



## ПРОЧНОСТЬ И МИКРОСТРУКТУРА ПАЯНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СПЛАВА ЖС6У, ПОЛУЧЕННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ БОР- И БОРКРЕМНИЙСОДЕРЖАЩИХ ПРИПОВ

**А. Ф. Белявин, В. В. Куренкова, И. С. Малашенко,  
В. В. Грабин, В. В. Трохимченко, Л. В. Червякова**

Рассмотрена взаимосвязь микроструктуры металла паяного шва и физико-механических свойств соединений сплава ЖС6У, полученных с применением комплексных бор- и кремнийсодержащих припоев, в которых в качестве наполнителя использовали 60 мас. % порошка сплава Rene-142. Показано, что введение в базовый припой Ni-Co-Cr-Al-2,5 % В + Rene-142 2,4... 3,0 мас. % кремния вызывает изменение морфологии и количества выделяющихся карбоборидных фаз. Приведены результаты высокотемпературной пайки литых пластин из сплава ЖС6У, рассмотрена структура паяных соединений, их прочностные и пластические характеристики при температуре 20 °С. Добротность паяных соединений составляет 0,85... 1,00 прочности базового сплава. Особое внимание уделено влиянию зазоров на результаты механических испытаний паяных соединений сплава ЖС6У при растяжении.

Considered is the interrelation between the microstructure of metal of brazed joint and physical-mechanical properties of joints of alloy ZhS6U, produced using complex boron- and silicon-containing brazing alloys, in which 60 mass % of powder of alloy Rene-142 was used as a filler. It is shown that the adding of 2.4... 3.0 mass % of silicon into basic brazing alloy Ni-Co-Cr-Al-2.5 % В + Rene 142 causes the change in morphology and amount of evolving carbide-boride phases. The results of high-temperature brazing of cast plates of ZhS6U alloy are given, the structure of brazed joints, their strength and ductile characteristics at temperature 20 °С are considered. Quality of brazed joints is 0.85... 1.00 of strength of the basic alloy. A special attention is paid to the effect of gaps on the results of mechanical tests of brazed joints of alloy ZhS6U at tension.

**Ключевые слова:** вакуумная пайка; литейный сплав ЖС6У; бор- и боркремнийсодержащие припои; припой НС12; паяное соединение; прочность; карбоборидные фазы; пластичность; разрушение; структура

Сплав ЖС6У является одним из наиболее широко используемых в промышленности жаропрочных литейных никелевых сплавов. Область его применения — рабочие и направляющие лопатки, а также секционные лопатки соплового аппарата авиационных турбин и энергосиловых установок различного назначения.

Повышение температуры газа на входе в турбину и необходимость увеличения межремонтного периода при эксплуатации приводит к постепенному разрушению деталей горячего тракта вследствие протекания структурных изменений в базовом материале [1], возникновения трещин термической усталости, коррозионных повреждений и т. д.

Для увеличения длительности эксплуатации изделий требуется применение восстановительного ремонта, осуществляемого с помощью пайки, пос-

кольку аргонодуговая сварка трудносвариваемого сплава ЖС6У затруднительна из-за растрескивания сварных соединений вследствие высокого уровня легирования сплава, в частности алюминием и титаном.

Указанный сплав наряду с другими литейными, легированными хромом, молибденом, танталом, вольфрамом, рением и пр., практически не поддается аргонодуговой сварке в связи с возникновением горячих трещин в зоне термического влияния и сварном шве при охлаждении из-за выделения большого количества упрочняющей  $\gamma'$ -фазы [2, 3].

Верхний предел рабочих температур жаропрочных сплавов (ЖС) составляет 1050... 1100 °С. Разупрочнение ЖС обусловливается прежде всего уменьшением объемной доли вторичных выделений  $\gamma'$ -фазы вследствие повышения их растворимости в  $\gamma$ -Ni-матрице, а также огрубления частиц  $\gamma'$ -фазы.

Сплав ЖС6У относится к высокожаропрочным, содержащим 9,5... 11,0 мас. % вольфрама. Для вольфрама характерно неравномерное распределение по зерну, концентрация по оси дендрита в



1,2... 1,5 раза выше, чем в межосных пространствах, молибден располагается преимущественно по границам зерен и первичной  $\gamma'$ -фазы.

Суммарное количество Al + Ti, определяющих высокую жаропрочность сплава, составляет 7,1... 8,9 мас. %. Литой сплав ЖС6У имеет крупнозернистую гетерофазную структуру, включающую высоколегированный матричный  $\gamma$ -раствор,  $\gamma'$ -фазу (пограничную и упрочняющую), карбидные и боридные фазы. В данном сплаве зафиксировано различие по морфологии упрочняющей фазы по оси дендрита и в межосных участках. Объемная доля  $\gamma'$ -фазы по центру зерна обычно составляет 60 % и имеет кубическую форму. Межосевая упрочняющая фаза отличается округлой формой и размерами в 2... 6 раз большими.

Лопатки авиационных двигателей в процессе эксплуатации подвергаются температурно-силовому воздействию, а непосредственно сплав ЖС6У — высокотемпературной ползучести. После длительной наработки (5000 ч) структура металла выходной кромки (горячей зоны) остается гетерофазной, состоящей из ( $\gamma+\gamma'$ ), карбидных и боридных фаз [4]. Отмечено дробление пограничных карбидных фаз и образование непрерывных карбидных цепочек.

После 4800 циклов испытаний резко уменьшается объемная доля  $\gamma'$ -фазы при увеличении ее размеров. Вольфрам как элемент, в наибольшей степени определяющий жаропрочность сплава ЖС6У и стабильность  $\gamma'$ -фазы по осям дендритов, в процессе эксплуатации активно участвует в реакциях карбидо- и боридообразования соединений  $Me_6C$  и  $Me_5B_3$ .

Частицы  $Me_6C$  выделяются на первичных карбидах  $MeC$  в результате их распада, из-за чего содержание вольфрама снижается в  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фазе. Данный эффект чаще всего проявляется в местах потенциально наибольшей эксплуатационной повреждаемости материала — у границ зерен и внутризеренных выделений  $MeC$ . Структурные изменения в серийном сплаве после высокотемпературных испытаний приводят к его значительному разупрочнению [4, 5].

В никелевых литейных жаропрочных сплавах, имеющих различный характер легирования, изменение морфологии упрочняющих фаз, степени их дисперсности, состояния межзеренных границ при термической обработке протекает по-разному. Согласно работе [2], в сплаве ЖС6У с равноосной структурой в результате гомогенизации при температуре 1210 °С и последующего охлаждения изменяются морфология и дисперсность выделений  $\gamma'$ -фазы, что должно способствовать улучшению физико-механических свойств металла.

Однако при этом в структуре сплава образуются карбиды неблагоприятной пластинчатой морфологии  $Me_6C$ , снижающие пластичность металла. В то же время в менее легированном сплаве ЖС6К гомогенизация при высокой температуре не приводит к появлению новых фаз, а двойной карбид типа

$Me_6C$  образуется в сплаве лишь после старения в течение более 300 ч при 900 °С [2, 5].

Термообработка снижает уровень дендритной ликвации в сплаве и способствует более гомогенному распределению вольфрама в осях дендритов и в межзеренных пространствах [5], при этом уменьшается степень неоднородности его распределения.

Согласно работе [6], серийная термообработка сплава ЖС6У заключается в 4-часовом отжиге при температуре (1210±10) °С. Для улучшения структуры металла отливок используют горячее изостатическое прессование (ГИП). Прочность сплава ЖС6У, прошедшего ГИП, составляет от 930... 950 до 1060 МПа. Пластичность (относительное удлинение) металла после ГИП находится в пределах 4... 8 %.

Уменьшение скорости охлаждения заготовок (вместе с печью) в интервале (1200... 1210)±10 °С способствует предотвращению образования трещин, а незначительное увеличение размера упрочняющей фазы — повышению пластичности сплава. Дальнейшее старение при 900... 950 °С (2 ч) приводит к формированию структуры с благоприятным регулярным распределением частиц  $\gamma'$ -фазы размером 0,1... 0,2 мкм вдоль осей дендритов. Образованная таким образом структура обеспечивает сочетание высокой длительной прочности и удовлетворительной пластичности сплава ЖС6У с минимальной чувствительностью к надрезам [4, 7].

Рассматривая высокотемпературную пайку наиболее рациональным способом ремонта деталей из трудносвариваемого сплава ЖС6У, необходимо учитывать сочетание режимов пайки и последующей термообработки с режимами восстановительной обработки сплава после эксплуатации.

Благодаря высоким показателям прочности соединений пайку рассматривают как альтернативу аргонодуговому способу соединения и восстановления деталей из никелевых ЖС.

