



УДК 621.791.3.:669:620.17

## КРАТКОВРЕМЕННАЯ ПРОЧНОСТЬ И МИКРОСТРУКТУРА ПАЯНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СПЛАВА ВЖЛ12У, ПОЛУЧЕННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ БОРСОДЕРЖАЩЕГО ПРИПОЯ С ДОБАВКОЙ КРЕМНИЯ

И. С. Малашенко, В. В. Куренкова,  
А. Ф. Белявин, В. В. Трохимченко

Рассмотрена взаимосвязь микроструктуры металла шва и физико-механических свойств паяных соединений сплава ВЖЛ12У, полученных с использованием комплексных борсодержащих припоев, в которые в качестве присадочного материала дополнительно вводили 15...25 % промышленного припоя NS12 (Ni-12 мас. % Si). Наличие в комплексном припое 2,5...3,0 мас. % Si способствует снижению гетерогенности металла паяного шва, изменяет морфологию и размер выделяющихся карбоборидных фаз. Такие паяные соединения имеют при температуре 20 °С прочность на уровне 80...95 % прочности базового сплава, а их относительное удлинение достигает 5...7 %.

Studied is the interrelation of weld metal microstructure and physical-mechanical properties of brazed joints of alloy VZhL12U, produced using complex boron-containing brazing alloys, into which 15...25 % of industrial brazing alloy NS12 (Ni-12 wt. %) was added as a filler material. The presence of 2.5...3.0 wt. % Si in a complex alloy promotes the reduction in heterogeneity of brazed weld metal, changes the morphology and size of precipitating carbide-boride phases. These brazed joints have strength at 20 °C temperature at the level of 80...95 % of strength of the base alloy, and their elongation reaches 5...7 %.

**Ключевые слова:** сплав ВЖЛ12У; высокотемпературная пайка в вакууме; борсодержащий припой; кремнийсодержащий припой NS12; наполнитель Rene-142; термообработка; прочность; удлинение; структура металла шва

**Введение.** Высокий уровень прочности — одно из важнейших требований, предъявляемых к паяным соединениям (ПС) никелевых жаропрочных сплавов (ЖС). Одновременно они должны отличаться удовлетворительной низкотемпературной пластичностью. Использование композиционных борсодержащих припоев на основе системы Ni-Co-Cr-Al-2,5 % В (#1) вместе с наполнителями из порошков сплавов Rene-142 и ЖС6У позволило получить ПС сплава ВЖЛ12У, прочностные свойства которых достаточно стабильны. В работе [1] приведены данные о прочности паяных соединений, полученных из металла створок сопла авиационного ГТД (сплав ВЖЛ12У) после 500 ч эксплуатации изделия.

Разрушение ПС при растяжении образцов происходило, как правило, по металлу паяного шва.

Основной причиной хрупкого разрушения образцов, т.е. нереализованной прочности металла шва, стала сопутствующая пайке ликвационная и усадочная микропористость, которую не представлялось возможным устранить последующей восстановительной термообработкой в вакууме.

В работах [1, 2] рассматриваются композиционные припои, в которых депрессантом является только бор. В низколегированных системах припоев Ni-Cr-B-C при различных значениях температуры и продолжительности изотермической выдержки в процессе кристаллизации в матричном растворе швов образуются центральноосевые эвтектики, представляющие собой преимущественно бориды никеля (Ni<sub>3</sub>B) и хрома (CrB). Состав эвтектик зависит от температуры пайки и длительности выдержки. При температуре пайки 1100 °С остаточная жидкая фаза в процессе охлаждения кристаллизуется в матричный раствор на основе никеля. При более низкой температуре протекают двойные и



тройные эвтектические реакции с образованием хрупких боридных фаз.

Бор, снижая температуру плавления аустенитной матрицы на основе никеля, при небольшой выдержке, т.е. недостаточной диффузии его через область шва в основу, является причиной образования жидкой фазы по оси шва. С увеличением температуры пайки и длительности выдержки количество эвтектических выделений снижается. Это выражается в диффузионной миграции на твердожидкофазной границе в процессе изотермической выдержки паяемого соединения [3, 4].

Из-за малой растворимости бора в никеле (0,1 ат. % или 0,02 мас. % при 1000 °С) в борсодержащих припоях при кристаллизации прежде всего образуются бориды, увеличивающие хрупкость металла шва и прилегающей зоны взаимной диффузии. Поэтому удовлетворительной пластичности паяных соединений, получаемых с использованием припоев, содержащих только один бор в качестве депрессанта, достичь трудно. Припой с бором характеризуются межзерненным проникновением последнего в основу в процессе пайки.

Для оптимизации свойств паяных соединений количество бора в материале припоя должно полностью обеспечивать насыщение границ сплава восстанавливаемой детали, не допуская при этом формирования боридных фаз непосредственно в металле паяного шва.

