

РЕМОНТ СТВОРОК РЕГУЛИРУЕМОГО СОПЛА АВИАЦИОННОГО ГАЗОТУРБИННОГО ДВИГАТЕЛЯ СПОСОБОМ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПАЙКИ В ВАКУУМЕ

И. С. Малашенко, В. Е. Мазурак, В. В. Куренкова,
Т. Н. Кушнарева, Ю. В. Гусев

Сравниваются технологические возможности использования бинарного борсодержащего припоя и аналогичного с присадкой 20 мас. % эвтектической композиции Ni–12%Si при формировании соединений сплава ЖС6К в условиях ремонтной пайки в вакууме. Рассмотрено влияние различных режимов отжига на физико-механические свойства основного металла створки регулируемого сопла авиационного газотурбинного двигателя (АГТД) и его соединений после пайки. Показана перспективность использования комплексного припоя с бором и кремнием в технологии восстановления деталей горячего тракта АГТД пайкой.

Technological possibilities of using binary boron-containing brazing alloy and similar one with filler of 20 % eutectic composition Ni–12%Si in formation of joints of alloy ZhS6K under conditions of repair brazing in vacuum are compared. The effect of different conditions of annealing on physical-mechanical properties of parent metal of a flap of an adjustable nozzle of aircraft gas turbine engine (AGTE) and its joints after brazing is considered. The prospects of application of a complex brazing alloy with boron and silicon in the technology of restoration of hot track parts of GTE by brazing are shown.

Ключевые слова: ремонтная пайка; литейный сплав ЖС6К; створка сопла АГТД; бор- и боркремнийсодержащие припои; припой НС12; жидкостно-диффузионное соединение; прочность; пластичность; структура; карбидные фазы; разрушение

Введение. Детали горячего тракта теплонапряженных турбин подвержены термической усталости вследствие возникновения высоких знакопеременных внутренних напряжений, связанных с циклическим изменением температуры газового потока и, соответственно, с неравномерным нагревом и охлаждением стенок деталей. Напряжения, возникающие в процессе смены циклов нагрева и охлаждения при достижении максимума, вызывают локальные разрушения деталей в виде трещин термической усталости.

Разрушение при термической усталости может рассматриваться как низко-, так и высокотемпературное и определяется, согласно работе [1], типом излома — транскристаллитным или межзеренным. Наиболее существенным фактором, оказывающим влияние на характер деформации и разрушение детали (помимо структуры металла отливки), является температура, при которой достигаются максимальные напряжения или деформации в цикле термического нагружения.

Для восстановления поврежденных направляющих лопаток соплового аппарата или створок регулируемого сопла авиационного газотурбинного дви-

гателя (АГТД), получаемых по литейной технологии, целесообразно применять высокотемпературную пайку в вакууме [2–4] или в нейтральной среде — аргоне [5].

Пайка характеризуется рядом преимуществ, по сравнению с аргонодуговой сваркой, особенно когда это касается ремонта изделий, выполненных из высоколегированных жаропрочных никелевых сплавов.

Благодаря высоким значениям прочности паяных соединений (ПС) пайку рассматривают как альтернативу сварке. В процессе пайки не возникает высоких термических напряжений, свойственных аргонодуговой сварке, отсутствует опасность растрескивания металла шва или зоны термического влияния при выделении упрочняющей γ' -фазы во время охлаждения сварных швов или термообработки [4, 6, 7].

В работах [5–8] рассмотрены технологические особенности изотермической пайки в вакууме жаропрочных сплавов (ЖС) различного уровня легирования. Применение композиционных припоев, позволивших приблизить химический состав и физико-механические характеристики формируемых паяных швов к свойствам паяемого металла, дало возможность успешно восстанавливать детали АГТД пайкой.

Использование многокомпонентных композиционных припоев с наполнителем позволяет создавать ПС (конструкции) с надежными функциональ-



ными свойствами: жаростойкостью, коррозионной стойкостью, сопротивлением термической и многоциклового усталости. Но при этом необходимо оптимизировать режимы высокотемпературной пайки и последующей термообработки восстановленных пайкой изделий конкретно для ЖС различного уровня легирования.

Основная задача исследования состояла в оценке универсальности бор- и кремнийсодержащего припоя для высокотемпературной пайки сплава ЖС6К, в сравнении с базовым бинарным припоем 40%(Ni-Co-Cr-Al-2,5% В) + 60% Rene-142.

Материалы и методы исследования. Паяные соединения из сплава ЖС6К получали из металла литых створок регулируемого сопла АГТД после примерно 500 ч эксплуатации. Пластины толщиной 1,6 мм распускали на заготовки, из которых готовили образцы для механических испытаний. Перед пайкой заготовки отжигали в вакууме при 1220 °С в течение 1 ч для растворения высокодисперсных выделений γ' -фазы в никелевой матрице [8].

При выборе вариантов припоев руководствовались тем, что их химический состав должен быть приближен к составу паяемого сплава и обеспечивать смачиваемость поверхности изделия при температуре пайки с минимальным растворением паяемой основы. В качестве базового использовали припой производства фирмы «PRAXAIR Surface Technologies» (США), мас. %: Ni-9Co-14Cr-4Al-2,5В (#1). Уменьшение растворения основного металла в расплаве припоя обеспечивали путем введения в паяльную смесь наполнителей из порошков никелевых суперсплавов, в частности Rene-142, применяемого в технологии восстановительного ремонта [9].

Перспективным припоем являлась композиция, состоящая из двух низкоплавких припоев — борсодержащего Ni-9%Co-14%Cr- 3,5%Al-2,5%В и кремнийсодержащего эвтектического состава Ni-12%Si (НС12), а также наполнителя сплава Rene-142. В качестве связующего применяли раствор акриловой смолы в техническом ацетоне.

Среди всех используемых порошков-наполнителей сплав Rene-142 (мас. %: Ni-6,7Cr-11,5Co-1,4Mo-4,7W-6,4Ta-6Al-2,8Re1,5Hf-0,12C) отличается рациональным легирующим комплексом — тантал, гафний и рений обеспечивают ПС удовлетворительную прочность и жаропрочность, гафний и тантал ограничивают диффузионные процессы в жаропрочных системах Ni-Cr-Co-W-Mo-Ti-Al и увеличивают энергию атомных связей [8].

Соединения сплава ЖС6К получали путем заполнения зазора шириной 1 мм паяльной смесью либо с использованием контактной пайки пластин с исходным зазором около 100 мкм. Для предотвращения высыпания порошка припоя из зазора к тыльной части заготовки приваривали сеточку из проволоки ЭИ-435. В заготовке шириной 12 мм поперечный зазор имел длину 9 мм, поэтому при изготовлении образца паяный шов полностью захватывал его рабочую часть.

Пайку проводили при значениях температуры 1220... 1225 °С, 20... 15 мин в вакууме $8 \cdot 10^{-3}$ Па.

Основными методами структурных исследований ПС никелевых ЖС в настоящей работе служили растровая электронная микроскопия (CamScan-4) и электронно-зондовый микроанализ (энергодисперсионный анализатор ENERGY 200). Микротвердость различных зон ПС определяли с использованием приставки Duomat 4000E к оптическому микроскопу «Polivar Met».

Характеристики временного сопротивления и предела текучести ПС устанавливали путем испытания образцов на одноосное растяжение на разрывной машине Р-0,5 со скоростью движения захвата $v = 1$ мм/мин (скорость деформации примерно $1,65 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹). Испытания проводили при комнатной температуре и при 900 °С на воздухе.

Механические свойства сплава ЖС6К и его ПС.

В работе ставили задачу оптимизации состава припоя для применения в ремонте створок регулируемого сопла АГТД с помощью высокотемпературной пайки. Основным критерием оценки припоя, применяемого для ремонта деталей АГТД, была прочность паяного шва при рабочей температуре детали.

Согласно рис. 1, наиболее высокие значения временного сопротивления и предела текучести были у образцов после эксплуатации и отжига при 1220 °С, 1 ч + 900 °С, 4 ч. За базовую прочность сплава ЖС6К при 20 °С нами принято среднее значение временного сопротивления образцов из сплава ЖС6К, прошедших термообработку по режиму получения ПС, равное 906,7 МПа, а предела текучести — 734,7 МПа.

Необходимого сочетания прочности и пластичности металла достигали после отжига по режимам термофиксации литой створки при 1160 °С, 2 ч + старение 900 °С, 4 ч или старения после аустенитизации при 1050 °С, 4 ч (рис. 1). Высокая прочность (более 1000 МПа) сочеталась с относительным удлинением в интервале 9... 11 %. Данные рис. 1 показывают возможность применения различных видов термообработки в вакууме для получения нужных функциональных характеристик ПС в условиях эксплуатации.

Прочность ПС составляла 0,78... 0,98 прочности основного металла (табл. 1), причем большие значения соответствовали ПС, сформированным с применением припоя 20%#1 + 20%НС12 + 60% Rene-142.

Результаты механических испытаний свидетельствуют о высоком уровне технологических свойств трехкомпонентного припоя 20%#1 + 20%НС12 + 60% Rene-142, обеспечивавшего хорошее смачивание паяемых поверхностей (угол смачивания $\theta = 3... 5^\circ$), затекание в зазор и формирование плотных качественных швов с минимальным количеством дефектов.