Зарубежными учеными предложен способ восстановления деталей при помощи высокотемпературной пайки [8–10] с применением промежуточной жидкой прослойки, который трактуется авторами как процесс диффузионной пайки. Основная цель такого способа с использованием в качестве припоя аморфизированных фольг заключается в получении микроструктуры и механических свойств паяных соединений, эквивалентных таковым паяемого сплава в результате его длительной изотермической выдержки.

Однако существует ряд факторов, ограничивающих использование данного способа при ремонтной пайке. Это в первую очередь длительное температурное воздействие на изделие, которое может ухудшить функциональные свойства металла основы, кроме того, аморфизирование как способ получения припоев в виде лент ограничивает возможность применения многокомпонентных систем припоев.

При пайке с промежуточной твердожидкой прослойкой требуется особый контроль температуры изотермического процесса, времени, толщины



Таблица 1. Свойства основного металла (при испытаниях на растяжение) сплава ЖС6У при различных видах термообработки

Режим термообработки	№ образца	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
Исходный	U29	808,7	872,0	3,0
	U30	826,5	875,0	3,4
1220 °С, 1 ч	U1	853,0	936,4	8,2
	U3	848,2	991,6	2,5
1220 °С, 1 ч + 1160 °С, 2 ч + 900 °С, 3 ч	U2	702,0	860,6	8,75
	U6	782,0	942,0	7,80
1210 °С, 1 ч + 900 °С, 4 ч	U4	925,0	970,0	2,8
	U5	943,3	1016,6	3,0
1220 °С, 1 ч + 900 °С, 4 ч	U31	878,5	961,0	6,3
	U32	929,0	1039,0	7,3
1220 °С, 1 ч + 1050 °С, 4 ч + 900 °С, 4 ч	U33	899,0	940,0	0,8
	U34	909,3	955,3	2,3

прослойки (ширины зазора) и состава паяльной смеси. Указанные факторы и межфазное взаимодействие металла шва и паяемого материала влияют на скорость изотермической кристаллизации при формировании паяного соединения литейных никелевых сплавов, в частности IN-738LC и IN-718 [8–10].

Возможности высокотемпературной пайки как способа восстановления деталей газотурбинных двигателей реализованы при пайке композиционными припоями, позволяющими приблизить химический состав и физико-механические характеристики формируемых паяных швов к таковым ЖС, подвергающихся ремонту. Технологические особенности изотермической пайки в вакууме ЖС различного уровня легирования рассмотрены в статьях [11–14].

В данной работе в качестве перспективного припоя использовали композицию, состоящую из двух низкоплавких припоев – борсодержащего Ni-9% Co-14% Cr-3,5% Al-2,5% В, кремнийсодержащего припоя эвтектического состава Ni-12% Si (НС12) и наполнителей в виде порошка сплавов Rene-142, ЖС6У, ЖС32. В качестве связующего применяли импортный материал Binder либо раствор акриловой смолы в техническом ацетоне.

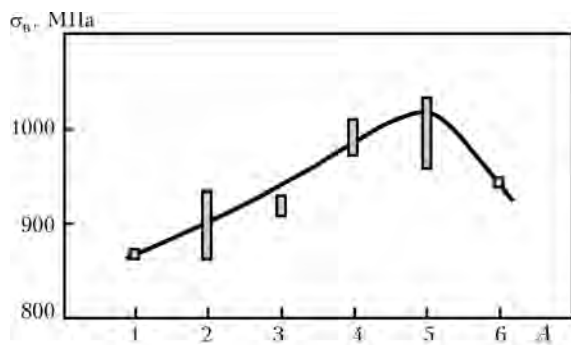


Рис. 1. Временное сопротивление образцов из сплава ЖС6У после различных видов термообработки: 1 – после литья; 2 – 1220 °С (1 ч) + 1160 °С (2 ч) + 900 °С (3 ч); 3 – 1220 °С (1 ч); 4 – 1210 °С (1 ч) + 900 °С (4 ч); 5 – 1220 °С (1 ч) + 900 °С (4 ч); 6 – 1220 °С (1 ч) + 1050 °С (4 ч) + 900 °С (4 ч); А – вариант термообработки

Сплав Rene-142 отличается следующим наиболее рациональным легирующим комплексом, мас. %: 6,2... 6,5 Ta; 2,6... 3,0 Re; 1,3... 1,7 Hf, обеспечивающим паяным соединениям удовлетворительные прочность, жаропрочность и жаростойкость. Гафний и тантал ограничивают диффузионные процессы в жаропрочных системах Ni-Cr-Co-W-Mo-Ti-Al и увеличивают энергию атомных связей. Они равномерно распределяются между матрицей,  $\gamma'$ -фазой и карбидными фазами. Гафний и тантал входят в состав первичных карбидов MeC наиболее стойкой модификации и не образуют эвтектических каркасов или сплошных карбидных цепочек [15].

В настоящей работе исследовали возможность применения бор- и боркремнийсодержащих припоев для ремонтной пайки высокоуглеродистого литейного сплава ЖС6У. Приведены результаты исследований физико-механических свойств паяных соединений сплава ЖС6У и рассмотрены особенности ремонтной пайки деталей, выполненных из этого сплава.

*Экспериментальные данные.* Перед испытаниями паяных соединений исследовали механические свойства паяемого сплава ЖС6У. Исходные пластины толщиной 6,2 мм, полученные литьем по вып-

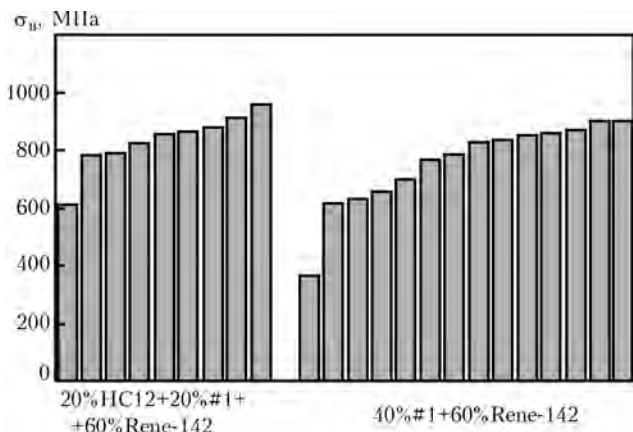


Рис. 2. Прочность паяных соединений сплава ЖС6У, полученных способом контактной пайки при 1220... 1225 °С (20... 15 мин) в вакууме  $8 \cdot 10^{-3}$  Па с использованием борсодержащих припоев с добавлением кремния в виде припоя сплава Ni-12% Si и без него



лавлемым моделям, имели равноосную структуру. Испытания на растяжение при 20 °С проводили на плоских образцах сечением 1,7×3,0 мм и длиной рабочей части (10 + 0,5) мм. Конструктивные особенности образца описаны в статье [11].

Заготовки для пайки и образцы МИ-96 основного сплава подвергали термообработке в вакууме. В табл. 1 и на рис. 1 приведены характеристики сплава ЖС6У, из которого изготавливают пакеты сопловых лопаток для двигателя Д18Т. Пластины гомогенизировали при 1220 °С (температура полного растворения  $\gamma'$ -фазы в твердом растворе) и давлении остаточных газов  $(5...7) \cdot 10^{-3}$  Па в течение 1 ч. В результате быстрого охлаждения (примерно 20°/мин) зафиксирован пересыщенный твердый раствор с первичными частицами  $\gamma'$ -фазы, выделившимися в матрице при охлаждении образцов с печью.

Отжиг металла перед пайкой способствовал получению следующих необходимых служебных свойства (табл. 1):  $\sigma_T = 850$  МПа,  $\sigma_B = 962$  МПа,  $\epsilon_T = 2,5...8,2$  %. Согласно статье [6], промежуточный нагрев при 1160 °С позволяет повысить пластичность сплава ЖС6У после старения (рис. 1). Зафиксировано снижение предела текучести и временного сопротивления при росте относительного удлинения до 8,2 %. Отжиг в вакууме при 1160 °С (2 ч) и последующее старение при 900 °С (4 ч) позволили повысить прочность и относительное удлинение металла до  $\epsilon = 7,80...8,71$  % при 20 °С.

Согласно данным, приведенным в табл. 1, сплав ЖС6У отличается некоторым разбросом значений прочностных характеристик, что показательно для литейных сплавов. Наиболее высокие значения  $\sigma_T$  и  $\sigma_B$  получены в результате старения заготовок при 900 °С (4 ч) после высокотемпературной гомогенизации при 1210...1200 °С. Максимальный предел текучести сплава составлял 930...940 МПа при относительном удлинении 3...7 %. Более высокого уровня пластичности ( $\epsilon = 7,8...8,7$  %) сплав ЖС6У достигал после одной из промежуточных ступеней

термообработки — вакуумного отжига при 1160 °С, 2 ч. Эта температура принята как ступень термофиксации литых створок авиационного ГТД из сплава ВЖЛ12У. Соответственно значения предела текучести были более низкими — максимум до 782 МПа (табл. 1).