Улучшения смачиваемости расплавом паяемых поверхностей и контактного взаимодействия между порошинками припоя и основного металла достигают путем введения в припой второго депрессанта — кремния. При пайке никелевых ЖС с применением стандартных промышленных ВПр-24, ВПр-11, НС12 и новых комплексных припоев отмечены некоторые особенности, присущие кремнийсодержащим припоям: менее реакционное поведение указанных припоев по отношению к основному металлу (слабая химическая эрозия основы), хорошее заполнение зазора и протекание на всю глубину капилляра, ограниченная пористость, отсутствие усадочных дефектов в шве и др. Все это свидетельствует о положительном влиянии кремния как депрессанта в припоях на основе никеля [5].

При введении кремния в припой температура плавления композиционной системы снижается. Кремний, активно растворяясь в никелевой матрице (до 15 ат. % или 7,5 мас. % при 1000 °С), влияет на снижение температуры плавления сплавов и одновременно улучшает текучесть расплава. Краевой угол смачивания при температуре пайки 1225 °С достигает примерно 1° для композиций Ni–12 % Si, а для Ni–4 % В — 3° [5].

В композиционных припоях, в состав которых входит хром, кремний повышает сопротивление коррозии и окислению. В работе [6] исследовано влияние переменного содержания (0,05 и 1,00 мас. %) кремния на жаростойкость и механи-

ческие свойства сплавов MAR-M200 и 713С. Установлено, что кремний повышает сопротивление окислению, но при этом уменьшаются значения длительной прочности и пластичности сплавов. Кремний снижает температуру растворения карбидов в матричном растворе. Его действие не зависит от химического состава матрицы и заключается преимущественно в снижении температуры ликвидуса и солидуса базового сплава.

При введении в борсодержащий припой незначительных количеств кремния в процессе кристаллизации в матричном растворе формируются как двойные, так и тройные эвтектики. Бинарные эвтектики представляют собой  $\gamma$ -Ni/борид Ni;  $\gamma$ -Ni/силицид Ni;  $\gamma$ -Ni/борид Cr; тройные —  $\gamma$ -Ni/борид Ni/борид Cr и  $\gamma$ -Ni/борид Ni/силицид Ni. Растворяясь в расплаве как депрессанты, кремний и бор влияют друг на друга (взаимоисключают друг друга), и это следует учитывать при выборе системы припоев. При наличии в паяльной смеси, кроме бора, еще и кремния тройная эвтектика  $\gamma$ -Ni/борид Ni/борид Cr не образуется, а формируется эвтектика с силицидом никеля —  $\gamma$ -Ni/борид Ni/силицид Ni [7]. Блокируется образование боридов хрома в матрице. Обогащение матрицы остаточным хромом (вследствие подавления образования боридов хрома) увеличивает жаростойкость твердого раствора, а за счет высокой растворимости кремния в никеле (примерно до 8 мас. %) повышается жидкотекучесть расплава припоя.

При температуре пайки 1100...1200 °С диффузия бора и кремния из припоя в основу является главным контролирующим фактором. Кремний и хром обычно распределяются в центре паяного шва в виде хрупких эвтектических фаз, бор — равномерно в металле шва соединения, поскольку легко проникает через припой в основу [8].

Массовая доля легирующих элементов в наполнителе припоя определяет тип структуры металла шва. Для низколегированных систем характерна дендритная структура на основе  $\gamma$ -твердого раствора и карбоборидных эвтектик. При повышенном содержании хрома, углерода и бора дендритно-ячеистая структура проявляется только вблизи линии сплавления, для нее характерно наличие избыточных карбидов, эвтектик на их основе и карбоборида  $Me_{23}(C, V)_6$ , окруженного  $\gamma$ -эвтектикой. С увеличением количества легирующих элементов структура переходит от до- к заэвтектической, признаками которой является наличие избыточных карбидов [8].

Кроме выбора состава припоя и условий проведения пайки, важным является сам процесс термической обработки получаемых соединений. Согласно работам [5, 6], припой системы Ni–19%Cr–10,2 % Si перспективен благодаря возможности пластического деформирования паяных соединений после гомогенизации. Хрупкие силицидные фазы в зазоре исчезают вследствие высокой растворимости кремния в твердом растворе при вакуумном отжиге. При ма-