Наряду с высокими значениями прочностных характеристик трехкомпонентный припой гарантировал ПС удовлетворительный запас пластичности (относительное удлинение составляло 1,8... 7,7 %).

На первом этапе исследований оптимизировали содержание НС12 в комплексном припое и тип при-

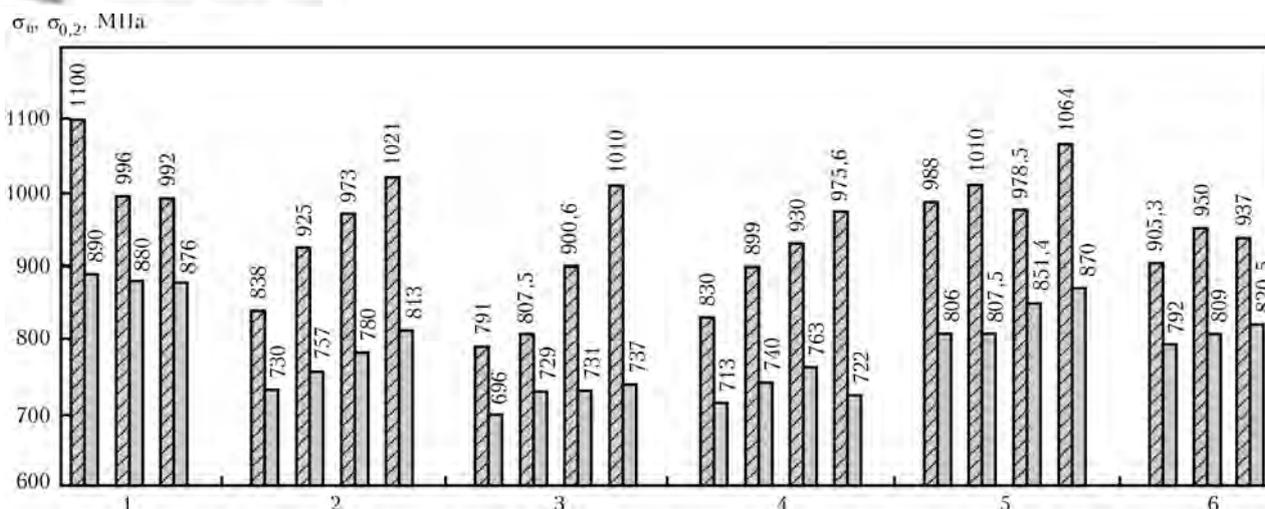


Рис. 1. Прочностные характеристики сплава ЖС6К (металла створки) после эксплуатации (1) и различных режимов термообработки в вакууме: 2 – 1220 °С, 1 ч; 3 – 1220 °С, 1 ч + 1160 °С, 2 ч; 4 – 1220 °С, 1 ч + 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 4 ч; 5 – 1220 °С, 1 ч + 900 °С, 4 ч; 6 – 1220 °С, 1 ч + 1050 °С, 4 ч; ▨ – σ_b ; ■ – $\sigma_{0,2}$

меняемого связующего. Установлено, что предел текучести ПС, выполненных припоем с 20%НС12, составлял 742 МПа, а в случае припоя с 15%НС12 – 724,6 МПа. При нагружении первые очаги пластического течения возникают в паяемом металле и за-

тем, по мере нарастания деформационного упрочнения, переходят в металл шва.

Статистическая обработка результатов испытаний ПС сплава ЖС6К на растяжение при 20 °С показана на рис. 2. Сравнивали базовый композиционный припой #1 + 60%Rene-142 и комплексный

Таблица 1. Механические свойства ПС сплава ЖС6К, полученных с использованием жидкостно-реакционной технологии композиционными бор- и боркремнийсодержащими припоями

Объект исследования	№ образца	Поперечное сечение S, мм ²	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	ϵ , %
Исходный металл	2-0	4,77	689,0	841,0	11,2
	2-1	4,24	752,0	978,6	10,7
	2-2	4,96	761,5	926,6	8,3
После отжига 1220 °С, 1ч + 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 4 ч	9	3,62	722,3	975,6	6,7
	10	3,37	713,2	830,0	9,0
	11	3,22	740,3	898,7	10,7
	12	3,69	763,0	930,5	13,2
	4,1	13,48	–	628,6	0
	4,2	13,63	–	743,0	0
	5,7	3,93	711,4	719,0	0,2
Соединение, паяное припоем 40%#1 + 60% Rene-142	5,8	4,57	730,0	796,4	1,7
	5,9	4,01	–	697,2	0
	6,0	4,28	680,0	761,0	3,0
	6,1	3,64	674,0	674,0	0
	6,3	3,78	–	623,0	0
	1-6**	3,16	745,0	826,0	1,8
	2-7**	4,50	654,0	700,0	0,5
Соединение, паяное припоем 20%#1 + 20% НС12 60%Rene-142	3-9**	4,41	718,5	789,6	2,0
	3-1**	4,00	742,0	777,6	0,7
	2-8*	3,88	745,8	847,0	2,0
	2,9*	4,56	677,6	882,0	7,7
	3,2*	4,75	722,5	831,0	3,0
	3,9*	4,62	717,7	877,0	4,0

*ПС прошли окончательную термообработку в вакууме при температуре 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 4 ч.

**Окончательное старение при 950 °С, 2 ч.

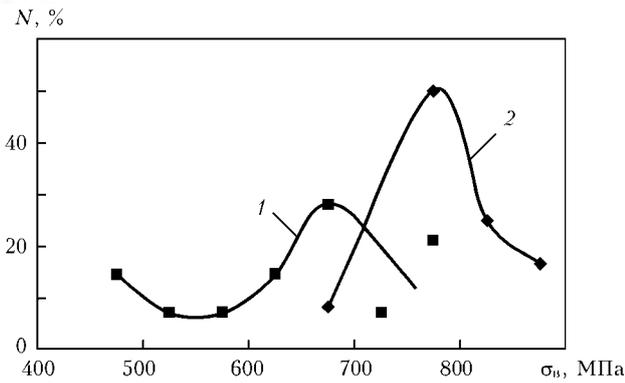


Рис. 2. Статистические кривые значений временного сопротивления σ_v ПС сплава ЖС6К, выполненных борсодержащим припоем #1 + 60%Rene-142 (1 – 18 образцов) и комплексным припоем 20%#1+ 20%НС12 + 60%Rene-142 (2 – 12 образцов); N – количество образцов

припой, в который вводили 20 мас. % НС12. Как следует из работ [9–11], добавка в базовый припой 15... 20 мас. % НС12 улучшает жидкотекучесть и технологичность относительно вязкого бинарного припоя #1+60%Rene-142. Эвтектический припой Ni–Si способствует заполняемости зазоров (трещин) без усадочных дефектов и порообразования, нейтрализуя высокую реакционную способность борсодержащего припоя по отношению к паяемому сплаву.

В соответствии с результатами, представленными на рис. 2, зафиксировано заметное различие не только в уровне, но и в стабильности значений прочности. Более 70 % испытанных образцов сплава ЖС6К, спаянных припоем, содержащим НС12, имели временное сопротивление, соответствовавшее 0,85... 0,95 σ_v основного металла (760... 850 МПа) и разрушались выше предела текучести в широком интервале значений σ_v (рис. 2).

Более низкий уровень значений хрупкой прочности (550... 750 МПа) имели ПС, выполненные борсодержащим припоем без НС12. Данный результат является общим для высокотемпературной пайки литейных никелевых сплавов: ВЖЛ12У, ЖС26, ЖС26НК, ЖС6У. Тенденция гарантии пластичности (относительного удлинения) соединений наиболее выражена для комплексных припоев с 15... 20 мас. % НС12 [10].

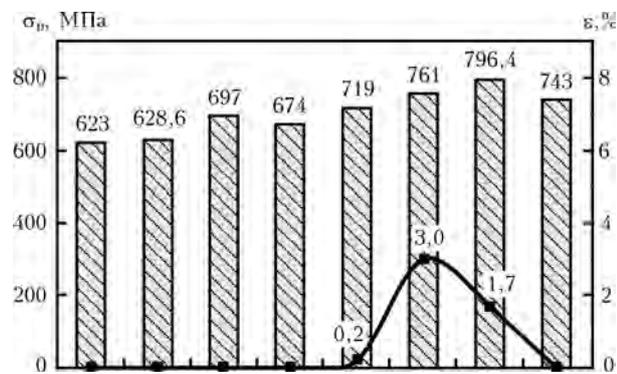


Рис.3. Механические свойства ПС сплава ЖС6К, полученных с использованием бинарного припоя #1 + 60%Rene-142, после стандартной двухстадийной термообработки (старение при 1050 °С, 4 ч)

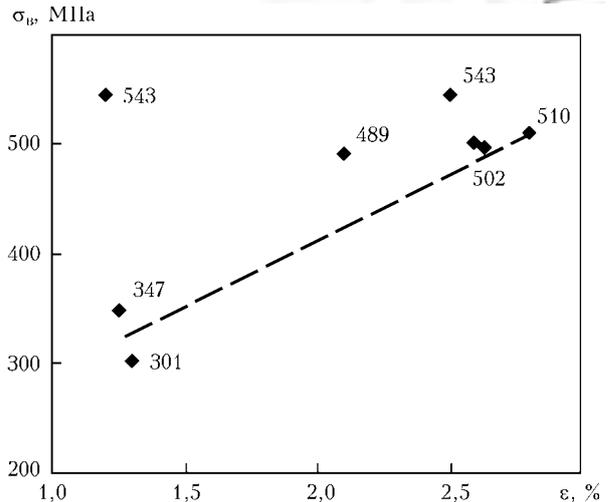


Рис. 4. Взаимосвязь прочности ПС сплава ЖС6К и их относительного удлинения при 900 °С

Рис. 3 иллюстрирует хрупкую прочность ПС, выполненных борсодержащим припоем с наполнителем из порошка Rene-142 без добавления НС12. Показаны механические свойства ПС сплава ЖС6К после стандартной двухстадийной термообработки (старение при 1050 °С, 4 ч). При максимальной пластичности $\epsilon = 1,7... 3,0$ % значение $\Delta\sigma(\sigma_v - \sigma_T)$ составляет всего 60... 80 МПа.