Столь детальный анализ свойств сплава необходим для возможности прогнозирования свойств паяных соединений сплава ЖС6У, полученных с использованием припоев Ni-Co-Cr-Al-2,5 % В(#1) + 60 % Rene-142 и #1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142. В статьях [11–14] показано, что механические характеристики соединений зависят от свойств паяемых сплавов, их термической стабильности, уровня легирования, содержания углерода, способа получения сплава.

На рис. 2 представлены механические свойства паяных соединений сплава ЖС6У после двухстадийного отжига в вакууме при 1160 °С (2 ч) + 1050 °С (2 ч). Соединения под пайку подготавливали следующим образом. Пластинки с шлифованными торцами укладывали свободно на керамическую подставку. На линии стыка формировали валик припоя.

Паяные соединения получали контактной пайкой при температуре 1220...1225 °С в течение 20...15 мин в вакууме  $8 \cdot 10^{-3}$  Па с использованием борсодержащего припоя с добавлением кремния в виде порошка сплава Ni-12 % Si и без него.

Получены достаточно высокие значения  $\sigma_B$  паяных соединений для обоих видов использованных припоев. Более высокий и стабильный уровень прочности достигнут в случае использования припоя #1 + 20 % HC12 + Rene-142.

Добротность соединений составляла 0,9...1,0. Среднее квадратичное отклонение значений  $\sigma_B$  для образцов паяных соединений, полученных с использованием боркремнийсодержащего припоя, составило 81,4 МПа, а борсодержащего — 102,0 МПа. Это свидетельствует о лучшей воспроизводимости

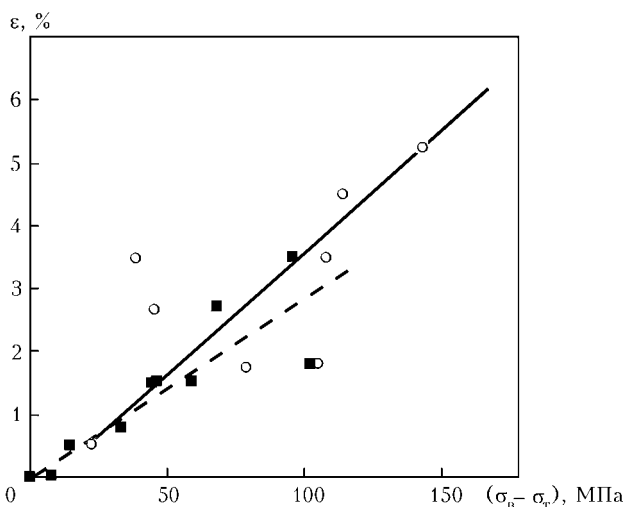


Рис. 3. Взаимосвязь относительного удлинения и уровня деформационного упрочнения паяных соединений сплава ЖС6У, полученных с использованием припоев типа #1 + Rene-142 с добавкой 20 % NiSi (○) и без нее (■)

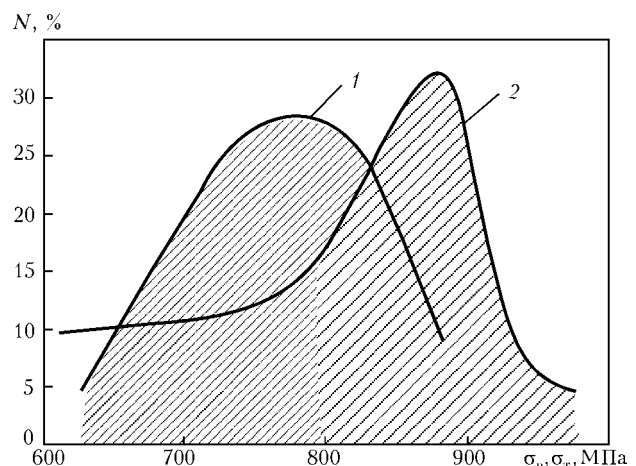


Рис. 4. Статистические кривые распределения значений  $\sigma_B$  (1) и  $\sigma_T$  (2) паяных соединений, полученных пайкой сплава ЖС6У в вакууме при 1220...1225 °С (20...15 мин) после термообработки ( $T_{исп} = 20$  °С); N — количество образцов



результатов пайки в случае применения припоя с двумя депрессантами — кремния и бора.

Использование комплексного бор- и кремнийсодержащего припоя обеспечивает паяным соединениям более высокую пластичность при нагружении паяных швов (рис. 3). Отмечена пропорциональная зависимость между относительным удлинением и разностью временного сопротивления и предела текучести паяных соединений.

Кратковременная прочность сплава ЖС6У при комнатной температуре достигает 920...970 МПа при относительном удлинении 3...6%. Эти данные согласуются с результатами, полученными для сплава ЖС6У, термообработанного по режиму полного цикла пайки (табл. 1). Однако в нашем случае пластичность сплава превышала 7,80...8,75%. Относительное удлинение образцов паяных соединений составило 1,8...5,2%, что находится на уровне паспортных данных для сплава ЖС6У [6].

Пик на статистической кривой временного сопротивления (рис. 4) подтверждает добротность и

стабильность технологического процесса пайки. Более 87% образцов паяных соединений достигали значения  $\sigma_B$  800...975 МПа. Практически все образцы пластически деформировались до разрушения при 20 °С. Диаграмма фиксирует способность паяных соединений выдерживать определенную пластическую деформацию при растяжении: на представленных кривых зафиксировано существенное различие (до 100 МПа) между значениями  $\sigma_B$  и  $\sigma_{0,2}$  испытанных соединений. Размытый максимум кривой предела текучести  $\sigma_{0,2}$  указывает на наличие технологических отклонений в процессе пайки образцов.

*Металлография.* Удовлетворительные механические свойства паяных соединений сплава ЖС6У определяются структурой сформированных паяных швов (рис. 5). Применение композиционного борсодержащего припоя #1(NiCoCrAl-2,5% В)+Rene-142 позволило получить швы удовлетворительного качества (рис. 5, а, в, д).