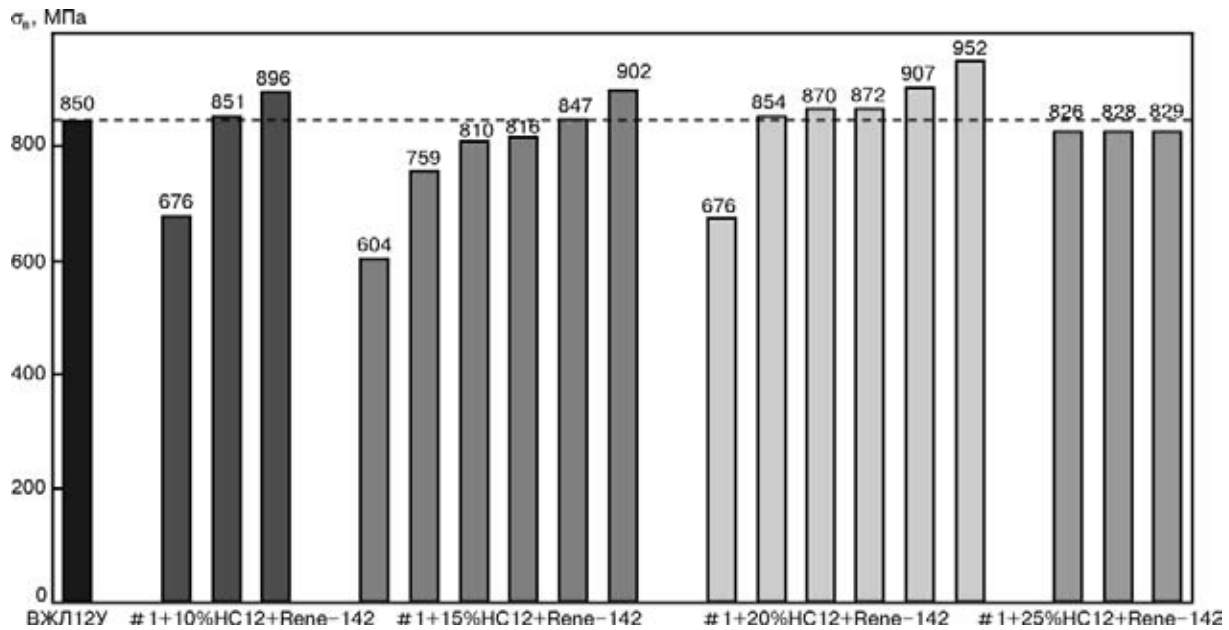


Рис. 1. Уровень кратковременной прочности при 20 °С паяных соединений сплава ВЖЛ12У, полученных с применением комплексных припоев, состоящих из #1 + Rene-142 и HC12; штриховой линией обозначено временное сопротивление основного металла ВЖЛ12У 850 МПа, регламентируемое техническими условиями

лом зазоре диффузия вызывает изменение состава металла паяного шва преимущественно с образованием твердого раствора.

Увеличить пластичность паяных соединений при использовании только борсодержащих припоев путем термической обработки не представляется возможным из-за низкой растворимости бора в никеле. В случае использования припоев системы Ni-Cr-B паяемый металл интенсивно растворяется в расплаве припоя, а бор диффундирует по границам зерен вглубь металла. Термическая обработка интенсифицирует проникновение припоя в основу и способствует концентрации хрупких фаз по границам зерен вдоль линии сплавления основа/расплав. Ширина зазора в данном случае является важной характеристикой. Большая ширина заполняемого припоем зазора предполагает наличие значительного количества борсодержащего материала, участвующего в процессах взаимодействия основы и припоя и формирования хрупких боридных фаз.

Основной целью термообработки восстанавливаемых деталей после пайки является гомогенизация, обеспечивающая выравнивание металла паяных швов и основы.

**Материалы и методика эксперимента.** Материалом исследований служили пластины сплава ВЖЛ12У, вырезанные из реальной створки сопла авиационного ГТД после 500 ч работы турбины. Заготовки под пайку шлифовали и отжигали при 1200 °С в течение 1 ч и доводили на абразивной бумаге.

Для приготовления паяльной смеси применяли порошки борсодержащего припоя Ni-Co-Cr-Al-2,5 % В (#1), промышленного припоя HC12 и 60 % наполнителя из порошка сплава Rene-142. Готовые смеси замешивали на импортном связующем (типа

акриловой смолы) и наносили на торцы паяемых пар заготовок, которые устанавливали в технологическое устройство, позволяющее фиксировать положение пластин с нанесенным припоем. Естественный зазор, возникающий в соединениях, определяли гранулометрическим составом исходной порошковой смеси. Максимальный размер порошинок припоя не превышал 120 мкм.

Пластинки с нанесенным припоем сушили в термостате при температуре 120 °С в течение суток. Собранные заготовки помещали в вакуумную печь на керамические подставки таким образом, чтобы линия шва не контактировала с поверхностью подставки (во избежание протекания припоя между металлом и керамикой).

Нагревали паяемые заготовки ВЖЛ12У ступенчато [2]. Изотермическую пайку проводили в вакууме  $1,3 \cdot 10^{-2}$  Па при значениях температуры 1210 (20 мин) и 1220 °С (10 мин). После пайки заготовки охлаждали до комнатной температуры и отжигали по двухстадийному режиму 1160 (2 ч) + 1050 °С (2 ч). Охлаждали после отжига с печью со скоростью 15... 17 °С/мин в интервале  $T_{\text{пайки}} \dots 850$  °С.

Образцы для испытаний при 20 °С с размерами рабочей части (1,6... 1,7)×3×10 мм вырезали из заготовок электроэрозионным способом [1]. Длина рабочей части образцов для высокотемпературных испытаний составляла 35 мм. Шероховатость  $R_a$  поверхности образцов не превышала 0,3 мкм.

В качестве базового значения прочности сплава ВЖЛ12У использовали 850 МПа в соответствии с усредненными литературными данными [9–11]. По нашим оценкам, после термообработки, аналогичной двухстадийной термообработке ПС, прочность пластинок ВЖЛ12У составляла 915... 938 МПа.