Исследовали прочность при статическом растяжении, а также долговечность основного металла и ПС при 900 °С на воздухе. Полученные значения прочности ПС при высокой температуре были вполне удовлетворительными (рис. 4). Образцы основного металла и ПС (ширина зазора 1 мм) сплава ЖС6К, сформированные комплексными припоями с наполнителем из порошка Rene-142 и отожженные при 1160°С, 2 ч + 1050 °С, 4 ч, испытывали при напряжениях 294,0, 196,0 и 176,5 МПа (табл. 2, 3). Значения долговечности ПС достигали 1,5... 22 ч. В испытаниях образцов на длительную прочность при использовании зазора 1 мм определяли фактическую длительную прочность закристаллизовавшегося металла ПС.

При длительных испытаниях основного металла образцы разрушались в проушинах, что свидетельствует о низком качестве сплава в периферийных участках створки вдоль полосы усиления, где воз-

Таблица 2. Долговечность основного металла (сплав ЖС6К после двух- и трехстадийной термообработки) при температуре 900 °С и приложенной нагрузке 294 МПа на воздухе

№ образца	Долговечность τ , мин	Удлинение ϵ , %	Термообработка в вакууме
0-1	1320	Разрушение в головке	
0-2	1200	6,1	
0-3	210	Разрушение в головке	1220 °С, 1 ч + 1160 °С, 2 ч + 900 °С, 2 ч
0-0	110	4,1	
0-6	730	9,5	
4-4	1260	11,7	1220 °С, 1 ч + 900 °С, 4 ч

Таблица 3. Долговечность ПС сплава ЖС6К (вторая Луцкая створка), выполненных комплексным припоем 20% #1 + 20%НС12 + 60% Rene-142 после двухстадийной термообработки ($T_{исп} = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$)

№ образца	σ , МПа	Долговечность τ , мин	Удлинение ϵ , %	Термообработка* в вакууме
0	196	180	1,02	
1	176	540	8,00	
2	176	90	4,30	1160 $^{\circ}\text{C}$, 2ч + 900 $^{\circ}\text{C}$, 2 ч
3	176	600	7,30	

*Отжиг при температуре 1050 $^{\circ}\text{C}$, 4 ч исключен с целью проверки возможности получения более высокого уровня долговечности.

никают трещины термической усталости. В периферийных участках створки имелась литейная микропористость, являвшаяся причиной преждевременного разрушения деталей в процессе эксплуатации.

Анализ результатов механических испытаний образцов ПС, сформированных с применением трехкомпозиционного припоя с зазором шириной 1 мм, после применения различных видов финальной термообработки (табл. 1) показал, что более стабильные значения временного сопротивления при комнатной температуре были у образцов, прошедших гомогенизацию при температуре 1220 $^{\circ}\text{C}$, 20 мин и высокотемпературный отжиг при 1050 $^{\circ}\text{C}$, 4 ч.

Относительное удлинение составляло 2,0... 7,7%. Данная термообработка обеспечивает при температуре запуска двигателя определенный запас пластичности и хорошую прочность. Низкотемпературный отжиг при 950 $^{\circ}\text{C}$, 2 ч снижал показатели прочности и пластичности металла шва ввиду выделения большего количества упрочняющей γ' -фазы и изменения морфологии карбидных фаз.

Ремонт образцов ПС сплава ЖС6К. В ряде экспериментов использовали ремонтную (повторную) пайку заготовок соединений или уже готовых спаянных образцов в зависимости от того, на каком этапе подготовки ПС выявили усадочную пористость.

Для борьбы с непроямами в швах в случае использования шприцевого заполнения технологического зазора шириной 1 мм припоем применяли ручное заполнение, а сверху — нанесение валика припоя, пропитанного раствором акриловой смолы.

Высокотемпературное старение при 1050 $^{\circ}\text{C}$ проводили в течение 5 ч.

Результаты испытаний на растяжение повторно спаянных образцов были всегда положительными (табл. 4). Сравнивали свойства ПС, выполненных бинарным припоем повторно и припоем с 20 мас. % Ni-12% Si.

В случае бинарного борсодержащего припоя получали стабильно сниженные значения временного сопротивления (648,5... 699 МПа) при остаточной пластичности 0,2... 0,6%. Введение НС12 в припой повышало предел текучести и временное сопротивление ПС до 719,5... 745 МПа, относительное удлинение составляло 1,0... 6,2%.

ПС, выполненные бинарными борсодержащими припоями, были стабильно более хрупкими, чем соединения, полученные комплексным припоем с НС12. Соединения разрушались на пределе упругости по достижении предела текучести при напряжении 650... 700 МПа.

Результаты металлографического анализа. Оптимизацию состава припоев проводили на основании результатов механических испытаний образцов ПС во взаимосвязи с исследованием структуры металла швов. Основным критерием оценки качества металла шва служила степень гомогенности его структуры при сохранении в нем минимального количества грубых карбоборидных фаз и сложнoleгированных междендритных эвтектик. Припой #1 + Rene-142 и #1 + 20%НС12 + Rene-142 обеспечивали достаточно высокий уровень механических свойств ПС и находились в тесной взаимосвязи с соответствующей структурой металла шва.

Введение эвтектического припоя Ni-12%Si в бинарный припой #1 + Rene-142 снижало объемную долю хрупких вторичных фаз до 4,6... 5,2%, при этом карбидные фазы располагались в межосевых областях, а боридные хромовые не определялись вообще. Наряду с кремнием в металл шва из НС12 дополнительно поступало приблизительно 17 мас. % Ni. Соответственно уменьшалась степень легирования шва, и равновесие в затвердевавшем припое сдвигалось в сторону образования γ -раствора и боридных фаз цементитного типа (Ni_3B [11, 12]). При этом образовывалась четкая дендрито-ячеистая структура с размером ячейки около 30... 50 мкм.

Таблица 4. Механические свойства ПС (повторная пайка и термообработка)

Вариант припоя	№ образца	S , мм ²	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	ϵ , %	Объект восстановления
11 ([#1] + 60%Rene-142)	0-7	3,94	—	665,0	0	Образец*
	4-2	3,65	—	743,0	0	Заготовка*
	4-4	4,73	653,3	788,0	5,0	Образец*
12 ([#1] + 20%НС12 + 60% Rene-142)	4-6	3,49	739,2	877,0	6,2	Заготовка*
	4-8	5,0	755,4	775,0	1,0	Заготовка*
	4-9	3,23	774,4	841,3	2,8	Однократная пайка

*Образцы вариантов 11 и 12 отреставрированы с повторным использованием припоя варианта 12.

Таблица 5. Микроанализ отдельных фаз, составляющих металл шва ПС, выполненных при температуре 1210 °С, 20 мин с применением различных припоев без отжига и после него

№ спектра	Массовая доля компонентов, %											Тип фаз	HV, МПа
	C*	Al	Cr	Co	Ni	Mo	Hf	Ta	W	Re	Si		
#1 + 60%Rene-142 без отжига (рис. 5, а)													
1	1,50	5,15	9,35	11,3	64,96	0,79	–	2,46	2,80	1,71	–	Раствор	4015
3	1,63	2,19	7,53	13,8	62,49	0,54	3,61	7,5	0,75	–	–	Эвтектика	8085
6	6,77	–	48,53	4,84	5,67	5,32	–	0,76	11,30	16,8	–	Me ₂₃ (C,B) ₆	181110
#1 + 60%Rene-142 после отжига 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч (рис. 5, б)													
2	2,23	4,90	9,27	10,9	63,37	0,81	–	2,72	4,03	1,75	–	Раствор	4200
3	1,92	1,98	7,42	13,5	60,96	–	6,79	5,15	1,50	0,79	–	Эвтектика	8480
5	3,72	–	48,64	4,32	4,69	5,27	–	–	13,80	19,60	–	Me ₂₃ (C,B) ₆	13180
6	3,26	–	26,34	3,66	6,64	12,53	–	3,87	35,50	7,94	–	Me ₆ C	18785
8	7,35	–	0,70	1,09	4,66	–	27,1	57,1	–	–	–	MeC	22150
#1 + 20%HC12 + 60%Rene-142 без отжига (рис. 5, в)													
3	2,20	3,71	6,50	9,13	60,41	0,89	–	4,22	3,13	2,36	1,45	Раствор	4465
4	5,73	0,34	15,18	3,33	13,42	8,26	4,65	27,6	10,90	10,20	0,46	MeC	–
6	3,13	0,53	4,64	10,3	66,93	–	5,82	4,45	0,92	–	3,27	Ni _x Hf _y	6140
#1 + 20%HC12 + 60%Rene-142 после отжига 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч (рис. 5, з)													
2	1,97	4,16	7,14	9,58	65,96	0,28	–	3,72	3,97	2,17	1,06	Раствор	4240
4	5,96	–	3,37	5,97	13,77	13,58	–	11,1	39,90	6,39	–	Me ₆ C	19730
6	6,76	1,78	4,02	5,93	34,63	4,96	5,83	13,4	16,50	4,20	2,00	MeC	–

*Углерод дан качественно ввиду ошибки прибора при определении типа составляющих фаз.