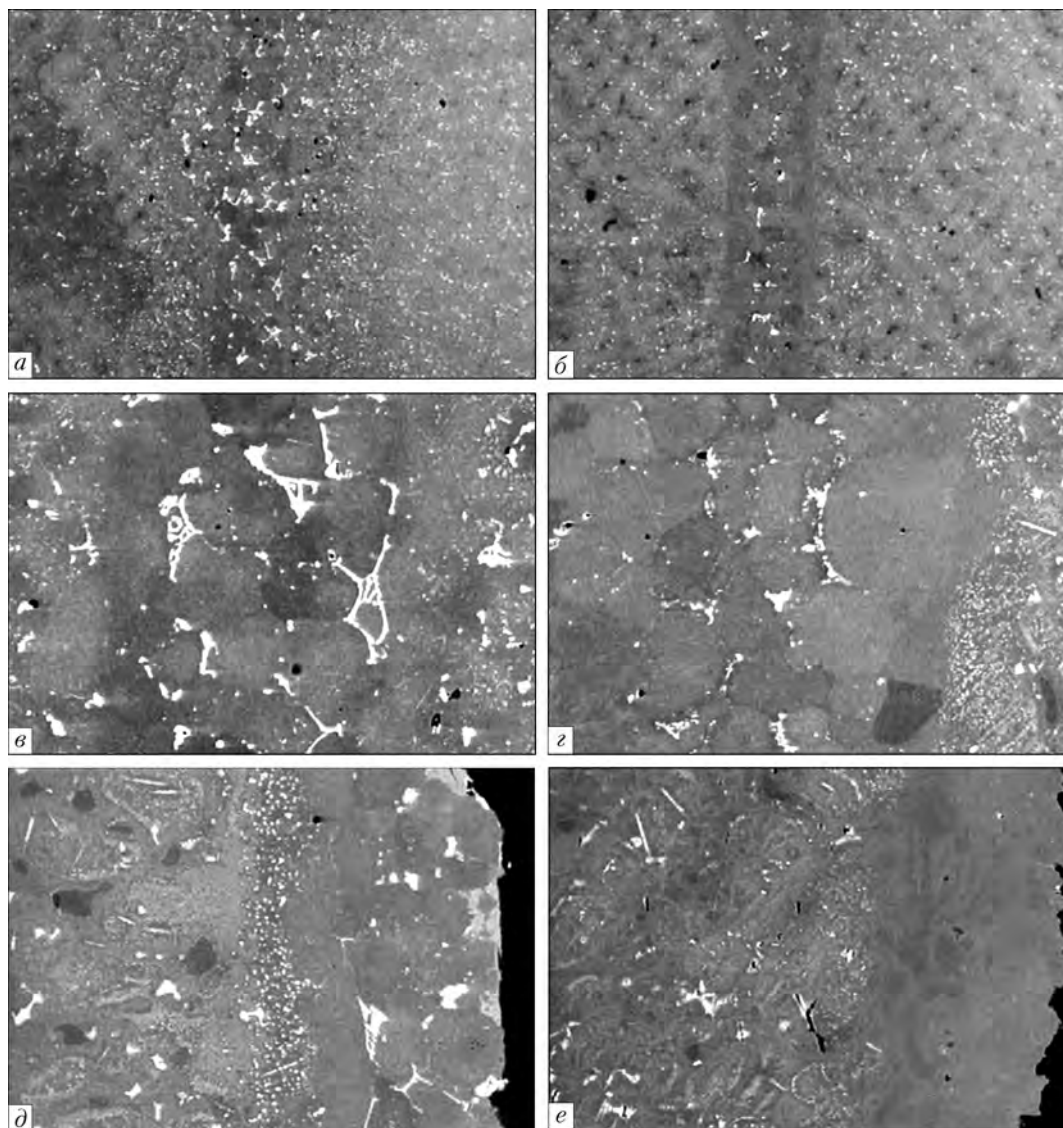


Рис. 5. Микроструктура образцов паяных соединений сплава ЖС6У, сформированных при температуре 1220 °С (20 мин) борсодержащим припоем #1 + Rene-142 (а, в, д), а также бор- и боркремнийсодержащим припоем #1 + 20% NiCr2 + Rene-142 (б, г, е); а, б —  $\times 50$ ; в, г —  $\times 200$ ; д, е — разрушение паяного соединения при одноосном растяжении,  $\times 200$



Таблица 2. Массовая доля компонентов в структурных составляющих диффузионной зоны паяных соединений, сформированных композиционными припоями без и с добавкой HC12

№ спектра	C*	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	Hf	Ta	Si	W	Re
#1 + 60 % Rene-142 (рис. 6, а)													
1	0,85	5,30	1,01	9,20	11,08	64,08	0,66	1,06	–	1,18	–	5,07	0,52
2	1,03	5,40	2,49	8,22	10,13	64,42	0,30	1,24	–	–	–	5,95	0,81
3	0,99	5,32	2,08	9,39	11,11	61,1	0,34	1,22	–	–	–	7,29	0,21
4	13,50	0,10	23,47	1,36	–	3,3	15,87	4,30	0,30	–	–	35,69	2,12
5	16,27	–	25,49	0,61	–	2,42	26,9	4,36	0,73	–	–	24,50	0,96
6	1,69	6,77	3,64	3,49	7,86	70,12	1,11	0,85	0,56	–	–	3,29	0,62
7	13,37	0,1	22,17	2,84	0,96	4,96	12,66	3,67	0,93	–	–	36,55	1,78
8	1,96	2,05	2,19	13,78	4,78	25,71	0,33	7,22	1,36	–	–	37,77	2,84
9	2,32	0,11	3,44	20,36	3,32	7,72	1,85	8,28	1,18	–	–	47,82	3,59
#1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142 (рис. 6, б)													
1	1,17	4,52	0,72	7,94	9,77	66,12	0,32	0,85	–	1,52	1,3	4,42	1,35
2	3,21	3,42	3,75	6,67	8,58	53,21	1,45	1,01	0,61	6,62	–	9,79	1,67
3	1,57	4,46	2,59	8,58	9,84	59,27	0,80	1,29	–	–	–	11,04	1,28
4	14,03	–	23,89	1,07	1,05	6,17	15,61	1,99	0,89	11,27	–	23,3	0,70
5	9,25	0,53	21,02	0,85	0,97	10,09	12,08	1,56	0,96	25,33	1,6	15,73	–
6	14,28	–	25,26	0,77	0,46	4,49	17,80	3,75	–	4,74	–	28,44	–
7	12,75	0,35	19,07	4,23	1,55	11,50	12,01	4,11	–	–	–	35,08	1,50
8	17,17	–	28,61	0,62	–	3,13	23,20	2,29	–	–	–	27,26	–
9	8,57	2,09	10,63	4,13	3,98	33,71	7,51	2,12	0,47	7,13	–	19,65	–

\*Качественное определение углерода.

Взаимодействие припоя с основой прослеживается на глубине до 300... 500 мкм, что свидетельствует о высокой реакционной способности указанного припоя со средним содержанием бора, равным 1 мас. % (рис. 5 а, в, д).

Бор как элемент с минимальным атомным радиусом, отличающийся высокой скоростью диффузии, в процессе формирования паяных соединений и последующей термообработки мигрирует через шов в паяемый металл и образует на линии сплавления и по границам зерен паяемого металла боридные фазы, существенно снижающие сопротивление ползучести изделия под напряжением.

Развитость зоны термического взаимодействия свидетельствует об интенсивности диффузионных процессов, протекающих на границе шов–паяемый металл в случае припоев как с одним депрессантом (бором), так и с двумя (бором и кремнием). Следствием этого являются повышенные гетерофазность изучаемой зоны, объемная доля вторичных фаз (рис. 6, табл. 2).

Фазовый состав диффузионной зоны свидетельствует о том, что в результате термообработки в случае применения припоя с одним депрессантом (бором) происходит его активная диффузия в основу с образованием вдоль линии сплавления на

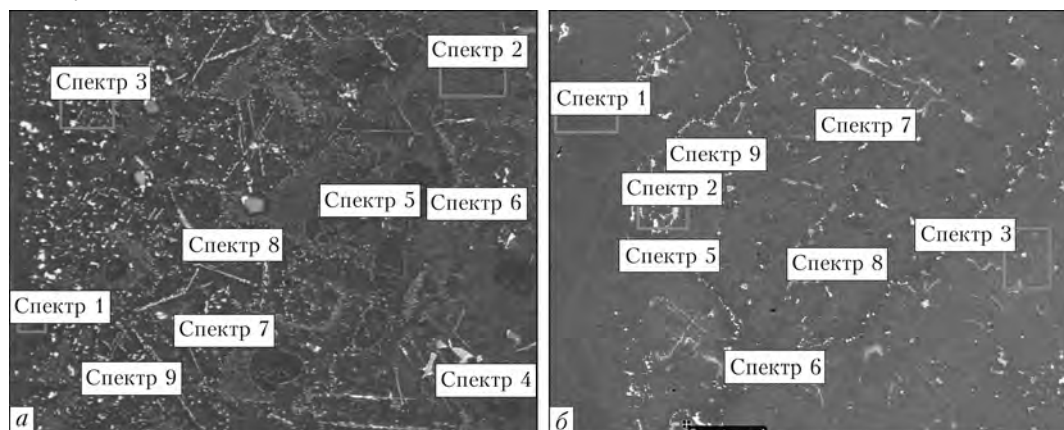


Рис. 6. Участки рентгеноспектрального микроанализа диффузионных зон паяных соединений, сформированных при 1220 °С (15 мин) и прошедших полную термообработку с применением двух систем припоев (X200) (табл. 2): а – #1 + 60 % Rene-142; б – #1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142



Таблица 3. Массовая доля компонентов в структурных составляющих металла паяных соединений, сформированных композиционными припоями без и с добавкой HC12

№ спектра	C*	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	Hf	Ta	Si	W	Re
#1 + 60 % Rene-142 (рис. 7, а)													
1	1,41	4,94	0,72	9,07	11,56	64,94	–	0,34	–	2,83	–	3,00	1,19
2	2,81	5,05	0,56	9,36	10,40	62,56	–	0,50	–	2,57	–	4,54	1,66
3	1,15	1,79	1,34	7,45	13,97	59,79	0,93	0,60	5,73	4,81	–	0,99	1,44
4	2,17	1,54	1,25	7,80	13,82	58,78	0,40	0,44	6,24	4,84	–	1,05	1,67
5	1,15	4,45	1,41	6,55	10,21	66,24	0,37	0,56	2,19	4,19	–	2,68	–
6	3,46	–	–	55,43	4,60	5,03	2,29	7,00	–	–	–	22,18	–
7	3,17	–	0,43	25,34	3,94	6,39	0,47	12,38	–	3,00	–	39,36	5,52
8	11,89	–	7,33	0,96	2,20	8,70	4,89	1,03	10,28	50,93	–	1,79	–
9	11,84	–	7,45	1,42	1,51	6,50	3,51	0,45	13,09	52,32	–	1,91	–
#1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142 (рис. 7, б)													
1	0,99	4,39	–	7,63	9,85	65,50	0,66	0,74	–	2,51	1,37	4,90	1,45
2	0,65	4,61	0,42	7,53	9,66	65,26	0,38	1,03	0,39	2,48	1,18	4,93	1,47
3	0,73	4,57	1,07	7,53	10,13	63,69	0,14	1,17	0,28	1,42	0,55	7,61	1,11
4	1,92	0,70	0,83	5,04	11,19	61,49	0,15	–	10,46	6,81	–	1,43	–
5	3,43	–	–	28,73	3,40	9,18	0,95	13,50	0,55	3,60	–	23,17	13,48
6	2,02	0,63	0,98	5,35	11,63	63,49	0,35	–	8,67	5,55	0,52	0,82	–
7	2,96	–	–	30,57	3,43	6,43	0,55	14,40	–	3,09	–	25,23	13,34

\*Качественное определение углерода.

