характерную строчку фаз размером 1–2 мкм, расположенных со стороны CuCrZr вдоль условной границы раздела металлов. Образцы БМС CuCrZr/316L(N) с никелевой прослойкой в виде фольги (рис. 1, в–г) имеют более выраженную визуальную границу раздела основных металлов и промежуточного слоя, в сравнении с БМС, имеющим прослойку в виде гальванического покрытия (рис. 1, д–е). Это связано с тем, что гальваническое покрытие изначально имеет металлургический контакт с одним из основных металлов и диффузионные процессы при ГИП развиваются быстрее. Все варианты БМС CuCrZr/316L(N) с никелевой прослойкой не содержат явно выраженной непрерывной строчки фаз, как в случае БМС без прослойки, но содержат отдельные фазы и строчки фаз большего размера. Данные фазы располагаются на условной границе раздела никелевой прослойки и CuCrZr.

2.2. Измерения микротвердости

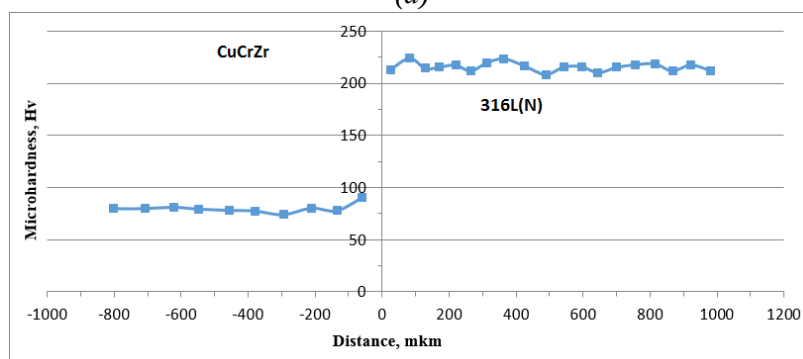
На рисунке 2 представлены результаты измерения микротвердости зоны БМС CuCrZr/316L(N) для нескольких анализируемых вариантов. Результаты для обоих вариантов БМС с никелевой прослойкой в виде покрытия получились практически равнозначными, поэтому далее они обобщены. Измерения проводились на шлифах с шагом между уколами около 50 мкм.

Твердость CuCrZr и 316L(N) отличается более чем в два раза и на условной границе раздела изменяется практически скачком (резко): в среднем 70 HV для CuCrZr и 180...200 HV для 316L(N). Твердость CuCrZr после термической обработки составляет в среднем 105 HV, твердость 316L(N) после термической обработки незначительно снижается до 160...180 HV. При этом твердость 316L(N) в БМС с никелевой прослойкой в среднем больше твердости 316L(N) в БМС без прослойки. Данный факт, вероятно, связан с диффузией никеля в сталь, однако этот вопрос требует отдельного исследования. В текущей работе свойства 316L(N) подробно не анализируются и больше внимание уделено CuCrZr, как более «слабому» металлу в БМС CuCrZr/316L(N). Твердость никелевой прослойки, измеренная для варианта БМС с никелевой фольгой 50 мкм (рис. 2, в), составляет около 135 HV.

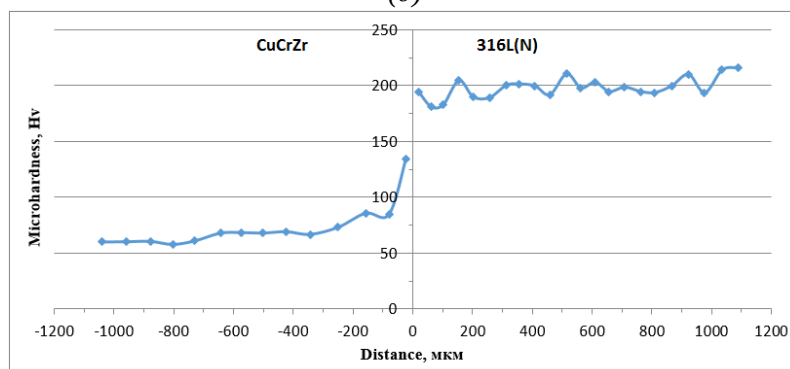
В структуре основного металла анализируемых образцов не выявлено локальное повышение твердости. В свою очередь, провести измерения в зоне расположения строчки фаз циркония с помощью микротвердомера невозможно, по причине малого размера фаз и их расположения вблизи границы раздела двух металлов.