В табл. 5 представлен фазовый состав паяных швов двух систем припоев после пайки и двухступенчатой термообработки, показано преимущество исполь-

зования припоя с кремнием 20%#1 + 20%HC12 + + 60%Rene-142 (рис. 5, в, з), в сравнении с 40%#1 +

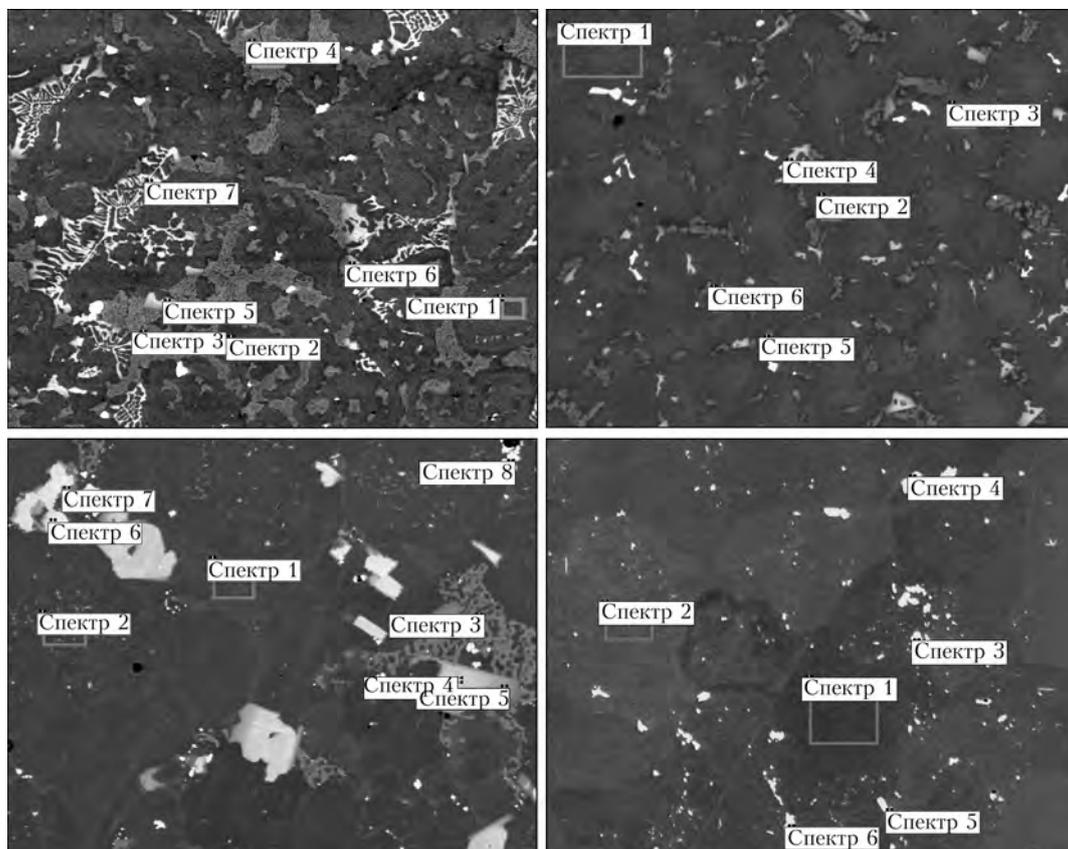


Рис. 5. Микроструктура металла швов, сформированных припоями #1 + 60%Rene-142 (а, б) и #1 + 20%HC12 + 60%Rene-142 (в, з) при кристаллизации (а, б, X200) и после термообработки (в, з, X500)

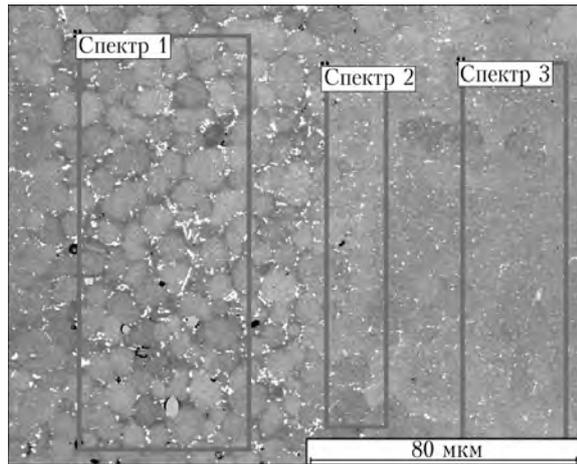


Рис. 6. Участки рентгеноспектрального микроанализа паяного шва, сформированного с применением припоя 20%НС12 + 20%#1 + 60%Рене-142 при 1220 °С, 20 мин и отжига 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч

+ 60%Рене-142 (рис. 5, а, б), по степени однородности и однородности структуры.

После термообработки металл шва комплексно припоя представлял собой гомогенный раствор с редкими выделениями двойных карбидов Me_6C и дисперсными полиэдрическими карбидными частицами MeC (с микротвердостью 26600 МПа). Эти выделения на основе тантала (до 40 %) с гафнием, титаном, ниобием — продукт распада первичных штриховых карбидных фаз и высокотемпературных междендритных эвтектик — являются структурно стабильными при эксплуатации в условиях высокой температуры (табл. 5, рис. 5, з) [13].

В случае использования базового композиционного припоя #1 + Рене-142 после завершающей двухступенчатой термообработки не удавалось полностью избежать хрупкого разрушения ПС в процессе испытаний на растяжение из-за наличия в металле шва крупных карбидных (карборидных) фаз $Me_{23}(C, B)_6$, которые при микротвердости 12000... 15000 МПа (табл. 5, рис. 5, е) оставались достаточно стабильными при температуре гомогенизации и являлись очагами транскристаллитного разрушения ПС при нагружении.

На рис. 6 и табл. 6 показана структура паяного шва при использовании припоя 20%#1 + 20%НС12 + 60%Рене-142 на образце из сплава ЖС6К после всех видов термообработки. Четко просматривается

ячеистый характер закристаллизовавшегося металла шва и минимальное количество вторичных междендритных карбидных фаз в шве. При зазоре 1 мм шов имел плотную структуру без следов усадки или непропаев, ширина диффузионной зоны достигала 50... 70 мкм.

На начальном этапе исследований ПС, сформированных с применением припоев #1 + 60%Рене-142 с НС12 и без него, варьировали режим финишной термообработки после пайки, включающий гомогенизацию при 1160 °С, 2 ч и старение при 950 °С, 2... 4 ч или 1050 °С, 2... 5 ч (рис. 7).

Для формирования менее выраженной гетерофазной структуры металла паяных швов шириной более 1 мм после гомогенизации при 1160 °С, 2 ч целесообразно применять высокотемпературный отжиг (старение) при 1050 °С, 4... 5 ч. В этом случае более полно протекают процессы растворения грубых карборидных фаз и сложнoleгированных эвтектик.

Использование бескремнистого припоя #1 + 60%Рене-142 и принятых режимов финишной термообработки не обеспечивает структурную гомогенность металла шва: объемная доля вторичных карборидных фаз, в основном расположенных в междендритных областях, составляет 11... 18 % (рис. 7, а, б). Наличие укрупненных карбидов и пограничных эвтектик способствует охрупчиванию ПС и провоцирует их раннее разрушение при нагружении.

На примере системы припоя 20%#1 + 20%НС12 + 60%Рене-142 установлено, что старение ПС при 950 °С, 2 ч приводит к увеличению объемной доли субдисперсной γ' -фазы, однако границы зерен содержат нежелательное количество вторичных карборидных фаз (рис. 8, в, з).

После финального отжига при 1050 °С, 5 ч с использованием припоя с 20%#1 + 20%НС12 + 60%Рене-142 ликвационная неоднородность швов, наиболее четко заметная после металлографического травления, является минимальной (рис. 7, д, е). С использованием припоя и принятом виде термообработки (старение при 1050 °С, 4... 5 ч) во всех областях ПС выделяется регулярная упрочняющая γ' -фаза, размер частиц которой в шве достигает 0,1... 0,5 мкм, что обеспечивает ПС необходимую жаропрочность.