глубине до 300 мкм монокарбоборидов (Ti, Nb)(C,B) (табл. 2). Данные фазы имеют как глобулярную форму, так и произвольную. По границам зерен обнаруживаются карбобориды хрома типа  $Me(Cr, W, Mo)_{23}(C,B)_6$  пластинчатого типа.

Кремний в композиционном припое ограничивает диффузию бора в основу [16], о чем свидетельствуют ширина диффузионной зоны (до 100 мкм) и ее минимальная гетерофазность. Кремний «удерживает» бор в шве и способствует устранению разъедания паяемой основы, охрупчивания ее границ при нагружении и наложении теплосмен.

Модифицирование борсодержащего припоя #1 + Rene-142 припоем HC12 (Ni–12 % Si) позволяет не только вводить дополнительный депрессант, но

и разбавлять высоколегированный расплав припоя никелем, при этом содержание бора снижается до 0,5 мас. %. Интервал кристаллизации припоя сужается, увеличивается жидкотекучесть; уменьшается усадка при затвердевании шва. Это определяется свойствами эвтектической составляющей Ni–12 % Si, незначительно склонной к ликвации, образованию усадочных пор и кристаллизационных трещин [17].

Паяные швы, сформированные с применением бор- и боркремнийсодержащего припоя #1 + 20 % HC12 + Rene-142, отличались повышенной плотностью и бездефектностью. Они имели ячеистую структуру с размером равноосного кристаллита до 50 мкм (рис. 5, б, з, е). Эвтектические образования, представляющие собой карбоборидные квазибинарные

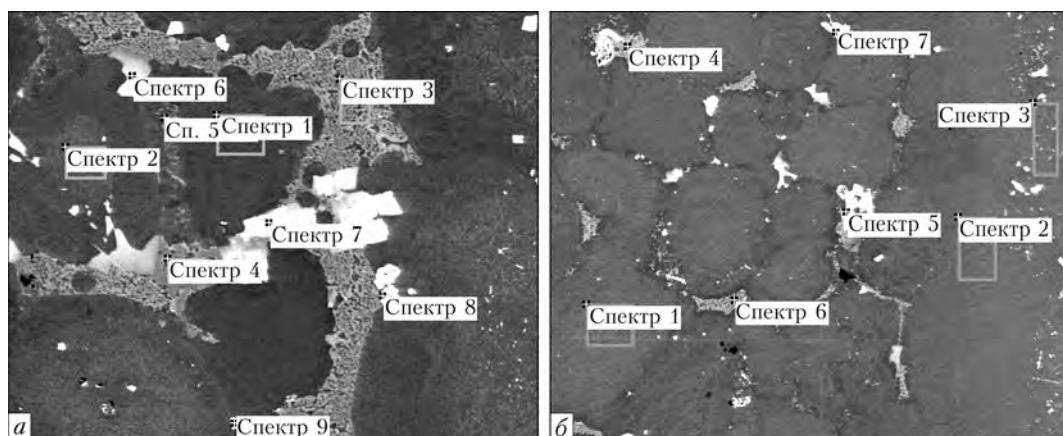


Рис. 7. Участки рентгеноспектрального микроанализа металла паяных швов, сформированных при 1220 °C (15 мин) и прошедших полную термообработку, с применением двух систем припоев (X200) (табл. 3): а – #1 + 60 % Rene-142; б – #1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142



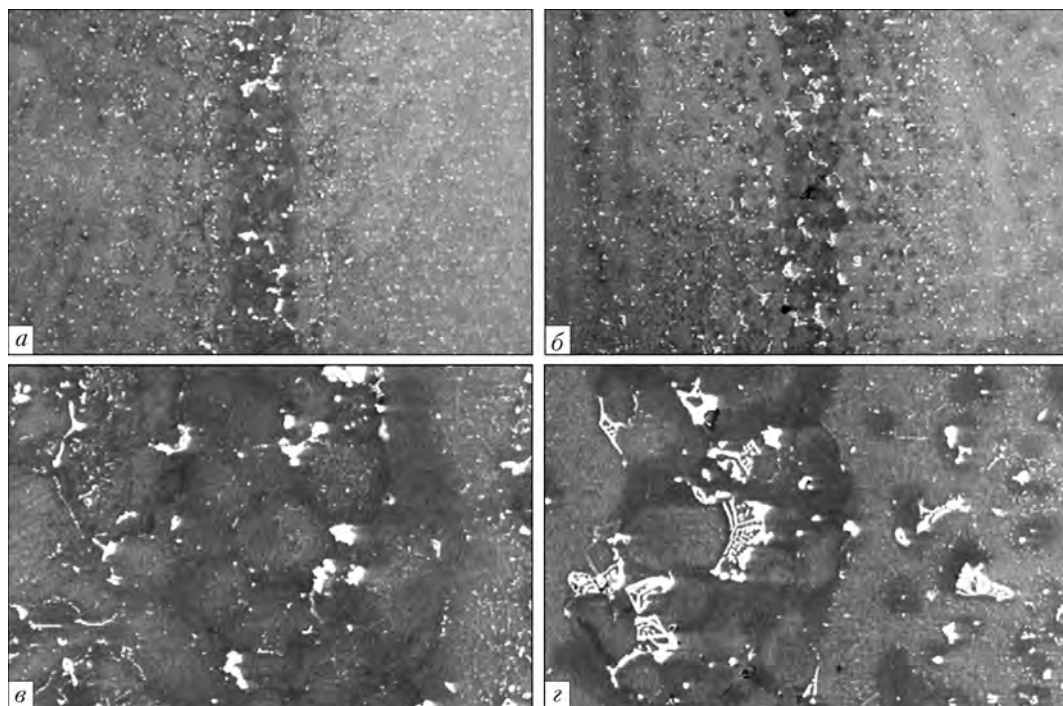


Рис. 8. Микроструктура образцов паяных соединений сплава ЖС6У с фиксированным зазором для испытаний на длительную прочность, сформированных при 1220 °С (20 мин) бор- и кремнийсодержащим припоем #1 + 20 % HC12 + Rene-142 (а, б) и борсодержащим припоем #1 + Rene-142 (в, г): а, б —  $\times 50$ ; в, г —  $\times 200$

эвтектики на основе СгВ, отсутствовали (рис. 7, табл. 3). Объемная доля вторичных фаз в металле шва после всех этапов термообработки в случае применения бор- и боркремнийсодержащего припоя не превышала 5...7 %. Вторичные фазы представляли собой в основном дискретные карбидные фазы MeC (на основе тантала, гафния), карбиды Me<sub>6</sub>C и единичные островковые сложнолегированные эвтектические выделения на основе интерметаллидной фазы Ni<sub>n</sub>Hf<sub>m</sub> (табл. 3, рис. 7).

Паяным швам, полученным с применением борсодержащего припоя #1 + 60 % Rene-142, присуще большое количество вторичных карборидных образований, представляющих собой прежде всего квазибинарные эвтектики типа  $\gamma + \text{Me}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ , формирующиеся на основе боридов СгВ. Данные эвтектические выделения достаточно стабильны. При значительной ширине зазора и большом количестве расплава они образуются и сохраняются в шве после термообработки (рис. 7, а, 8, г, табл. 3). Кроме эвтектик  $\gamma(\text{Ni}) + \text{СгВ}$ , в металле шва обнаружены междендритные выделения сложнолегированных эвтектик на базе  $\gamma(\text{Ni}) + \text{Ni}_3\text{В}$  (рис. 7, а, табл. 3). Объемное содержание вторичных фаз в швах сплава ЖС6У в случае применения борсодержащего припоя #1 + Rene-142 после пайки достигает 40 мас. %, а после полного цикла термообработки — 9...21 мас. % в зависимости от ширины зазора (рис. 5, 7, 8).

Степень гетерофазности структуры швов, сформированных с применением базового припоя 40 % #1 + 60 % Rene-142 и комплексного припоя 20 % #1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142, определяли по микротвердости металла шва и диффузионной зоны, которую измеряли в состоянии после пайки и термообработки. Снижение гетерофазности структуры и повышение однородности в случае использования крем-

ний- и борсодержащего припоя подтверждалось. Матричный раствор паяного шва с кремнием, в котором присутствовали дискретные выделения карбидных фаз типа MeC и Me<sub>6</sub>C, имел микротвердость 4200 МПа (рис. 8). После финишной термообработки микротвердость матрицы шва снижалась и выравнивалась во всех областях паяных соединений.