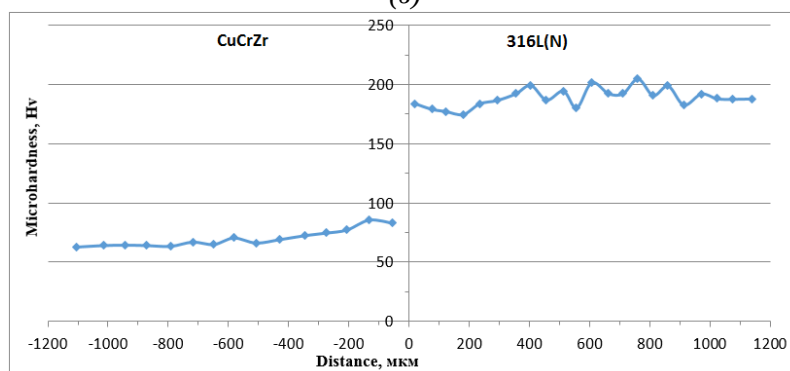
(a)



(б)



(в)



(г)

Рис. 2. Результаты измерения микротвердости зоны БМС CuCrZr/316L(N):
 (а) без промежуточного слоя; (б) с промежуточным слоем в виде никелевой фольги, 25 мкм;
 (в) с промежуточным слоем в виде никелевой фольги, 50 мкм;
 (г) с промежуточным слоем в виде никелевого покрытия 15–30 мкм

2.3. Сканирующая электронная микроскопия

На рисунке 3 представлены результаты рентгеноспектрального анализа (РСА) зоны БМС CuCrZr/316L(N) по линии поперек условной границы раздела металлов.