Таблица 6. Химический состав основных зон ПС, сформированного с применением припоя 20%НС12 + 20%#1 + 60%Рене-142 при 1220 °С, 20 мин и отжига 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч

Исследуемые зоны ПС	№ спектра	Массовая доля компонентов, %											
		Ni	Al	Co	Ti	Cr	W	Mo	Ta	C	Nb	Re	Si
ЖС6К	Состав сплава (штатный)	Основа	5,0... 6,0	4,0... 5,0	2,5... 3,2	9,0... 12,0	1,1... 1,8	3,5... 4,8	—	0,1	—	—	—
Металл основы	3	66,03	3,92	9,82	1,87	10,01	4,31	3,13	—	—	0,16	0,75	—
Металл диффузионной зоны	2	66,77	3,77	9,07	1,31	8,02	4,5	1,99	1,01	—	0,48	1,77	1,32
Металл шва	1	66,79	3,80	7,84	1,34	7,86	5,08	2,54	1,29	—	0,64	1,23	1,59

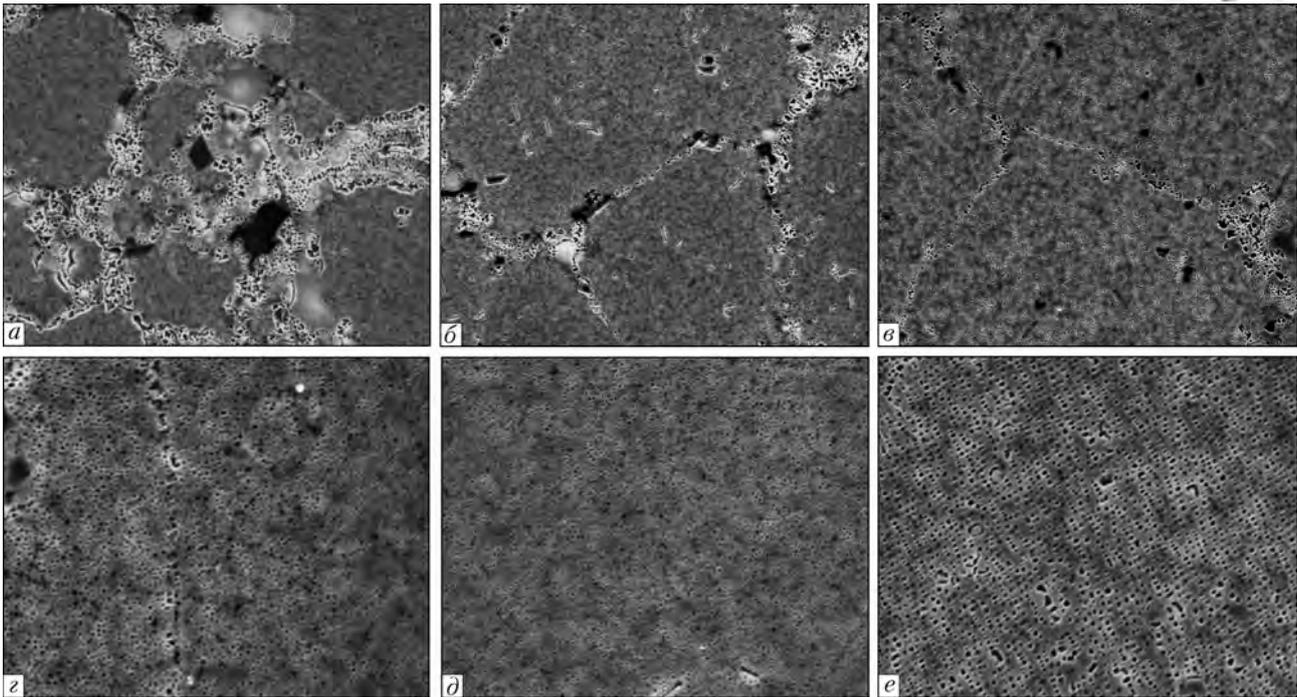


Рис. 7. $(\gamma+\gamma')$ -структура металла паяных швов, сформированных с применением припоев #1 + 60%Rene-142 (а, г) и 20%#1 + 20%НС12 + 60%Rene-142 (б, в, д, е) при 1220 °С, 20 мин и отжига при 1160 °С, 2 ч; а, в, г, е — 1050 °С, 5 ч; б, д — 950 °С, 2 ч; а-в — $\times 500$; г-е — $\times 1400$

Фрактография образцов ПС при растяжении.

В лабораторных условиях процесс деформации образцов зачастую сводится к их одноосному растяжению. Наиболее интересными результатами, зафиксированными при таком воздействии на исследуемые соединения, являются аномальные свойства при растяжении и характер деформационного упрочнения образца. При этом основное внимание необходимо обращать на его удлинение.

Многофазность структуры металла паяного шва и усадочная микропористость являются основными причинами преждевременного разрушения ПС при нагружении. Вид излома или микроструктура образца в очаге разрушения — основные источники информации исследуемого объекта [14].

При анализе особенностей разрушения паяной конструкции, когда требуется установить очаг разрушения в шве, зоне термического влияния или основном металле, исследовали обе части разрушенного образца, поскольку работа только с одной половиной излома является малоэффективной. Характер разрушения образцов связывали с химическим составом использованных припоев.

Анализ поверхности изломов образцов ПС после испытаний показал наличие смешанной картины разрушения соединений, при этом превалировал транскристаллитный скол большого количества зерен матричного твердого раствора.

Следует отметить идентичность изломов образцов ПС, выполненных припоями с различными наполнителями и отожженных при разных значениях температуры. От температуры старения в незначительной степени зависит размер карбоборидных фаз. Эти фазы выделяются из расплава и для изменения их морфологии требуются повышенная температура отжига и большее время выдержки при гомогенизации ПС.

Крупные сегрегации частиц при слабой границе раздела с матрицей облегчают зарождение трещин и снижают разрушающее напряжение. В паяных соединениях (металле шва) полости зарождаются, когда локальное напряжение превышает прочность сцепления выделившихся фаз с матричным раствором. В результате происходит отрыв по контактной поверхности. В ряде случаев зарождение несплошностей обнаруживают, когда напряжение оказывается достаточным для разрушения самой частицы (включения).

Картины изломов образцов ПС, претерпевших разрушение в результате одноосного растяжения, представлены на рис. 8. Образцы, прошедшие окончательный отжиг при 1050 °С, 4 ч, имели относительное удлинение в пределах от 4 до 7... 10 % (табл. 1). При этом разрушение обычно происходило по металлу шва. Не выдерживали, как правило, границы закристаллизовавшихся зерен, вдоль которых выделялись карбоборидные фазы.

Следует отметить, что на границах зерен происходит интенсивное поглощение энергии движущейся трещины [15].

ПС, полученные с применением композиционных борсодержащих припоев #1 + 60%Rene-142 без НС12, отличаются низкой пластичностью (не более 1,7 %) и, соответственно, невысокой прочностью (рис. 3). Хрупкое разрушение образцов происходит либо по достижении предела упругости, либо сразу же за пределом текучести.

Картина излома (рис. 8, а, б) образца ($\sigma = 628$ МПа, $\epsilon = 0$) демонстрирует хрупкий отрыв с единичными участками ямочного вязкого разрушения на поверхности отдельных зерен. В участках межзеренного разрушения видны частицы карбоборидных выделений. Они присутствуют и на плоскостях скола в слу-