Комплексный припой 20 % #1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142 позволил на сплаве ЖС6У сформировать в зазорах шириной от 100 до 800 мкм швы, структура которых претерпевала дисперсионное упрочнение за счет  $\gamma'$ -фазы (рис. 9). Зафиксирована примерно одинаковая объемная доля (54...59 %) упрочняющей фазы во всех зонах паяного соединения, включая металл шва, диффузионную зону и основу. Размер частиц  $\gamma'$ -фазы в осях дендритов металла шва (припоя 20 % #1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142) составлял 0,2...0,7 мкм, форма частиц изменялась от округлой к кубоидной в процессе термообработки.

В случае борсодержащего припоя обнаружен большой разброс значений микротвердости, соответствующий многообразию структурных составляющих в металле шва. Микротвердость линии сплавления и диффузионной зоны в паяемом сплаве возрастала вследствие проникновения легирующих компонентов шва в основу и образования развитой диффузионной зоны на глубину до 300 мкм и более.

Вторичные фазы в шве сохранялись после термообработки, укрупнялись и коагулировали. Разброс значений микротвердости металла шва, сформированного припоем #1 + 60 % Rene-142, свидетельствует о гетерофазности его структуры.

В матричном растворе швов, полученных с применением борсодержащего припоя, после двухсту-



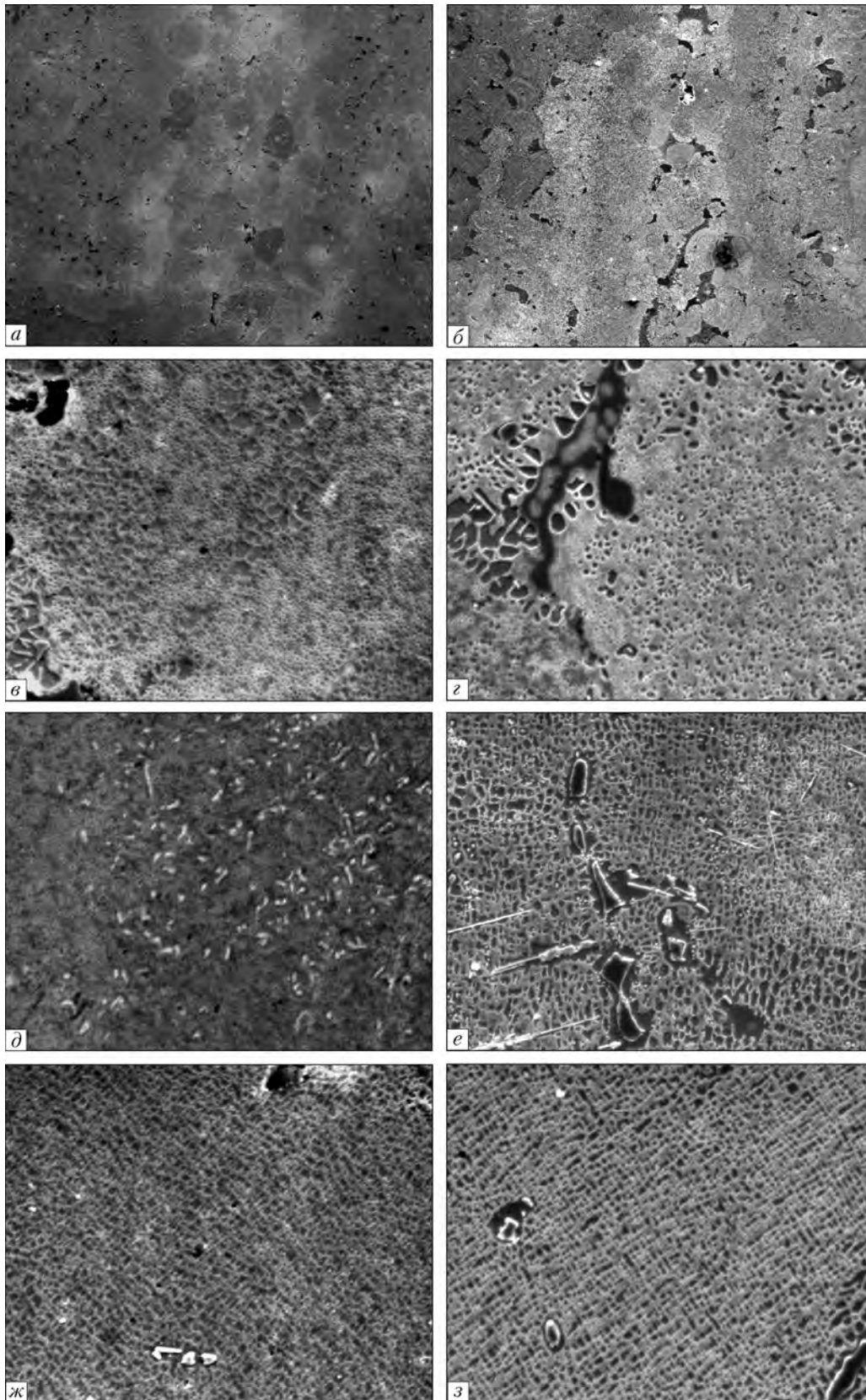


Рис. 9.  $(\gamma-\gamma')$ -микроструктура металла основных зон паяного соединения, сформированного с применением припоя #1 + Rene-142 с добавкой 20 мас. % NiC12 (а, в, д, ж) и без нее (б, з, е, з): в, з – шов; д, е – диффузионная зона; ж, з – основной сплав; а, б – общий вид шва после травления (а, б –  $\times 100$ ); (в, з –  $\times 1500$ )

пенчатого отжига выявлены сложнолегированные эвтектики ( $HV = 8480$  МПа), карбиды MeC ( $HV = 22150$  МПа),  $Me_6C$  ( $HV = 18785$  МПа),  $Me_{23}C_6$  ( $HV = 13180$  МПа), снижающие прочность паяных

соединений при нагружении в результате декогезии по поверхности раздела частиц вторых фаз и матрицы [9].

Зафиксировано менее однородное распределение частиц  $\gamma'$ -фазы (с объемной долей 38...45 %) в

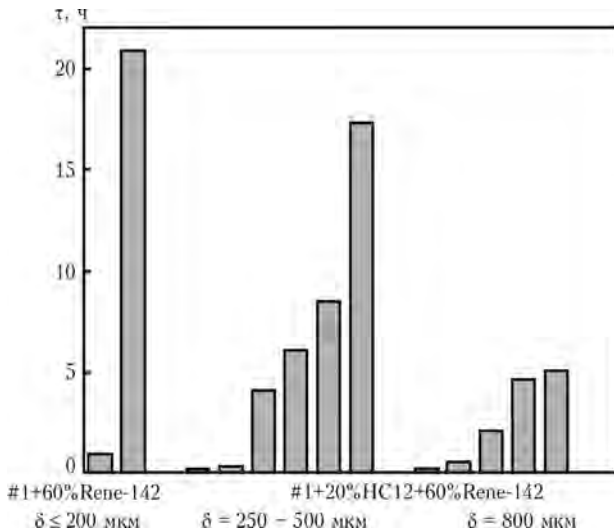


Рис. 10. Долговечность  $\tau$  паяных соединений сплава ЖС6У при температуре 900 °С и напряжении 195 МПа после термообработки (1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч) при различных значениях ширины зазора

металле шва, по сравнению с 59 % в кремнийсодержащем припое.

В диффузионной зоне базового припоя, кроме основной упрочняющей фазы, выделялись игольчатые карбидные фазы типа  $Me_6C$ , оказывающие отрицательное воздействие на пластические свойства соединений (рис. 9, e). Данные фазы являются достаточно стабильными и сохраняются при высоких значениях температуры, оказывая надразывающее действие в случае приложения нагрузки.

Оценка параметра структурного несоответствия  $\Delta a$  для закристаллизованного металла швов двух типов припоев показала, что в случае применения припоя 20 % #1 + 20 % NiC12 + 60 % Rene-142 отмечено незначительное дисперсионное упрочнение матрицы после кристаллизации ( $\Delta a = (a_{\gamma} - a_{\gamma'}) / a_{\gamma} =$

$= 0,09242 \%$ ), после термообработки значение  $\Delta a$  возрастает и приближается к несоответствию ЖС ( $\Delta a = 0,263773 \%$ ). Применение бор- и кремнийсодержащего припоя обеспечивает жаропрочность формируемых паяных швов за счет выделения в матрице шва регулярной дисперсной  $\gamma'$ -фазы с объемной плотностью 58...60 % размером 0,2...0,7 мкм (рис. 9, в) [1].

При использовании композиционного припоя 40 % #1 + 60 % Rene-142 дисперсионное упрочнение матрицы паяного шва (после кристаллизации) ослаблено из-за отрицательного значения  $\Delta a$  ( $-0,0624 \%$ ). После термообработки и выравнивания структуры шва значение  $\Delta a$  ( $-0,00041 \%$ ) немного возрастает, однако существенного упрочнения не происходит из-за большой ликвационной неоднородности в шве и нерегулярного выделения упрочняющей фазы по осям дендритов (рис. 9, г).