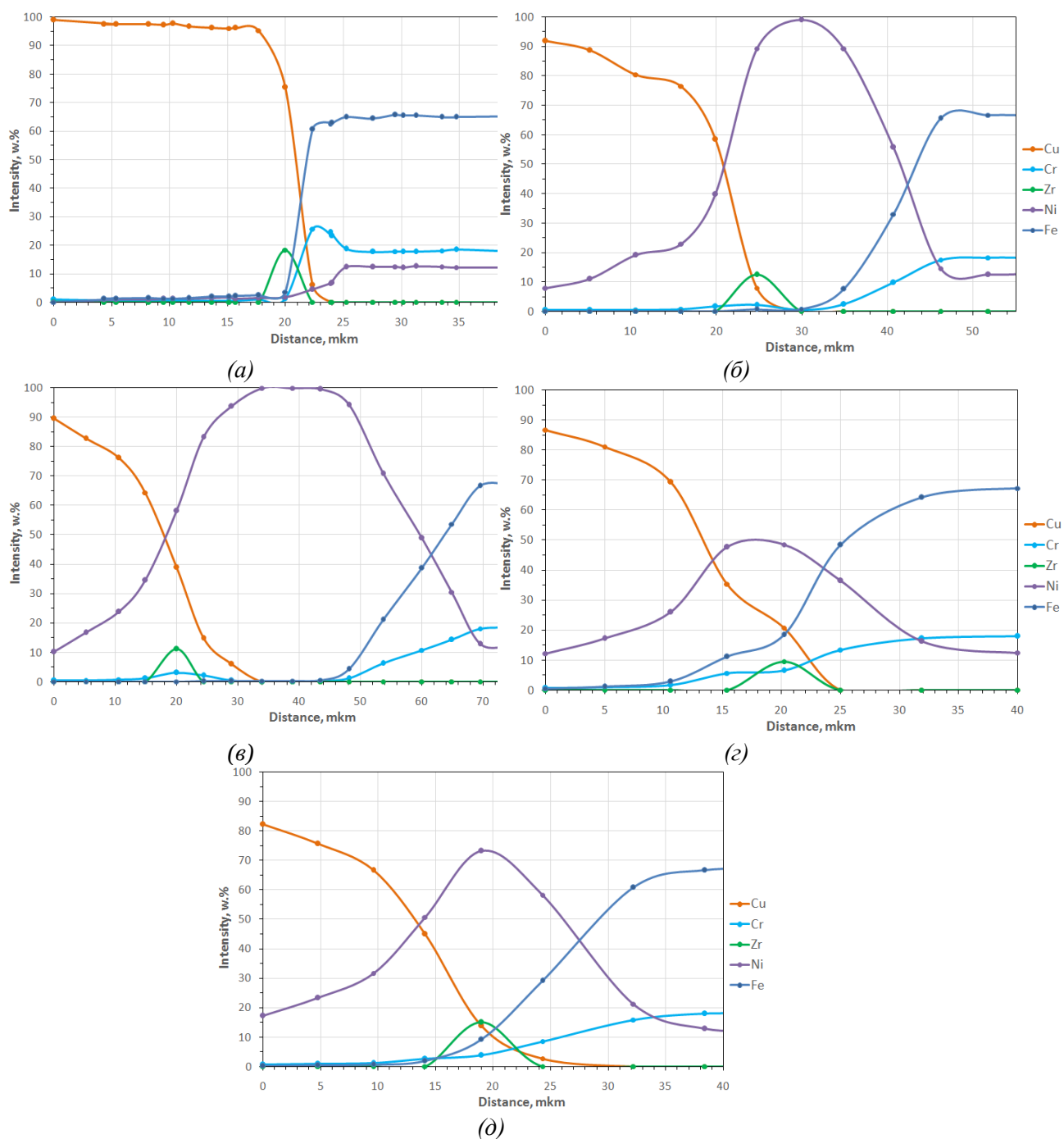


Рис. 3. Результаты РСА зоны БМС CuCrZr/316L(N):
(а) без промежуточного слоя; (б) с промежуточным слоем из никелевой фольги 25 мкм;
(в) с промежуточным слоем из никелевой фольги 50 мкм;
(г) с промежуточным в виде никелевого покрытия на CuCrZr 15 мкм;
(д) с промежуточным в виде никелевого покрытия на CuCrZr и 316L(N), 2×15 мкм

Для БМС CuCrZr/316L(N) без никелевой прослойки (рис. 3, а) со стороны CuCrZr в непосредственной близости от условной границы раздела наблюдается пик

концентрации циркония. Со стороны 316L(N) присутствует небольшое повышение концентрации хрома с уменьшением концентрации никеля. В работе [9] выполнен анализ структурно-фазового состава граничного слоя 316L(N) в БМС CuCrZr/316L(N) и выявлено наличие δ -феррита и σ -фазы. В текущей работе граничный слой 316L(N) не анализировался и больше внимание уделено слою CuCrZr, как наиболее «слабому» металлу в БМС. Для всех вариантов БМС CuCrZr/316L(N) с никелевой прослойкой наблюдается похожий пик концентрации циркония со стороны CuCrZr.

Особое внимание уделено анализу химического состава фаз циркония в БМС без прослойки, так как в литературе присутствуют разные версии об их предполагаемом химическом составе: интерметаллиды, карбиды или нитриды циркония [6–9]. Результаты РСА слоя CuCrZr с фазами циркония представлены на рис. 4. Присутствуют пересекающиеся пики концентрации циркония и азота, что позволяет предположить химический состав фаз как нитрид циркония.