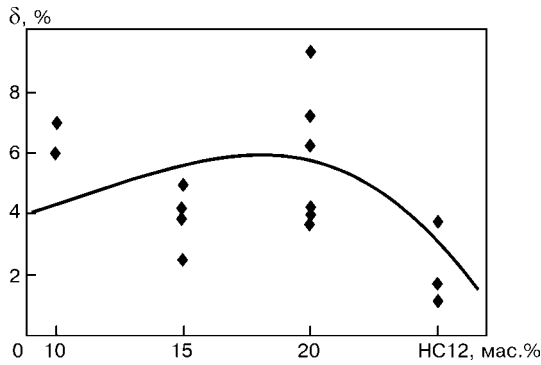


Рис. 2. Относительное удлинение паяных соединений сплава ВЖЛ12У, сформированных при значении температуры 1210... 1220 °С (20... 10 мин), в зависимости от содержания порошка Ni12 в композиционном припое #1 + 60 % Rene-142

**Экспериментальные результаты.** Первоначально исследовали влияние количества припоя Ni12, вводимого в смесь для пайки, на механические свойства соединений. Его массовую долю изменяли от 10 до 25 %. На рис. 1 приведены результаты испытаний образцов на растяжение, полученных с использованием припоев, составы которых приведены в подрисуночных надписях. Достигнута прочность паяных соединений, содержащих Si + В в припоях, равная 850... 900 МПа. Стабильно высокие результаты при испытаниях получены на образцах, спаянных при температуре 1220 °С в течение 10 мин. Увеличение температуры пайки от 1210 °С всего на 10 градусов дало возможность получить более плотную структуру металла паяных швов.

Значения прочности ПС, полученных с использованием припоев различного химического состава, находились примерно на одном уровне. Зафиксирована повторяемость результатов как в рамках одного, так и нескольких опытов, что является одним из наиболее важных результатов.

Тенденция сохранения пластичности (относительного удлинения) соединений больше всего выражена для комплексного припоя с 20 мас. % Ni12. Поэтому композиция припоя 20 % #1 + 20 % Ni12 + 60 % Rene-142 рассматривается как наиболее эффективная (с позиций сочетания прочности и пластичности ПС) при ремонте изделий из сплава ВЖЛ12У (рис. 2).

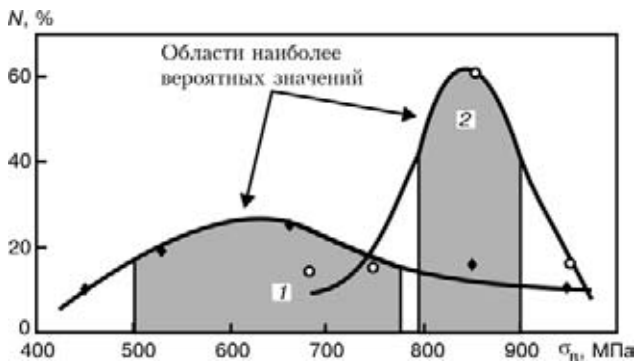


Рис. 3. Статистическая кривая распределения прочности паяных соединений сплава ВЖЛ12У, полученных с использованием борсодержащих припоев: 1 – без кремния (◆); 2 – с добавлением кремния (○); N – количество образцов

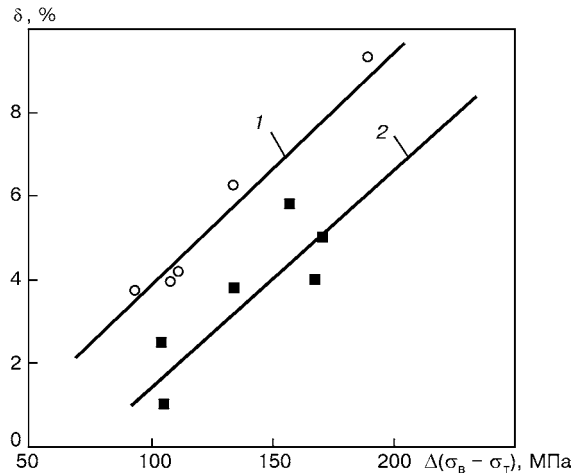


Рис. 4. Взаимосвязь между относительным удлинением и уровнем деформационного упрочнения паяных соединений сплава ВЖЛ12У, полученных с использованием комплексных припоев на основе #1 + Rene-142: 1 – 20 % Ni12; 2 – 15 % Ni12

Данные статистической обработки результатов испытаний ПС на растяжение при температуре 20 °С, полученных с использованием борсодержащих припоев без кремния и с кремнием, представлены на рис. 3. Зафиксировано заметное различие не только в уровне, но и в стабильности значений прочности. Более 60 % испытанных образцов, спаянных комплексным припоем, содержащим кремний, имели временное сопротивление, соответствующее таковому основного металла.