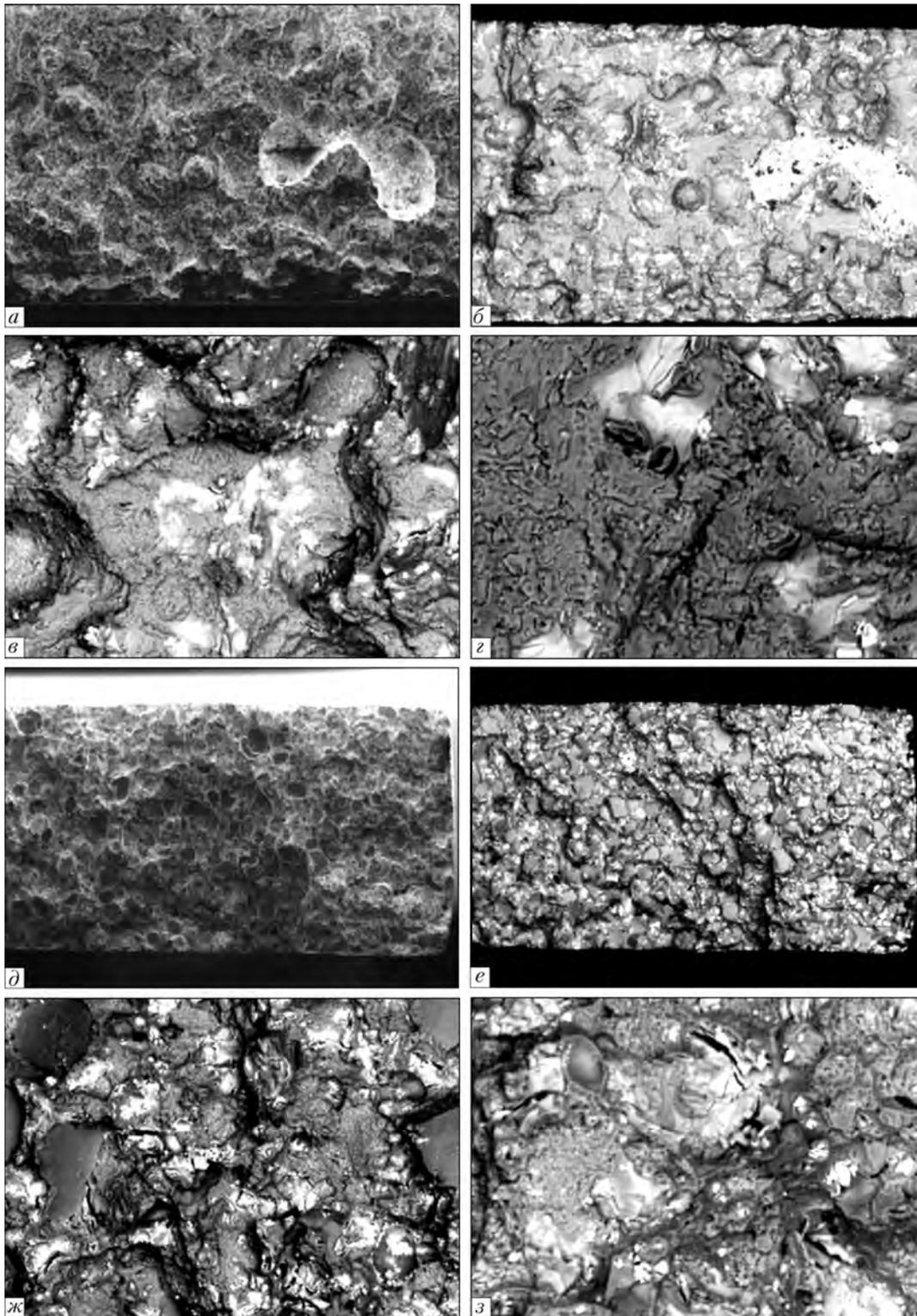


Рис. 8. Фрактография разрушения ($T_{исп} = 20 \text{ }^\circ\text{C}$) образцов, полученных с применением припоев #1 + 60%Rene-142(*a-z*) и #1 + 20%NiC12 + 60%Rene-142 (*д-з*); *a, д* – SEI (общий вид); *б-г, е-з* – BEI; *a, б* – $\times 25$; $\times 50$; *д, е* – $\times 25$; *в, ж* – $\times 200$; *з, з* – $\times 500$

чае транскристаллитного разрушения (рис. 8, *в, г*). Судя по картине излома (рис. 8, *б*), здесь имеется частичное (неполное) оплавление отдельных зерен; а поскольку в припое отсутствует кремний (пайка без NiC12), то обнаруживаются участки несплавления (рис. 8, *а*).

При введении кремния в припой в виде эвтектической композиции Ni–12%Si ($T_L = 1143 \text{ }^\circ\text{C}$) воз-

растает дисперсность избыточных карборидных фаз и эвтектик, а также однородность их распределения в матричном растворе паяного шва (рис. 8, *е-з*) [16].

Уменьшение количества грубых карборидных частиц в межзеренных пространствах способствует дисперсионному упрочнению раствора, благодаря чему достигается повышенный уровень кратковременной прочности и удовлетворительная пластичность ПС при одноосном растяжении.

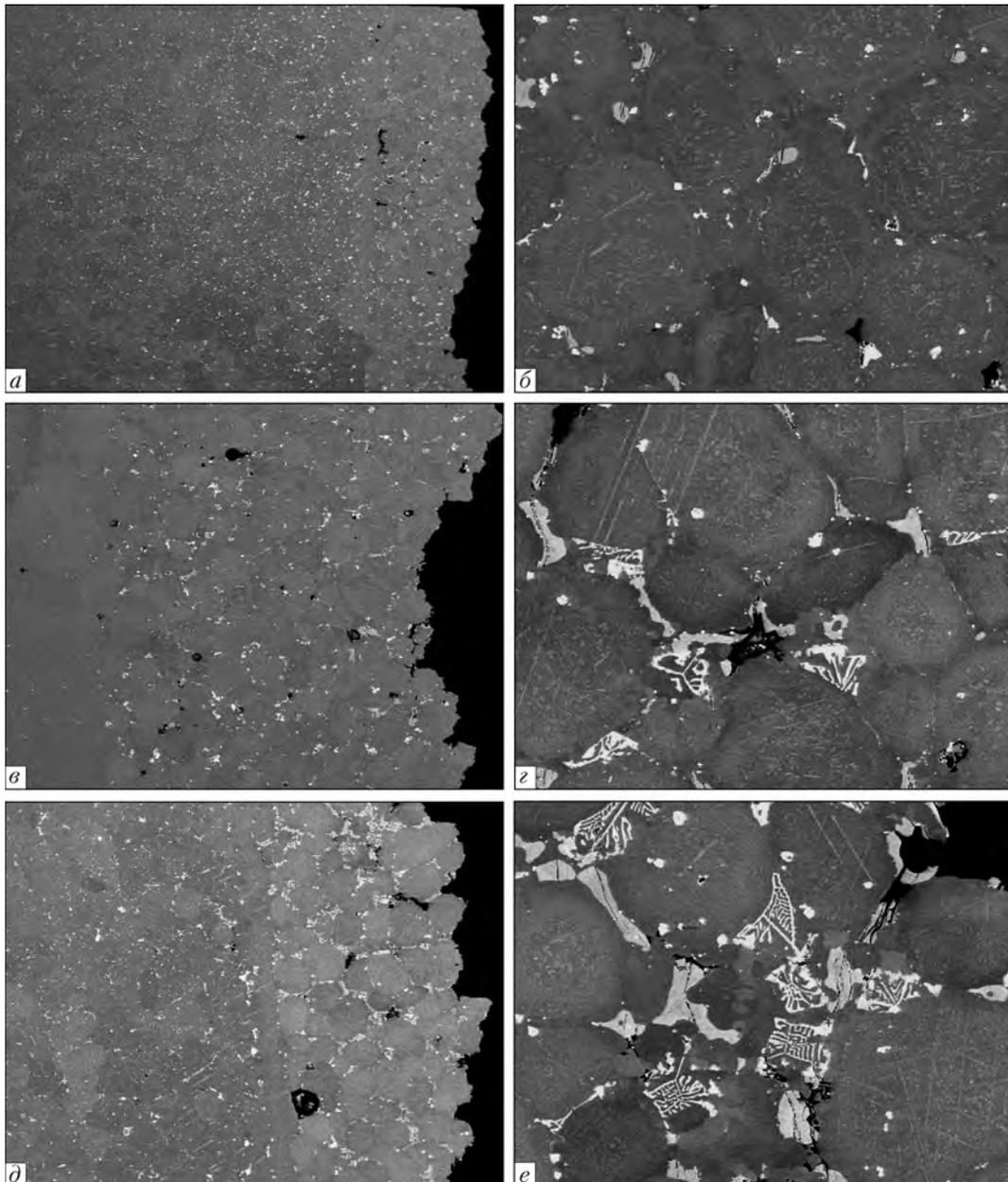


Рис. 9. Разрушение и структура образцов ПС, сформированных с применением различных типов припоев, после испытаний на растяжение при 20 °С: *a, б* – #1 + 20%NiC12 + 60%Rene-142; *в, з* – #1 + 15%NiC12 + 60%Rene-142; *д, е* – #1 + 60%Rene-142; *a* – X20; *б, з, е* – X200; *д* – X45

Максимальная разница ΔG в значениях предела текучести σ_T и временного сопротивления $\Delta\sigma_B$ достигла уже 250 МПа. Это указывает на интенсивное деформационное упрочнение соединения, когда относительное удлинение образца составляет 5...7 % (рис. 2).

Предел текучести ПС, выполненных комплексным припоем с 20%NiC12, был несколько выше, чем у остальных образцов. Преимущественное разрушение происходило по металлу шва образцов вблизи линии сплавления (рис. 8, *д-з*), характер разрушения (межзеренный) был связан с растрескиванием карбоборидных фаз по границам зерен и с декогезией частиц и матричного раствора.

Дискретные карбоборидные фазы равномерно распределены в объеме металла шва, при этом их количество было минимальным в случае введения в паяльную смесь 20 % NiC12 вместо 15 % (рис. 9, *a, б*).

При изучении поверхности изломов (рис. 9, *з, е*) зафиксирована декогезия карбидных частиц Me_6C , MeC и матрицы. Разрушение протекает далее по зернам матричного раствора.

При оценке характера разрушения ПС по продольным микрошлифам установлено, что в случае применения припоя #1 + 20%NiC12 + 60%Rene-142 разрушение происходит чаще всего у линии сплавления (рис. 9). При удовлетворительном деформационном упрочнении, т. е. длительном воздействии напряжения, разрушаются (растрескиваются) карбидные межосевые фазы (рис. 9, *е*).