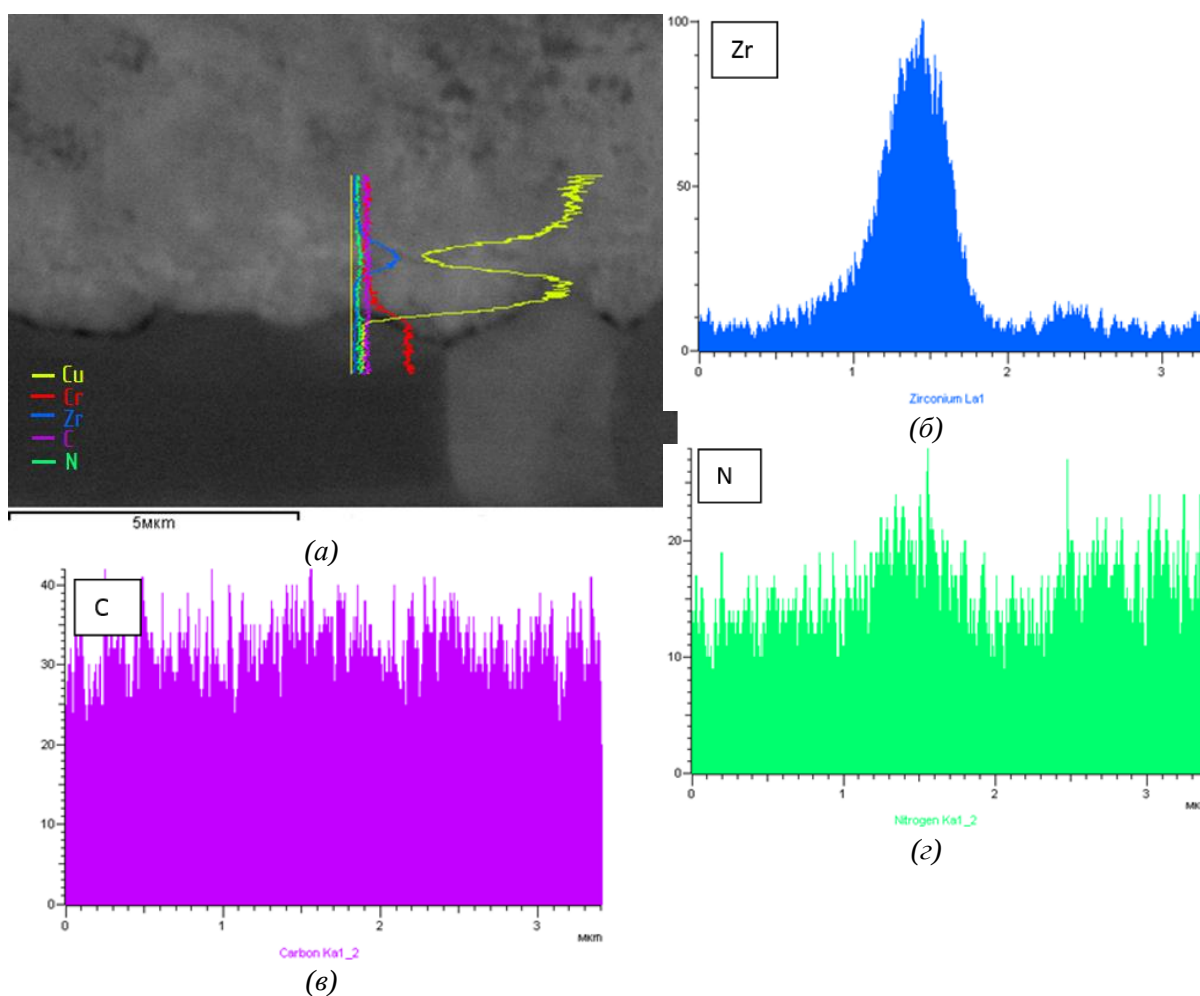


Рис. 4. Результаты РСА слоя фаз циркония в БМС CuCrZr/316L(N) без прослойки:
 (а) концентрации основных элементов; (б) концентрация Zr;
 (в) концентрация C; (г) концентрация N

Микро-РСА отдельных циркониевых фаз позволил уточнить предположения об их химическом составе для всех анализируемых вариантов БМС. На рисунке 5 представлены электронные изображения исследуемых фаз, а в таблице 2 их элементный состав. Результаты для обоих вариантов с никелевой фольгой, а также обоих вариантов с никелевым покрытием оказались идентичными, поэтому далее они обобщены.

На рисунке 5, г представлена диаграмма состояния Ni-Zr, согласно которой идентифицирован химический состав фаз никелидов циркония.