Кривая  $N = f(\sigma)$ , характеризующая повторяемость значений прочностных свойств паяных соединений, выполненных комплексным припоем, содержащим одновременно кремний и бор, располагалась правее и значительно выше кривой  $N = f(\sigma)$ , описывающей свойства ПС, полученных с использованием стандартного припоя #1 + 60 % Rene-142. Это подтверждается взаимосвязью между относи-

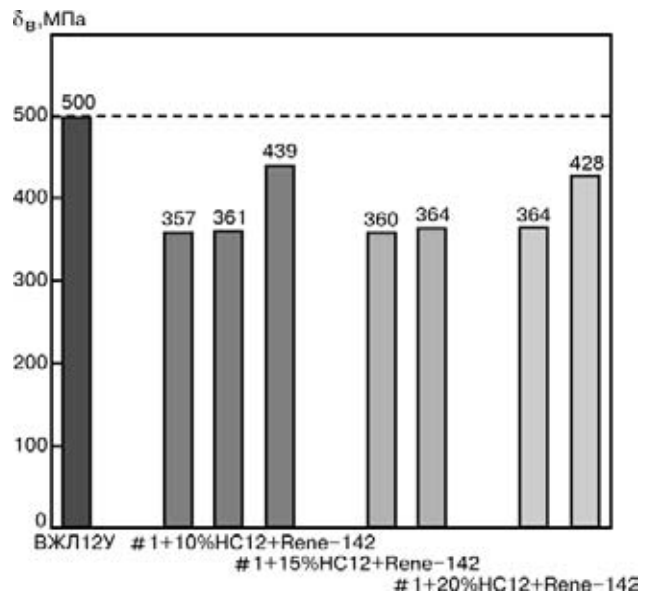


Рис. 5. Прочность паяных соединений сплава ВЖЛ12У, полученных с применением комплексных припоев #1 + 60 % Rene-142, содержащих Ni12 при 900 °С; штриховой линией обозначено  $\sigma_{0.2} = 500$  МПа основного металла ВЖЛ12У после отжига при 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч

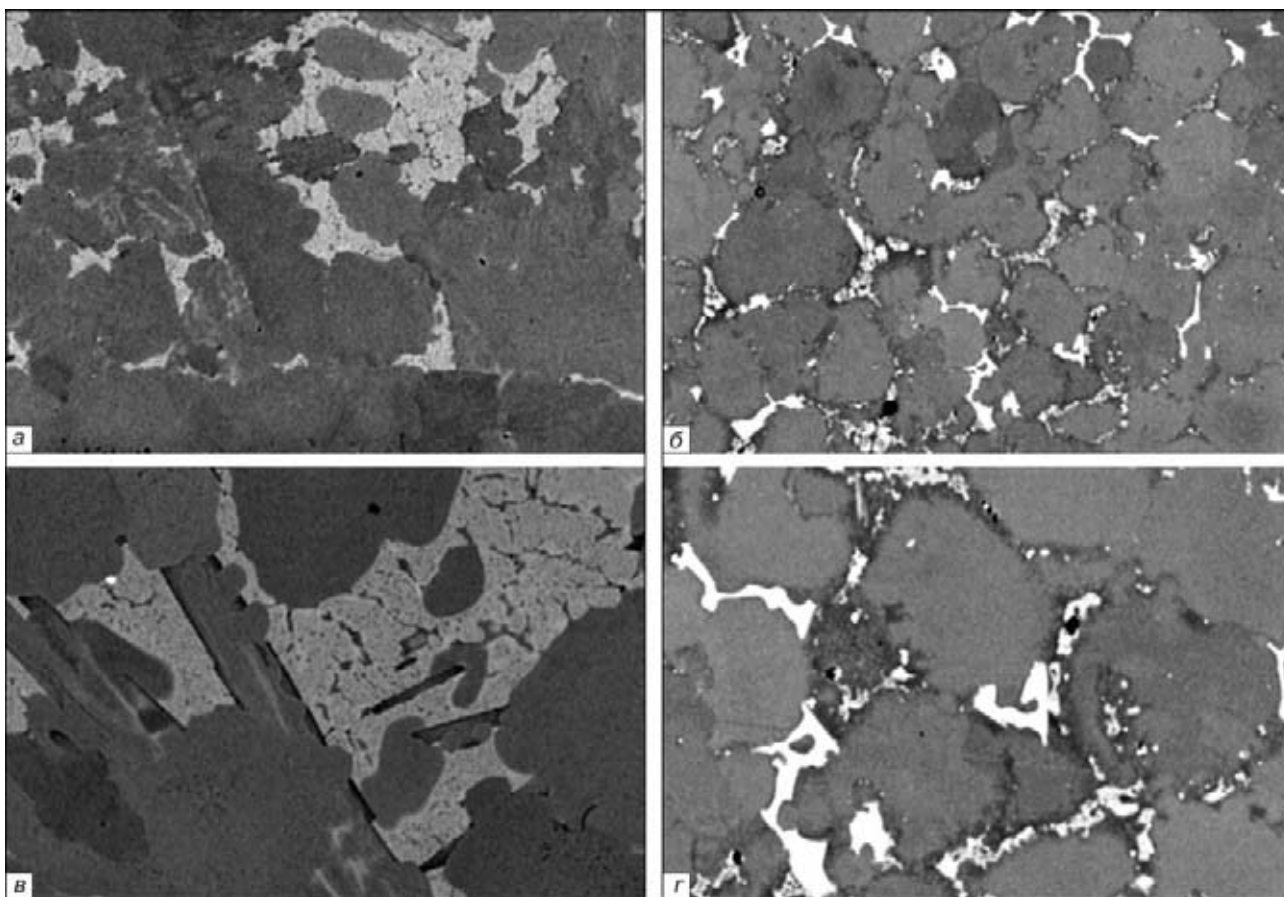


Рис. 6. Микроструктура металла швов, полученных в процессе кристаллизации после изотермической пайки при 1210 °С, 20 мин, с применением композиционных припоев: а, б — #1 + 60 % Rene-142; в, г — #1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142; а, б —  $\times 200$ ; в, г —  $\times 500$

тельным удлинением и уровнем деформационного упрочнения паяных соединений сплава ВЖЛ12У (рис. 4). При увеличении количества кремнийсодержащего припоя в ПС относительное удлинение образцов возрастало.

Если относительное удлинение ПС, полученных с использованием бинарных систем борсодержащих припоев, составляло 1,0...2,3 %, то введение 15...20 мас. % припоя HC12 в паяльную композицию позволило добиться удлинения образцов, равного 4...7 % (рис. 4).

Высокая прочность металла шва и линии сплавления обеспечивала паяным соединениям нужный запас пластичности за счет деформации основного металла. Разрушение образцов происходило не столько по металлу паяного шва, сколько по линии сплавления шва с основным металлом.

Сравнительно небольшое количество вводимого в стандартный припой 40 % #1 + 60 % Rene-142 порошка HC12 обеспечивало паяным соединениям сплава ВЖЛ12У большую надежность в плане затрачиваемой работы разрушения (оценивалось по характеру кривой деформационного упрочнения при растяжении паяного образца).

Наиболее стабильную вязкость разрушения имели ПС, полученные с присадкой 15...20 мас.% HC12 в комплексный припой, при этом более высокая технологическая пластичность достигнута после изотермической пайки при 1210 °С.

Комплексный припой, содержащий одновременно бор и кремний, характеризуется эффективной смачивающей способностью контактируемых поверхностей и порошинок припоя. Он обеспечивает оптимальный фазовый состав и морфологию упрочняющих фаз, равномерно распределенных в металле шва. Кремний повышает офлюсовывающую способность расплава припоя [6], благодаря чему улучшается смачиваемость поверхности паяемых пластин и текучесть припоя, заполняющего зазор, возрастает плотность закристаллизовавшегося расплава, устраняется литейная микропористость.

Высокотемпературные испытания на растяжение ПС сплава ВЖЛ12У сечением 3,0 $\times$ 2,5 мм и длиной рабочей части 35 мм проводили на воздухе при температуре 900 °С на современной установке MTS-810, оснащенной электронной системой снятия показаний с исследуемого образца и записи кривой деформирования в координатах  $\sigma$ (МПа) -  $\epsilon$ (%). Результаты испытаний приведены на рис. 5. Минимальный уровень добротности соединений при 900 °С составил 72, максимальный — 87 %.

Существенного различия в значениях прочности ПС в зависимости от количества введенного в комплексный припой порошка HC12 не отмечено. Относительное удлинение при температуре 900 °С не превышало 2 %; разрушение происходило всегда по металлу шва.