*Длительная прочность паяных соединений является важной служебной характеристикой.* Под воздействием высокой температуры и приложенной нагрузки в процессе испытаний происходит эволюция исходной микроструктуры сплава, особенно металла паяного шва, легированного бором и кремнием (рис. 10, 11). Паяные соединения сплава ЖС6У, сформированные с использованием припоев 40 % #1 + 60 % Rene-142 без и с добавкой 15...20 % NiC12 и отожженные при 1160 °С (2 ч) + 1050 °С (2 ч), испытывали на длительную прочность при напряжении 196 МПа и температуре 900 °С. Длительная прочность паяных соединений, сформированных в технологических зазорах шириной 250...800 мкм, достигала 1,5...27,0 ч (рис. 10, 11). Соединения разрушались в основном по металлу шва, удлинение  $\epsilon$  составляло 2,0...5,7 %.

В результате испытаний образцов паяных соединений на долговечность установлено, что в швах,

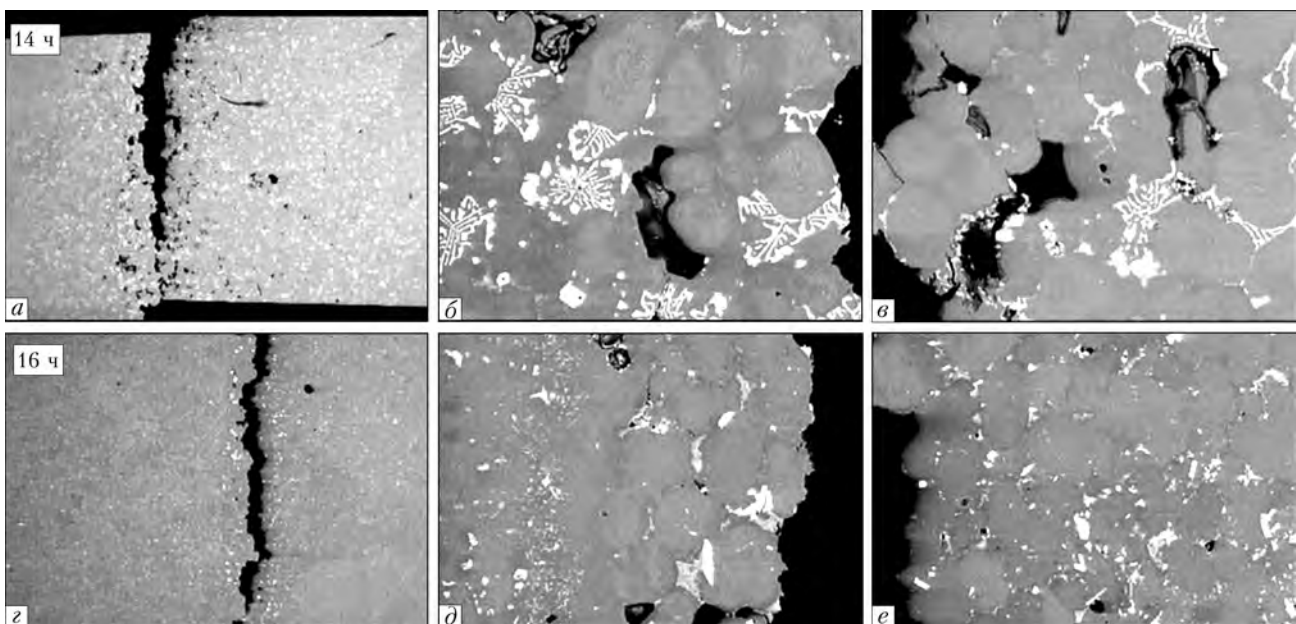


Рис. 11. Характер высокотемпературного разрушения в процессе испытаний на долговечность при 900 °С металла шва паяных соединений сплава ЖС6У, полученных с использованием стандартного #1 + 60 % Rene-142 (a - в) и комплексного припоев #1 + 20 % NiC12 + 60 % Rene-142 (г - e); (X25)

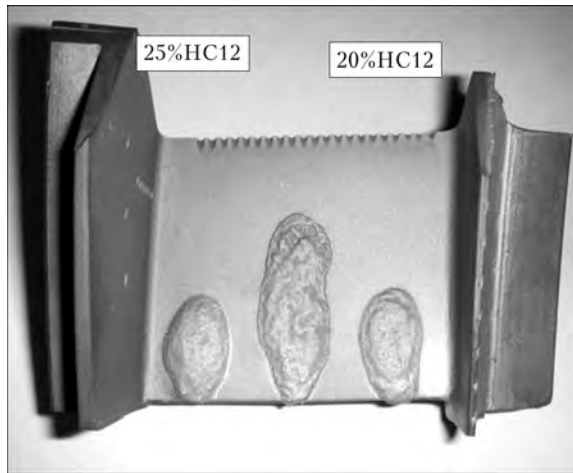


Рис. 12. Внешний вид направляющей лопатки из сплава ЖС6У с технологическими зазорами, запаянными композиционными припоями системы #1 + (20... 25) % HC12–60 % Rene-142

сформированных борсодержащим припоем 40 % #1 + 60 % Rene-142, происходили значительные структурные изменения, в частности, оплавление эвтектических составляющих металла шва при высокой температуре и активная диффузия бора в паяемый металл (рис. 11). После 55 мин испытаний на длительную прочность глубина проникновения бора составляла 1...2 мм на каждую из сторон (рис. 11, а).

Структура металла шва и диффузионной зоны при использовании припоев с кремнием не претерпела существенных изменений, размер шва не изменялся, а диффузия кремния в основу после 16 ч и более при температуре 900 °С не превышала 50 мкм.

Таким образом, применение боркремнийсодержащего комплексного припоя не только позволяет сохранить стабильность структуры шва и соединения в целом, но и обеспечить приемлемую долговечность паяных соединений при ширине зазора от 200 до 800 мкм.

В случае пайки сплава ЖС6У большее разупрочнение при высокой температуре получено в образцах паяных соединений, сформированных с использованием припоя без HC12. Диспергирование частиц карбоборидной фазы при введении кремния в базовый припой позволило достичь повышения прочности паяных соединений при кратковременных испытаниях на воздухе при 950...1000 °С (табл. 4). Это почти в 1,5 раза ниже, чем кратковременная прочность паяных соединений сплава ЖС26НК [11]. Таким образом, получено еще одно

Таблица 4. Кратковременная прочность паяных соединений сплава ЖС6У при температуре 950 °С

№ образца	Тип припоя	$\sigma_b$ , МПа	$\varepsilon$ , %
U1		306,4	0,45
U2	#1 + 15 % HC12 + 60 % Rene-142	218,5	0,10
U3		218,0	0,10
U4	#1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142	264,8	0,21

подтверждение о том, что свойства паяных соединений определяются свойствами паяемого сплава и его химическим составом.

Отработанный на рабочих лопатках из сплава ЖС26НК процесс ремонтной пайки использовали при восстановлении направляющих лопаток из сплава ЖС6У изделия ЗМКБ «Прогресс». На модельной лопатке заполнили технологические зазоры, запаянные при 1220 °С (20 мин) с применением припоя 40 % #1 + 60 % Rene-142 и добавками 20 и 25 % HC12 (рис. 12). Микроструктурный анализ подтвердил хорошее качество паяных швов — минимальную пористость, полное заполнение зазоров, малую реакционную активность припоя (рис. 13).

Структура полученных на сплаве ЖС6У швов с использованием кремнийсодержащего припоя аналогична швам, ранее полученным на лопатках из сплава ЖС26НК [14]. Отличие зафиксировано лишь на линии сплавления основа–шов, что связано с различным содержанием углерода в паяемых сплавах (в ЖС6У — до 0,16 % С). В случае сплава ЖС6У получена развитая зона взаимной диффузии шириной до 200 мкм.