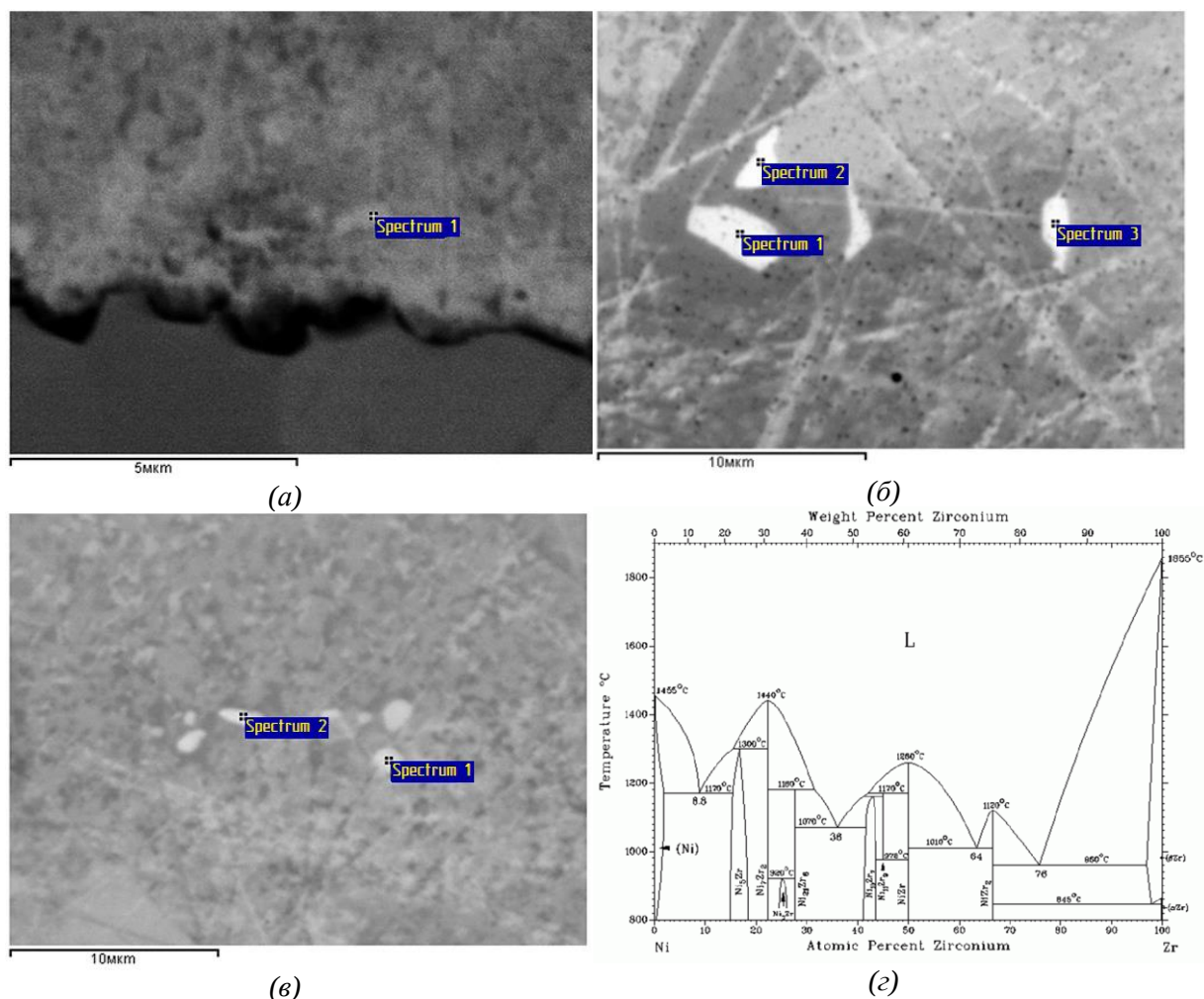


Рис. 5. Анализ химического состава циркониевых фаз:
(а) БМС без прослойки; (б) БМС с прослойкой в виде фольги;
(в) БМС с прослойкой в виде покрытия; (г) диаграмма состояния Ni-Zr

Таблица 2

Результаты анализа циркониевых фаз

БМС CuCrZr/316L(N)		Спектр №	Элементный состав спектра						Хим. состав фазы
Без прослойки (рис. 6, а)		1	Zr, вес.%	N, вес.%	Итог, вес.%	Zr, ат.%	N, ат.%	Итог, ат.%	ZrN
			89,55	10,45	100,00	56,82	43,18	100,00	
С никелевой прослойкой в виде	Фольги (рис. 5, б)	—	Zr, вес.%	Ni, вес.%	Итог, вес.%	Zr, ат.%	Ni, ат.%	Итог, ат.%	—
		1	27,73	72,27	100,00	19,81	80,19	100,00	Ni ₅ Zr
		2	27,68	72,32	100,00	19,76	80,24	100,00	
		3	26,44	73,56	100,00	18,79	81,21	100,00	
	Покрyтия (рис. 5, в)	1	31,18	68,82	100,00	22,58	77,42	100,00	Ni ₇ Zr ₂
		2	31,67	68,33	100,00	22,98	77,02	100,00	

В случае использования в качестве прослойки никелевой фольги в зоне БМС образуются фазы интерметаллида Ni_5Zr . В случае никелевого покрытия образуются фазы Ni_7Zr_2 и плотность расположения соединений в зоне БМС выше, что говорит о большем количестве циркония, задействованного в образовании данного слоя, так как никель изначально находится в виде покрытия и быстрее вступает во взаимодействие.

2.4. Испытания на отрыв слоя

Испытания биметаллических образцов на отрыв слоя выполнены при трех значениях температуры. Результаты испытаний представлены в табл. 3.

Таблица 3

Результаты испытаний биметаллических образцов на отрыв слоя

Вид БМС CuCrZr/316L(N)		Результаты испытаний при заданной температуре (усредненные)					
		RT		150°C		600°C	
		Разрушающее напряжение, МПа	Зона разрушения	Разрушающее напряжение, МПа	Зона разрушения	Разрушающее напряжение, МПа	Зона разрушения
Без прослойки		431	По CuCrZr	367	По CuCrZr	115	По БМС
С промежуточным слоем из никеля	Фольга толщиной 25 мкм	426	По CuCrZr	368	По CuCrZr	128	По БМС
	Фольга толщиной 50 мкм	425	По CuCrZr	373	По CuCrZr	133	По БМС
	Покрытие толщиной 15 мкм на CuCrZr	426	По CuCrZr	369	По CuCrZr	112	По БМС
	Покрытие толщиной 15 мкм на CuCrZr и 316L(N)	422	По CuCrZr	371	По CuCrZr	118	По БМС

Значение разрушающего напряжения для всех вариантов БМС при комнатной температуре и 150 °С отличаются не более чем на 2 %, а при 600 °С – до 20%. При этом более высокие значения разрушающего напряжения при повышенных температурах наблюдаются для вариантов с промежуточным слоем из никелевой фольги. Характер разрушения образцов для всех вариантов БМС одинаковый: разрушение по основному металлу при температуре до 150 °С и разрушение по зоне соединения при максимальной температуре (рис. 6).