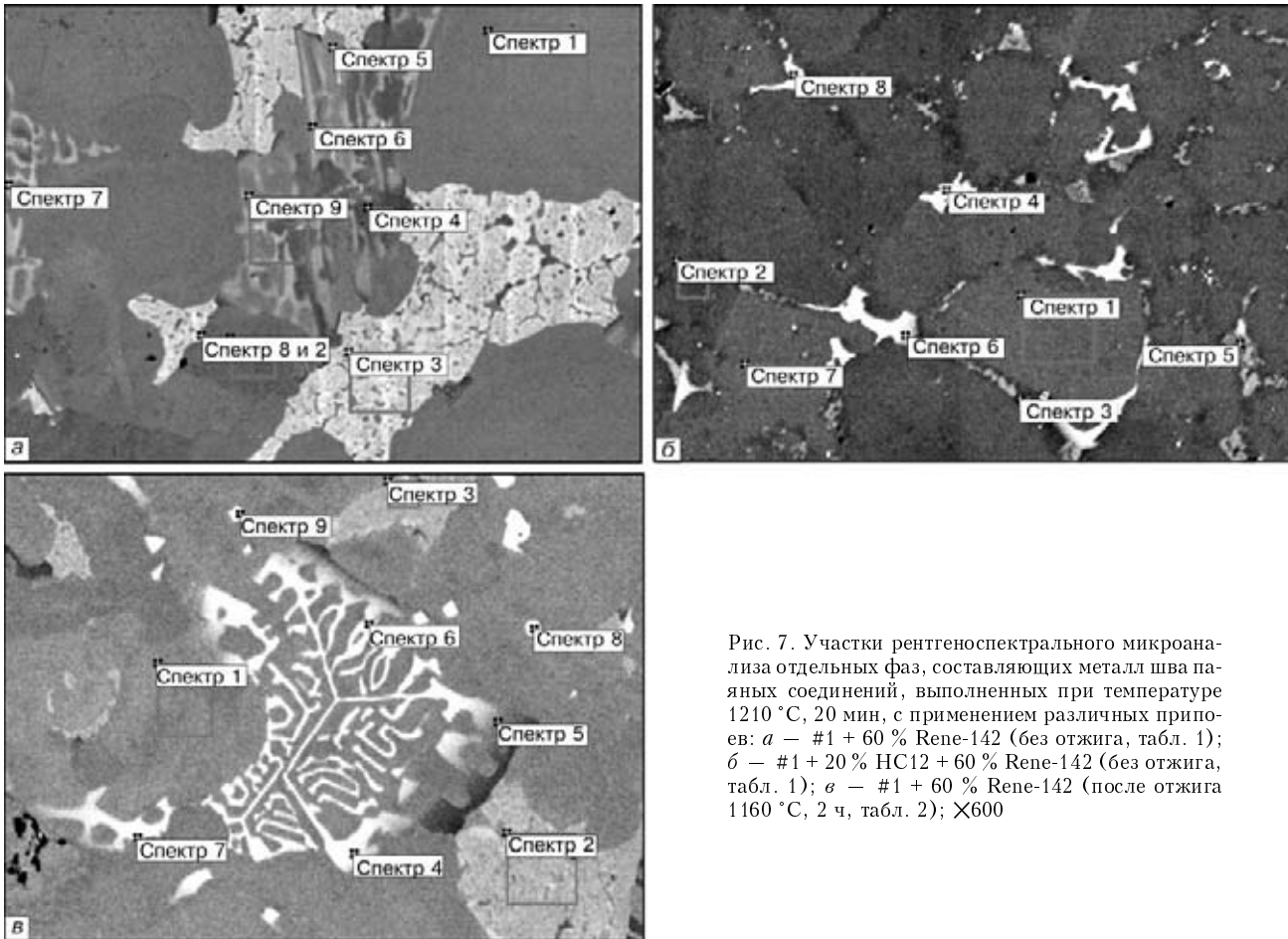


Рис. 7. Участки рентгеноспектрального микроанализа отдельных фаз, составляющих металл шва паяных соединений, выполненных при температуре 1210 °С, 20 мин, с применением различных припоев: а – #1 + 60 % Rene-142 (без отжига, табл. 1); б – #1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142 (без отжига, табл. 1); в – #1 + 60 % Rene-142 (после отжига 1160 °С, 2 ч, табл. 2); X600

**Металлографические исследования.** Анализ кратковременной прочности паяных соединений проводили в зависимости от микроструктуры металла

швов. Обнаружены довольно крупные выделения карбидных фаз, которые вследствие высокой микротвердости способствовали хрупкому разрушению

Таблица 1. Химический состав различных фаз в металле швов паяных соединений, полученных с применением двух видов припоев в процессе изотермической пайки при  $T = 1210$  °С, 20 мин (без последующего отжига)

Система припоя	Спектр анализа	Массовая доля компонентов, %											
		C	Al	Si	Cr	Fe	Co	Ni	Mo	Hf	Ta	W	Re
#1 + 60 % Rene-142	1	–	5,33	–	11,3	5,98	9,87	64,73	0,67	–	–	2,13	–
	2	2,02	4,93	–	10,84	8,14	9,05	62,96	0,31	–	–	1,75	–
	3	–	2,36	–	7,45	6,77	11,2	63,91	0,49	2,22	5,6	–	–
	4	–	4,65	–	8,85	7,96	9,68	65,85	–	–	1,07	1,93	–
	5	4,05	4,29	–	7,77	7,54	9,04	63,58	0,34	–	1,76	1,62	–
	6	3,61	–	–	55,1	4,4	5,57	10,98	3,37	–	–	9,9	7,08
	7	3,37	–	–	60,53	3,87	4,93	6,56	3,26	–	–	9,57	7,92
	8	3,17	1,92	–	6,26	5,49	11,04	60,72	0,41	3,54	6,62	0,83	–
	9	–	3,38	–	23,09	7,16	8,17	50,65	0,99	–	–	4,26	2,3
#1 + 20 % HC12 + + 60 % Rene-142	1	2,68	4,62	1,9	6,82	0,43	8,9	64,26	1,05	–	2,54	3,47	3,32
	2	2,15	4,46	2,19	6,9	0,55	9,14	66,07	0,76	1,52	2,06	3,34	2,39
	3	3,65	2,49	3,77	6,01	0,64	9,9	66,99	–	–	3,39	1,63	–
	4	4,45	–	–	36,62	–	3,5	5,48	7,74	–	–	16,42	25,79
	5	3,39	0,81	–	5,36	–	11,47	68,95	–	–	10,01	–	–
	6	9,47	–	–	31,01	–	4,77	8,25	11,37	–	4,48	16,89	13,77
	7	2,5	4,49	1,65	6,79	0,56	9,25	65,39	0,63	–	2,66	4,17	1,9
	8	5,03	–	–	30,34	–	2,71	6,57	8,2	–	0,44	22,41	24,3