Комплексный припой 20 % #1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142 использовали при ремонте сегмента соплового аппарата из сплава ЖС6У двигателя Д18Т. В результате эксплуатации на бандажной полке и в корыте лопатки выявлены трещины термической усталости, обнаруженные с помощью капиллярного контроля. После очистки поверхности деталь отжигали в вакууме при 1210 °С и подвергли ремонтной пайке. При этом для удобства за пайки трещин, находящихся на разных плоскостях, дефекты покрывали порошковым припоем и пропитывали раствором акриловой смолы в ацетоне. После пайки отремонтированная деталь имела удов-

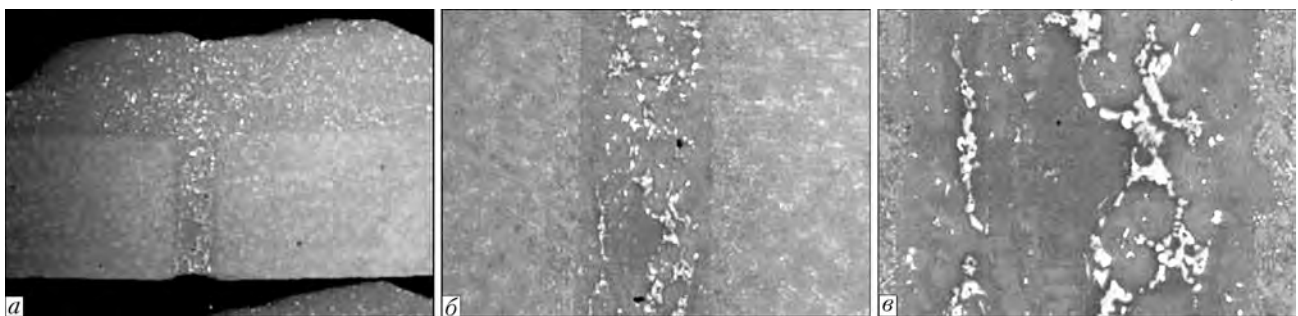


Рис. 13. Микроструктура паяного шва (зазор 350 мкм), сформированного с помощью припоя #1 + 20 % HC12–60 % Rene-142 при 1220 °С (20 мин) после термообработки; а — поперечное сечение корыта лопатки,  $\times 100$ ; б — фрагмент шва со стороны спинки,  $\times 50$ ; в — структура металла шва,  $\times 100$

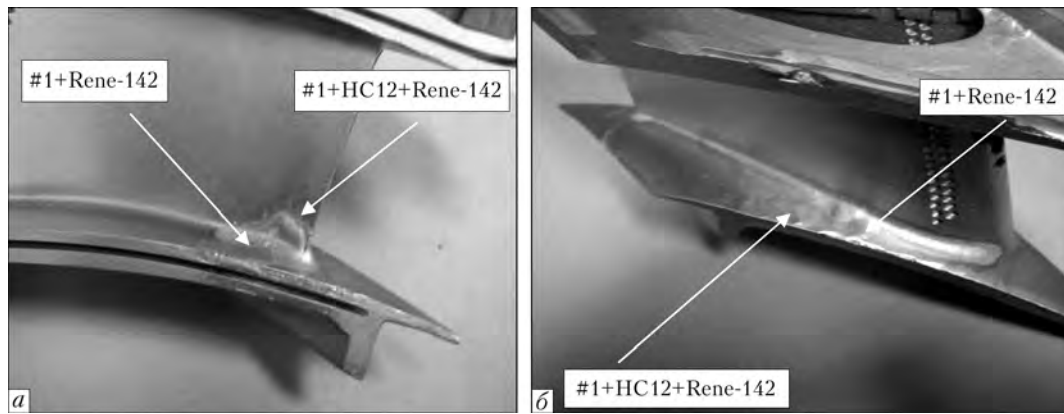


Рис. 14. Участки ремонтной пайки у выходной кромки (а), на бандажной полке (б) единичной лопатки из сплава ЖС6У сегмента соплового аппарата двигателя Д18Т

летворительное качество, что подтвердили результаты капиллярной дефектоскопии (рис. 14).

### Выводы

1. Паяные соединения сплава ЖС6У, сформированные припоем с (15... 20) мас. % HC12, показали высокую стабильность прочностных характеристик при испытаниях на растяжение. Добротность паяных соединений при 20 °С составила 0,87... 1,00. Относительное удлинение соединений сплава ЖС6У, полученных боркремнийсодержащим припоем, после термообработки достигало 1,5... 5,5 %, в то время как при пайке припоями без кремния удлинение не превышало 3 %.

2. Благодаря дополнительному легированию борсодержащего припоя эвтектической составляющей Ni-12 % Si получены качественные паяные соединения. Высокий уровень физико-механических характеристик паяных соединений сплава ЖС6У достигнут в результате формирования регулярной ( $\gamma+\gamma'$ )-структуры металла шва с объемной долей упрочняющей фазы 57... 60 %, диспергирования и уменьшения (4,2... 6,0 об. %) карбоборидных фаз, подавления образования карбоборидных эвтектик в металле шва и в диффузионной зоне, ограничения проникновения бора в паяемый металл. Разрушение паяных соединений при нагружении происходит преимущественно либо по диффузионной зоне, либо по основному металлу.

3. Подтверждена принципиальная возможность формирования на сплаве ЖС6У паяных швов в капиллярных и технологических зазорах шириной от 200 до 900 мкм, причем ширина зазора не влияет на эволюцию структуры шва и проникновение бора или кремния в паяемую основу при высокотемпературных испытаниях.

4. Разработана технология ремонтной пайки единичных лопаток направляющих сегментов соплового аппарата двигателя Д18Т с использованием комплексного бор- и кремнийсодержащего припоя, реализованная на практике в ИЦ «Пратт и Уитни Патон».

1. *Литейные жаропрочные сплавы* // Эффект С. Т. Кишкина: Науч.-техн. сб. / Под ред. Е. Н. Каблова. — М.: Наука, 2006. — 272 с.
2. *Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления* / Б. Е. Патон, Г. Б. Строганов, С. Т. Кишкин и др. — Киев: Наук. думка, 1967. — 256 с.

3. *Литейный жаропрочный никелевый сплав* / Н. Ф. Лашко, А. П. Соношкина, К. Я. Шпунт и др. // Конструкционные и жаропрочные материалы для новой техники. — М.: Наука, 1978. — С. 23–31.
4. *Немировский Ю. Р., Хадыев М. С., Лесников В. П.* Структурные и фазовые изменения при эксплуатационной и восстановительной термической обработке сплава ЖС6Ф // Физика металлов и металловед. — 1990. — № 11. — С. 160–165.
5. *Структура, свойства и механизм разрушения никелевого литейного жаропрочного сплава* / В. М. Полянский, В. В. Гаврилюк, В. З. Загорский и др. // Металловед. и термич. обраб. металлов. — 2004. — № 9. — С. 32–34.
6. *Сигаев А. Н., Чигринская С. А.* Повышение надежности литейных рабочих лопаток турбины // Авиац. пром-сть. — 1991. — № 11. — С. 14–16.
7. *Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов* / Р. Е. Шалин, И. Л. Светлов, Е. Б. Качанов и др. — М.: Машиностроение, 1997. — 336 с.
8. *Transient liquid phase bonding of Inconel 718 and Inconel 625 with BNi-2: Modeling and experimental investigations* / M. A. Arafin, M. Medraj, D. P. Turner, P. Bocher // Mater. Sci and Eng: A. — 2007. — 447, Iss 1/2. — P. 125–133.
9. *Ohsasa K., Shimura T., Narita T.* Numerical modeling of the transient liquid phase bonding process of Ni using Ni-B-Cr ternary filler metal // J. of Phase Equilibria. — 1999. — 20, № 3. — P. 199–206.
10. *Chaturvedi M. C., Ojo O. A., Richards N. L.* Diffusion brazing of cast Inconel 738 superalloy // Advances in Technol.: Materials & Materials Proc. — 2004. — 2, № 6. — P. 206–213.
11. *Кратковременная прочность паяных соединений никелевого сплава ВЖЛ12У при температуре 20 и 950 °С* / В. В. Куренкова, И. С. Малащенко, В. В. Трохимченко и др. // Современ. электротехнология. — 2006. — № 3. — С. 30–40.
12. *Механические свойства и структура паяных соединений литейного никелевого сплава ЖС26ВИ. Часть 1* / И. С. Малащенко, В. В. Куренкова, Е. В. Оноприенко и др. // Там же. — 2007. — № 1. — С. 25–32.
13. *Механические свойства и структура паяных соединений литейного никелевого сплава ЖС26ВИ. Часть 2* / В. В. Куренкова, Е. В. Оноприенко, И. С. Малащенко и др. // Там же. — 2007. — № 2. — С. 23–34.
14. *Структура и прочностные свойства паяных соединений литейного никелевого сплава ЖС26НК. Часть II* / В. В. Куренкова, Е. В. Оноприенко, И. С. Малащенко и др. // Там же. — 2008. — № 1. — С. 26–35.
15. *Структура, фазовый состав и свойства сплавов системы Ni-Cr-Co-W-Mo-Nb-Al-Ti* / В. Т. Мусненко, Н. Л. Власова, Н. М. Семенова и др. // Авиац. пром-сть. — 1986. — № 6. — С. 48–49.
16. *Куренкова В. В., Дорошенко Л. К., Малащенко И. С.* Особенности кристаллизации комплекснолегированных припоев для высокотемпературной пайки жаропрочных никелевых сплавов // Автомат. сварка. — 2009. — № 6. — С. 17–27.
17. *Хорунов В. Ф.* Основы пайки тонкостенных конструкций из высоколегированных сталей. — Киев: Наук. думка, 2008. — 239 с.

ИЦ «Пратт и Уитни Патон»

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Поступила 01.02.2010