Уменьшение содержания эвтектической составляющей (15 % NiC12) композиционного припоя способствует появлению в металле шва квазибинарных карбоборидных эвтектик на основе SnB со структурой типа китайских иероглифов (рис. 9, *з, е*). Они

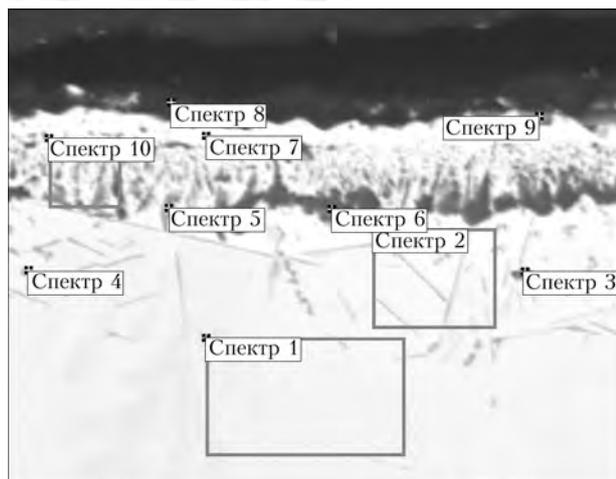


Рис. 10. Участки рентгеноспектрального микроанализа слоя окалины на поверхности образца сплава ЖС6К в результате изотермического окисления в печи при 1000 °С, 70 ч; X120

четко различаются оттенками (серые, округленной формы и светлые, ближе к полиэдрической форме).

Светлые частицы обогащены элементами с высоким атомным номером (тантал, рений и фольфрам). Серые представляют собой частицы карбидов на основе хрома, титана, никеля. Таким образом, возрастание массовой доли бора в композиционном припое ввиду меньшей доли НС12 приводит к увеличению количества карборидных и междендритных сложнолегированных эвтектик, которые существенно влияют на механические характеристики ПС и приводят к раннему разрушению швов.

Введение НС12 в припой, кроме изменения морфологии выделяющихся карборидных фаз и их измельчения, способствует гомогенному распределению частиц в объеме поликристалла. Наряду с упрочняющей фазой Ni₃Al при введении кремния происходит равномерное выделение частиц Ni₃B размером меньше 1 мкм. Данные частицы уменьшают активный путь скольжения, благодаря чему повышается разрушающее напряжение [15].

Измельчение выделившихся фаз снижает длину полосы скольжения и тем самым ослабляет напряжение перед частицей или перед границей зерна.

Такой технический прием обеспечивает повышение пластичности ПС.

В процессе работы для получения мелкого зерна паяного шва необходимо использовать повышенные скорости охлаждения.

Жаростойкость ПС сплава ЖС6К. Выдержка ПС сплава ЖС6К на воздухе в течение 70 ч при 1000 °С вызвала незначительное окисление приповерхностных слоев металла. Оксидная пленка при относительно высоком содержании хрома (более 15 мас. %) и алюминия (более 3 мас. %) в сплаве состоит преимущественно из Al₂O₃; ширина фронтального окисления составляет 10... 30 мкм, а локального — достигает 50 мкм.

Под слоем продуктов окисления после химического травления зафиксирован приповерхностный слой твердого раствора, полностью обедненного упрочняющей γ'-фазой шириной около 20 мкм. В окислительном процессе высокожаропрочных никелевых сплавов основную роль играет массовое соотношение хрома и алюминия [17].

Процесс окисления жаропрочного сплава является сложным и различается в отдельных участках окисляемой поверхности. Начальное окисление сплава с формированием отслаивающихся оксидных пленок, под которыми образуются термодинамически стабильные оксидные фазы Cr₂O₃ и Al₂O₃, позволяет предотвратить разрушительные последствия благодаря формированию непрерывной защитной внутренней оксидной пленки на основе Al₂O₃, которая обеспечивает удовлетворительное функционирование ЖС при высокотемпературной эксплуатации. Однако в случае раннего скола защитной пленки обнаруживается внутреннее окисление сплава, а также образование оксидов алюминия и нитридов титана на глубину до 50 мкм и более (рис. 10, табл. 7).

По сравнению с паяемым сплавом ЖС6К, металл шва ПС демонстрирует более высокую окислительную стойкость. Повышенное содержание хрома, тантала, рения и гафния в металле паяного шва обеспечивает жаростойкость швов.

Таблица 7. Химический состав отдельных оксидных и нитридных фаз в слое окалины и поверхностном слое створки из сплава ЖС6К в результате изотермического окисления в печи при 1000 °С, 70 ч

№ спектра	Массовая доля компонентов, %										
	N	O	Al	S	Ti	Cr	Fe	Co	Ni	Mo	W
1	–	0,97	3,12	–	2,07	7,63	1,35	9,08	66,74	3,92	5,11
2	–	–	2,89	–	3,97	5,19	2,25	8,89	66,01	5,29	5,50
3	23,82	–	32,97	–	7,41	2,00	1,12	3,69	26,19	1,31	1,51
4	11,29	–	1,34	–	17,18	4,49	1,78	6,27	49,69	4,34	3,62
5	–	24,45	19,77	–	3,25	0,71	1,66	5,11	37,84	3,99	3,24
6	–	49,23	40,38	–	5,62	0,44	–	0,48	2,82	0,72	0,31
7	–	–	–	–	–	0,66	3,42	8,81	69,62	9,19	8,28
8	–	57,36	16,49	1,93	1,63	12,34	8,26	–	11,98	–	–
9	–	46,05	3,24	–	1,38	40,17	0,45	0,85	6,98	0,89	–
10	–	15,40	12,38	–	1,51	0,79	2,38	6,84	49,72	5,76	5,22

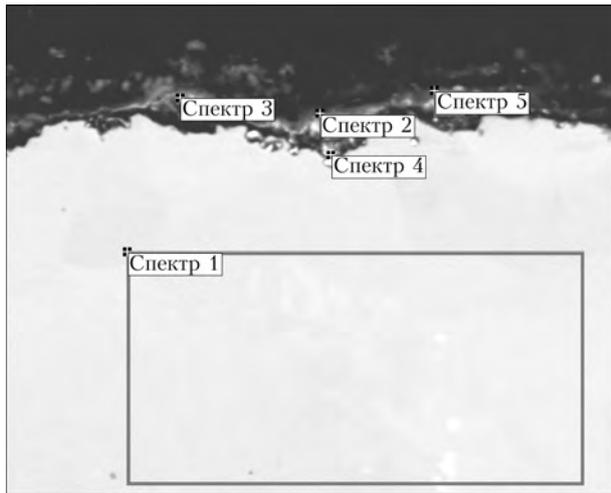


Рис. 11. Участки рентгеноспектрального микроанализа слоя окислы на поверхности ПС #1 + 20%NiCr12 + 60%Rene-142 образца сплава ЖС6К в результате изотермического окисления в печи при 1000 °С, 70 ч; X120

Гафний благоприятно влияет на морфологию выделяющихся карбидных фаз и в процессе окисления частично диффундирует в приповерхностный слой (рис. 11, табл. 8) с образованием стойких оксидов под пленкой шпинелей $NiCr_2O_4$ и $NiAl_2O_4$, что затрудняет диффузию алюминия к поверхности и создает барьер, сдерживающий таким образом рост оксидной пленки.

Поскольку шпинели $NiCr_2O_4$ и $NiAl_2O_4$ взаимно растворимы и совместимы, возникают медленно растущие фазы с образованием внутренней сплошной оксидной пленки на основе Al_2O_3 .

На базовом материале створки (сплав ЖС6К), по сравнению с металлом шва, толщина слоя окислы была примерно в два раза больше. Сравнивая припой с различными типами наполнителей, можно отметить, что в случае Rene-142 образуется более благоприятная морфология карбидных фаз и их распределение в шве, что гарантирует фронтальное окисление поверхности металла шва на глубину не более 10 мкм.

Поскольку работоспособность ПС во многом определяется шириной технологического зазора при кристаллизации расплава припоя (чем шире зазор и больше объем расплава, тем выше вероятность образования в затвердевающем шве хрупких центральноосевых карбоборидных эвтектик [18]), принято решение при ремонте створок впаивать в тело

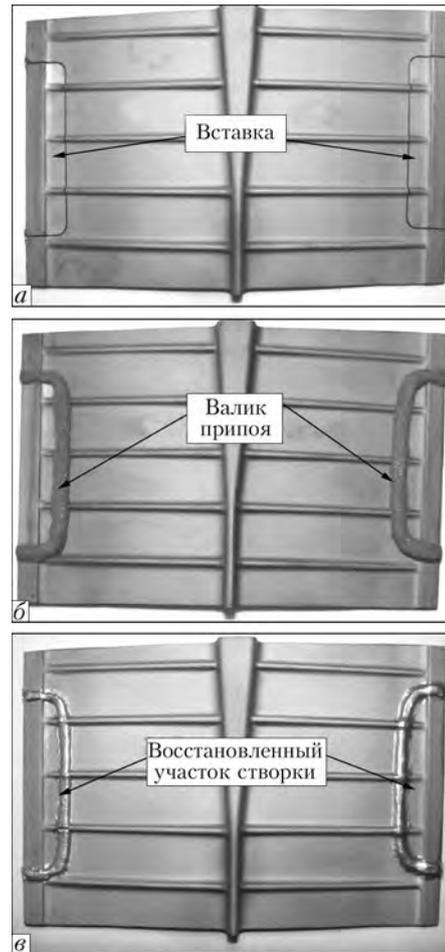


Рис. 12. Фрагмент створки регулируемого сопла АГТД после восстановительного ремонта пайкой; створка до (а, б) и после (в) пайки

изделия доброкачественные фрагменты, которыми заменялись поврежденные участки с кустообразными разветвленными трещинами термической усталости. Ширина зазора при этом не превышала 200 мкм.