Рис. 6. Фотографии биметаллических образцов после испытаний на отрыв слоя

Результаты РСА поверхности разрушения на образцах, испытанных при максимальной температуре, свидетельствуют о разрушении по слою с включениями фаз циркония: наблюдается похожий спектр с выделяющимся пиком циркония на обоих половинах разрушенного образца. На рисунке 7 представлены анализируемые спектры поверхности разрушения образцов БМС с никелевой прослойкой и без нее.

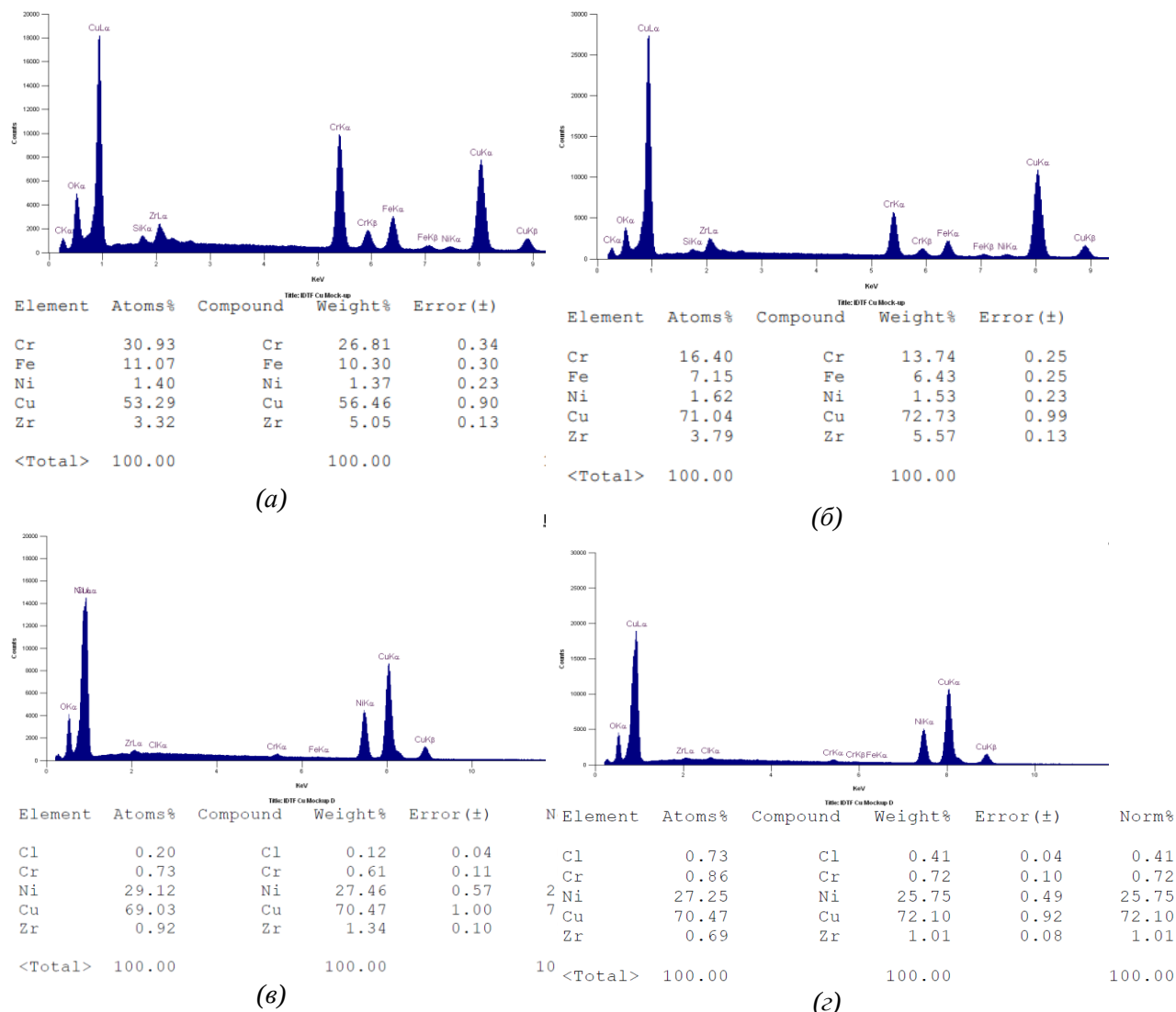


Рис. 7. РСА поверхности разрушения биметаллических образцов с никелевой прослойкой и без нее:

- (а) поверхность CuCrZr части образца без никелевой прослойки;
 (б) поверхность 316L(N) части образца без никелевой прослойки;
 (в) поверхность CuCrZr части образца с никелевой прослойкой;
 (г) поверхность 316L(N) части образца с никелевой прослойкой

Вероятно, разрушение биметаллических образцов и случаи разрушения БМС в ОПК (о чем указывалось во введении) являются следствием общих причин. Однако в отличие от ОПК, где все операции термообработки выполняются в вакууме, нагрев биметаллических образцов перед испытаниями выполняется в атмосфере. Поэтому необходимо исключить влияние окисления поверхности на характер разрушения при испытаниях. Для этого было выполнено две серии дополнительных испытания на отрыв слоя. В первой на поверхности образцов было нанесено коррозионностойкое никелевое покрытие. Толщина покрытия была подобрана экспериментальным путем и составила 30 мкм. Данные образцы прошли испытания на отрыв слоя при максимальной

температуре. Во втором случае образцы были предварительно нагреты в атмосферных условиях до целевой температуры 600 °С и после выдержки 0,5 часа охлаждены. Данные образцы прошли испытания при комнатной температуре. Внешний вид образцов после испытаний представлен на рис. 8.



(а)



(б)

*Рис. 8. Фотографии биметаллических образцов после дополнительных испытаний:
(а) предварительно покрытые никелем и испытанные при максимальной температуре;
(б) предварительно отожженные и испытанные при комнатной температуре*

Независимо от наличия окисления поверхности при нагреве, разрушение образцов в процессе испытаний произошло, как и ранее: по зоне БМС при максимальной температуре; по основному металлу при комнатной температуре.

Заключение

Сравнительный анализ, выполненный металлографическими методами, демонстрирует явное отличие рассматриваемых вариантов БМС CuCrZr/316L(N) с никелевой прослойкой от варианта без прослойки. Вместо явно выраженного непрерывного слоя нитридов циркония в зоне БМС без прослойки, в вариантах с никелевой прослойкой присутствуют отдельные фазы и короткие строчки интерметаллидов циркония. Однако указанные изменения структуры не оказывают существенного влияния на анализируемые характеристики БМС CuCrZr/316L(N).

Для всех рассматриваемых вариантов БМС значения твердости изменяются на условной границе раздела между CuCrZr и 316L(N) скачком (резко) более чем в два раза. Такая граница раздела двух металлов с указанными отличиями в свойствах сама может являться концентратором напряжений, ослабляющим БМС, что может быть одной из причин разрушения соединения в образцах/изделиях. Слой фаз циркония также ослабляет зону БМС. Кроме того, результаты испытаний биметаллических образцов на отрыв слоя демонстрируют явную зависимость вида разрушения образцов от температурных условий испытания. С ростом температуры вид разрушения меняется с вязкого разрушения по основному металлу на разрушение по зоне БМС. Вероятно, в данном случае наблюдается влияние «провала пластичности», характерного для большинства медных сплавов [13]. В определенном интервале повышенной температуры происходит снижение свойств пластичности CuCrZr, что, совместно с указанными ранее структурными особенностями БМС CuCrZr/316L(N) (граница раздела с резким переходом твердости; слой с фазами циркония), приводит к росту уровня напряжений в зоне БМС нагруженного изделия/образца и последующему разрушению по зоне соединения. Учитывая все вышесказанное, крайне затруднительно выделить и оценить по отдельности степень влияния каждой структурной особенности БМС CuCrZr/316L(N) на его характеристики.

По результатам проведенной работы можно сделать вывод, что промежуточный слой из никеля, полученный каждым из рассматриваемых способов, не приводит к кардинальным изменениям указанных особенностей БМС. Однако измеренное значение микротвердости никелевой прослойки, полученной при использовании 50 мкм фольги, составило среднее (промежуточное) значение между CuCrZr и 316L(N). Таким

образом, никелевая прослойка обеспечивает более плавный переход значений твердости в БМС CuCrZr/316L(N). В других работах отмечается положительное влияние никелевой прослойки на ударную вязкость БМС [12]. Вероятно, при динамических нагрузках, никелевая прослойка БМС выполняет роль «демпфирующего слоя». В продолжение текущей работы планируется провести дополнительные механические испытания образцов БМС CuCrZr/316L(N) с никелевой прослойкой и без нее, а также выполнить более глубокое исследование перечисленных ранее особенностей БМС.