На рис. 12 показан внешний вид такого фрагмента, спаянного комплексным припоем с бинарным наполнителем из порошков никелевых ЖС. Технология восстановления деталей с использованием бор- и кремнийсодержащих присадок — стандартная.

В табл. 9 приведены прочностные характеристики образцов-свидетелей, выполненных совместно с фрагментом створки в одной технологической садке.

Таблица 8. Массовая доля компонентов в структурных составляющих слоя окислы на поверхности паяного шва #1 + 20%NiCr12 + 60%Rene-142 образца сплава ЖС6К в результате изотермического окисления в печи при 1000 °С, 70 ч, %

№ спектра	O	Al	Si	Ti	Cr	Fe	Co	Ni	Nb	Mo	Hf	Ta	W	Re
1	—	2,98	1,30	0,64	5,86	0,46	7,69	70,51	0,24	1,67	—	4,37	3,07	1,20
2	45,32	12,28	3,14	4,17	16,79	—	3,06	11,31	0,29	0,24	2,06	—	1,10	0,25
3	43,70	4,36	5,07	1,67	9,05	—	2,03	22,6	0,20	0,74	2,66	6,62	1,32	—
4	27,13	11,85	—	0,58	1,16	—	—	3,79	0,69	0,15	48,75	4,18	—	1,72
5	43,67	6,97	1,81	4,47	14,52	—	1,56	15,69	0,24	0,76	2,50	5,28	2,54	—

Таблица 9. Прочностные характеристики образцов-свидетелей при пайке фрагментов створки (сплав ЖС6К) комплексными припоями с бинарными наполнителями

№ образца	S, мм ²	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	ϵ , %	$\Delta\sigma/\epsilon$
1	4,12	707,0	821,5	4,8	23,8
2	4,31	710,0	758,0	2,2	21,8
3	4,13	745,2	843,2	3,0	31,0
4	4,01	795,0	917,4	6,7	18,0
5	5,54	752,5	796,8	1,7	26,0
6	4,29	754,0	882,7	6,8	18,8
7	4,70	795,0	878,5	3,2	26,1

Как видно из рис. 12, формирование паяного шва на восстановленных пайкой деталях вполне удовлетворительное.

Циклические испытания образцов ПС на консольный изгиб показали, что сопротивление усталости металла паяных швов при технологическом зазоре до 150... 180 мкм соответствует сопротивлению усталости исходного беспористого сплава ЖС6К и составляет примерно (400±20) МПа на базе испытаний 20·10⁶ циклов при температуре 20 °С.

Выводы

1. Результаты исследований структуры и физико-механических свойств ПС сплава ЖС6К (материала створки регулируемого сопла АГТД) показали, что применение в качестве базового борсодержащего припоя NiCoCrAl-2,5%В(#1) + 60%Rene-142 способствует получению удовлетворительных прочностных характеристик ПС при минимальной пластичности. Разрушение образцов происходило по достижению предела текучести, что вызвано наличием в структуре швов значительного количества карбоборидных и сложнотемпературных междендритных эвтектик (до 11... 20 об. %), которые остаются в металле после финишной двухступенчатой термообработки.

2. Показано, что введение в припой #1 + 60%Rene-142 15... 20 мас. % эвтектической присадки Ni-12%Si (НС12) обеспечивает достаточную жидкотекучесть расплаву композиционного припоя, хорошую заполняемость зазоров, устранение усадки и микропористости в швах, ослабление реакционной способности борсодержащего припоя.

3. Данные испытаний на растяжение ПС, полученных комплексным припоем, содержащим одновременно два депрессанта (бор и кремний) в оптимальных количествах (0,5 и 2,4 %), подтвердили существование более высокую технологическую пластичность при нагружении и стабильность прочностных характеристик ПС сплава ЖС6К на уровне (0,85... 0,97) σ_B . Этот результат показал универсальность применения комплексного припоя системы 20%#1 + (15... 20)%НС12 + 60%Rene-142 при формировании соединений литейных никелевых сплавов.

4. Результаты испытаний ПС на воздухе в течение 70 ч при 1000 °С показали хорошую окислительную стойкость металла паяного шва, а именно припоя #1 + 20%НС12 + 60%Rene-142, по сравнению с паяемым металлом основы ЖС6К. Ширина фронтального окисления основы составляла 30 мкм, а локального — до 50 мкм. При этом приповерхностная зона, обезлегированная алюминием, достигала 20... 30 мкм. Металл шва окислялся на глубину не более 10 мкм, что обеспечивается эффективным легирующим комплексом сплава-наполнителя — Rene-142.

1. Петухов А. Н. Сопротивление усталости деталей ГТД. — М.: Машиностроение, 1993. — 240 с.
2. Mattheij J. H. G. Role of brazing in repair of superalloy components — advantages and limitations // Mater. Sci & Technol. — 1996. — 11, № 8. — P. 608–612.
3. Duvall D. S., Owezarsks W. A., Paulonis D. F. TLP bonding: a new method for joints heat resistant alloys // Welding J. — 1974. — № 4. — P. 203–214.
4. Rabinkin A. Brazing with (NiCoCr)–B–Si amorphous brazing filler metals: alloys, processing, joint structure, properties, application // Sci & Technol. of Welding & Joining. — 2004. — 9, № 3. — P. 181–199.
5. Ключников И. М. Ремонт деталей и узлов газотурбинных двигателей методами высокотемпературной пайки с локальным нагревом // Пайка в создании изделий современной техники. — М.: Центральный российский дом знаний, 1997. — 151–155.
6. Хорунов В. Ф. Основы пайки тонкостенных конструкций из высоколегированных сталей. — Киев: Наук. думка, 2008. — 239 с.
7. Wikstrom N. P., Ojo O. A., Chaturvedi M. C. Influence of process parameters on microstructure of transient liquid phase bonded Inconel 738 LC superalloy with Amdry DF-3 interlayer // Mater. Sci. & Engng. — 2006. — A417. — P. 299–309.
8. Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей // Сплавы, технологии, покрытия. — М.: МИСиС, 2001. — 632 с.
9. Pat. 6.454.885 USA ICI7 C 22 C 19/05. Nickel diffusion braze alloy and method for repair of superalloy / R. P. Chesness, R. R. Xu. — Publ. 24.09.2002.
10. Кратковременная прочность и микроструктура паяных соединений сплава ВЖЛ112У, полученных с использованием борсодержащего припоя с присадкой кремния / И. С. Малашенко, В. В. Куренкова, А. Ф. Белявин, В. В. Трохимченко // Современ. электрометаллургия. — 2006. — № 4. — С. 26–42.
11. Куренкова В. В., Малашенко И. С. Композиционный припой для высокотемпературной пайки жаропрочных никелевых сплавов // Инженерия поверхности. Новые порошковые композиционные материалы. Сварка; Сб. докл. междунар. симпозиума (Минск, 25–27 марта, 2009 г.): В 2 ч. — Минск, 2009. — Ч.2. — С. 209–217.
12. Гольдшмидт Х. Дж. Сплавы внедрения: В 2 кн. — М.: Мир, 1971. — Кн.1 — 424 с.; Кн. II — 363 с.
13. Шалин Р. Е., Светлов И. Л., Качанов Е. Б. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. — М.: Машиностроение, 1997. — 426 с.
14. Фрактография — средство диагностики разрушенных деталей / М. А. Балтер, А. П. Любченко, С. А. Аксенов и др. — М.: Машиностроение, 1987. — 160 с.
15. Герланд Дж., Парих Н. М. Микроструктурные аспекты разрушения двухфазных сплавов // Разрушение. — М.: Мир, 1976. — Т.7, Ч.1. — С. 472–512.
16. Куренкова В. В., Малашенко И. С. Высокотемпературная пайка литейных жаропрочных никелевых сплавов борсодержащим припоем, легированным кремнием // Адгезия расплавов и пайка материалов. — 2008. — Вып. 41. — С. 63–87.
17. Василевски Г. Е., Пан П. А. Высокотемпературное окисление // Жаропрочные сплавы. — М.: Металлургия, 1976. — С. 266–293.
18. Pat. 6.520.401 B1 USA, ICI7 B 23 K 20/22. Diffusion bonding of gaps / W. M. Miglietti. — Publ. 18.02.2003.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
Ремонтный з-д, Луцк
Поступила 06.10.2010