Список литературы

1. A.R. Raffray, R. Nygren, D.G. Whyte, S. Abdel-Khalik, R. Doerner, F. Escourbiac, T. Evans, R.J. Goldston, D.T. Hoelzer, S. Konishi, P. Lorenzetto, M. Merola, R. Neu, P. Norajitra, R.A. Pitts, M. Rieth, M. Roedig, T. Rognlien, S. Suzuki, M.S. Tillack, C. Wong. High heat flux components—Readiness to proceed from near term fusion systems to power plants // *Fusion Engineering and Design*, 85 (2010), pp. 93–108.
2. I.V. Mazul, P.N. Giniyatulin, A.A. Kavin, N.V. Litunovskii, A.N. Makhankov, P. Yu. Piskarev, and V.N. Tanchuk. Plasma-Facing Components of the TRT Tokamak // *Plasma Physics Reports* Vol. 47, No. 12 (2021), pp. 1220–1237.
3. Gervash, R. Giniyatulin, T. Guryeva, D. Glazunov, V. Kuznetsov, I. Mazul, A. Ogursky, P. Piskarev, V. Safronov, R. Eaton, R. Raffray, O. Sevryukov. The development of technology of Be/CuCrZr joining using induction brazing // *Fusion Engineering and Design*, 146 (2019), pp. 2292–2296.
4. Gervash A.A., Glazunov D.A., Lyanzberg D.V., Mazul I.V., Ogursky A.Y., Piskarev P.Y., Ruzanov V.V., Refinement of the technology of hot isostatic pressing of vacuum-tight bimetallic joint of ITER in-Vessel components, Innovative Designs and Technologies of Nuclear Power: Collection of papers of V International Scientific and Technical Conference. – Moscow: JSC "NIKIET" (2018) 2428–2434.
5. P.Yu. Piskarev, A.A. Gervash, A.Yu. Ogursky, I.V. Mazul, V.V. Ruzanov, S.V. Bobrov, M.V. Khokholov, D.V. Lyanzberg. Formation of brittle layers during hot isostatic pressing of bimetal joints of ITER components // 46th International Conference on Plasma Physics and CF, March 18 – 22, 2019, Zvenigorod. – p. 259.
6. Piskaryev P. Y., Gervash A.A., Vologzhanina S.A., Ermakov B.S. Analysis of the Destruction of a diffusion bimetallic compound CuCrZr-IG / 316L(N)-IG obtained under hot isostatic pressing // International symposium ‘Nanophysics and Nanomaterials/Saint-Petersburg Mining University. – St.Petersburg, November 25–26, 2020, pp.258–264.
7. I.V. Mazul, P.N. Giniyatulin, A.A. Kavin, N.V. Litunovskii, A.N. Makhankov, P.Yu. Piskarev, and V.N. Tanchuk. Plasma-Facing Components of the TRT Tokamak // *Plasma Physics Reports* Vol. 47, No. 12 (2021), pp. 1220–1237.
8. S.H. Goods, J.D. Puskar. Solid state bonding of CuCrZr to 316L stainless steel for ITER applications // *Fusion Engineering and Design*, 86 (2011), pp. 1634–1638.
9. N. Ordas, F. Samaniego, I. Iturriza, A. Gomez, C. Escudero, A.I. Fernandez-Calvo, I. Cobo, S. Banetta, S. Heikkinen, T.Cicero. Mechanical and microstructural characterization of HIP joints of a simplified prototype of the ITER NHF First Wall Panel // *Fusion Engineering and Design*, 124 (2017), pp. 999–1003.
10. G. Le Marois, Ch. Dellis, J.M. Gentzittel, F. Moret. HIP’ing of copper alloys to stainless steel // *Journal of Nuclear Materials*, 233–237 (1996), pp. 927–931.
11. K.P. Singh, Alpesh Patel, Kedar Bhoje, S.S. Khirwadkar, Mayur Mehta. Optimization of the diffusion bonding parameters for SS316L/CuCrZr with and without Nickel interlayer // *Fusion Engineering and Design*, 112 (2016), pp. 274–282.
12. R. Wei, S.X. Zhao, H. Dong, H.Y. Che, Q. Li, W.J. Wang, J.C. Wang, X.L. Wang, Z.X. Sun, G.-N. Luo. Enhancing the CuCrZr/316L HIP-joint by Ni electroplating // *Fusion Engineering and Design*, 117 (2017), pp. 58–62.
13. Laporte, V.; Mortensen, A. Intermediate temperature embrittlement of copper alloys. *Int. Mater. Rev.* 2009, 54, 94–116.