Таблица 2. Химический состав металла основных фаз закристаллизовавшегося металла шва, полученного с применением припоя 40 % #12 + 60 % Rene-142 после отжига 1160 °С, 2 ч

Спектр анализа	Массовая доля компонентов, %												
	C	Al	Ti	Cr	Fe	Co	Ni	Nb	Mo	Hf	Ta	W	Re
1	1,62	6,23	4,35	6,93	0,68	11,3	66,26	0,51	1	–	1,13	–	–
2	2,14	0,84	5,31	8,32	0,65	19,99	53,77	2,05	0,81	3,83	1,7	0,59	–
3	2,6	0,88	5,29	8,1	0,95	20,45	54,67	1,96	0,61	3,12	1,35	–	–
4	7,86	–	2,63	36,0	0,46	5,26	6,65	1,37	26,72	–	0,98	8,59	3,48
5	5,48	–	2,16	50,1	0,42	7,1	7,24	0,78	18,47	–	0,65	4,47	3,13
6	5,19	0,38	2,71	29,07	0,26	5,94	15,78	0,47	24,95	–	1,36	9,47	4,43
7	6,4	0,29	2,44	30,61	0,42	4,72	7,83	1,38	28,81	1,24	0,34	11,45	4,07
8	18,96	–	24,78	1,06	–	0,49	3,01	10,56	7,28	–	25,17	8,69	–
9	17,68	0,39	25,11	0,86	0,16	0,55	3,14	11,17	6,44	–	25,56	8,94	–

при нагружении. Карбидные фазы возникали при кристаллизации металла шва в процессе охлаждения ПС.

Для обоснования выбора комплексного припоя #1 + Rene-142 с добавлением порошка HC12 выполнили следующий эксперимент. На никельхромовую подложку наносили различные типы припоев и производили изотермическую пайку в вакууме при 1210 °С в течение 20 мин.

После затвердевания базового припоя #1 + Rene-142 в матричном растворе обнаружены грубые карбобориды хрома  $Cr_{21}(W, Mo, Re)_2(C, B)_6$  (с массовой долей Cr – (55...60), W – (9...10), Mo (3...3,5), Re (7...8)%) эвтектического типа и развитые пограничные эвтектики ( $\gamma-\gamma'$ ), имеющие в составе преимущественно никель, гафний, тантал – элементы, стабилизирующие  $\gamma'$ -фазу (рис. 6, а, в; 7, а; табл. 1). Дендритная структура металла шва не зафиксирована в отличие от припоя, дополнительно содержащего HC12.

Образец ПС, в котором использовали комплексный припой #1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142, получен в том же эксперименте без применения HC12.

После кристаллизации металл комплексного припоя имел дендритную равноосную структуру с размером ячейки примерно 30...50 мкм (рис. 6, б, з). В структуре шва отсутствовали грубые карбидные эвтектические фазы; выделения вторичных фаз представляли собой пограничные карбиды и частицы  $\gamma'$ -эвтектической фазы, распределенные дискретно. Карбидные фазы соответствовали соединениям типа  $Me_3C$ , которые, по сути, являются формой кубических карбидов  $Me_6C$  в сплавах, содержащих достаточное количество хрома, вольфрама, молибдена, рения (рис. 7; табл. 1).

В результате введения в базовый припой порошка HC12 наряду с кремнием в металл шва дополнительно поступало приблизительно до 17 мас. % никеля. Таким образом, уменьшалась степень легирования шва, в структуре затвердевавшего припоя образовывались преимущественно  $\gamma$ -раствор и карбидные фазы цементитного типа. При этом возникла четкая дендритно-ячеистая структура, характерная для доэвтектических никелевых сплавов [12].

При использовании композиционного припоя #1 + Rene-142 после завершающей двухступенчатой

Таблица 3. Химический состав металла основных зон паяного соединения, сформированного с применением припоя 20 % HC12 + 20 % #1 + 60 % Rene-142 при 1220 °С (10 мин) и отжига 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч

Исследуемые зоны паяного соединения	Спектр анализа	Массовая доля компонентов, %												
		Ni	Al	Co	Ti	Cr	W	Mo	Ta	C	Nb	Re	Si	
ВЖЛ12У	Состав сплава (штатный)	Основа	5,0...5,7	12,0...15,0	0	4,2...4,7	8,5...10,5	1,1...1,8	2,7...3,4	–	0,12...0,2	0,5...1,0	–	–
Металл основы	2	61,88	5,3	14,11	4,84	9,48	1,75	2,64	–	–	–	–	–	
Металл диффузионной зоны	3	63,0	4,8	13,6	3,70	9,11	1,42	2,56	–	–	0,8	0,32	0,64	
Металл шва	4	67,98	4,0	9,36	1,44	6,33	2,74	1,08	3,06	–	–	1,25	2,76	

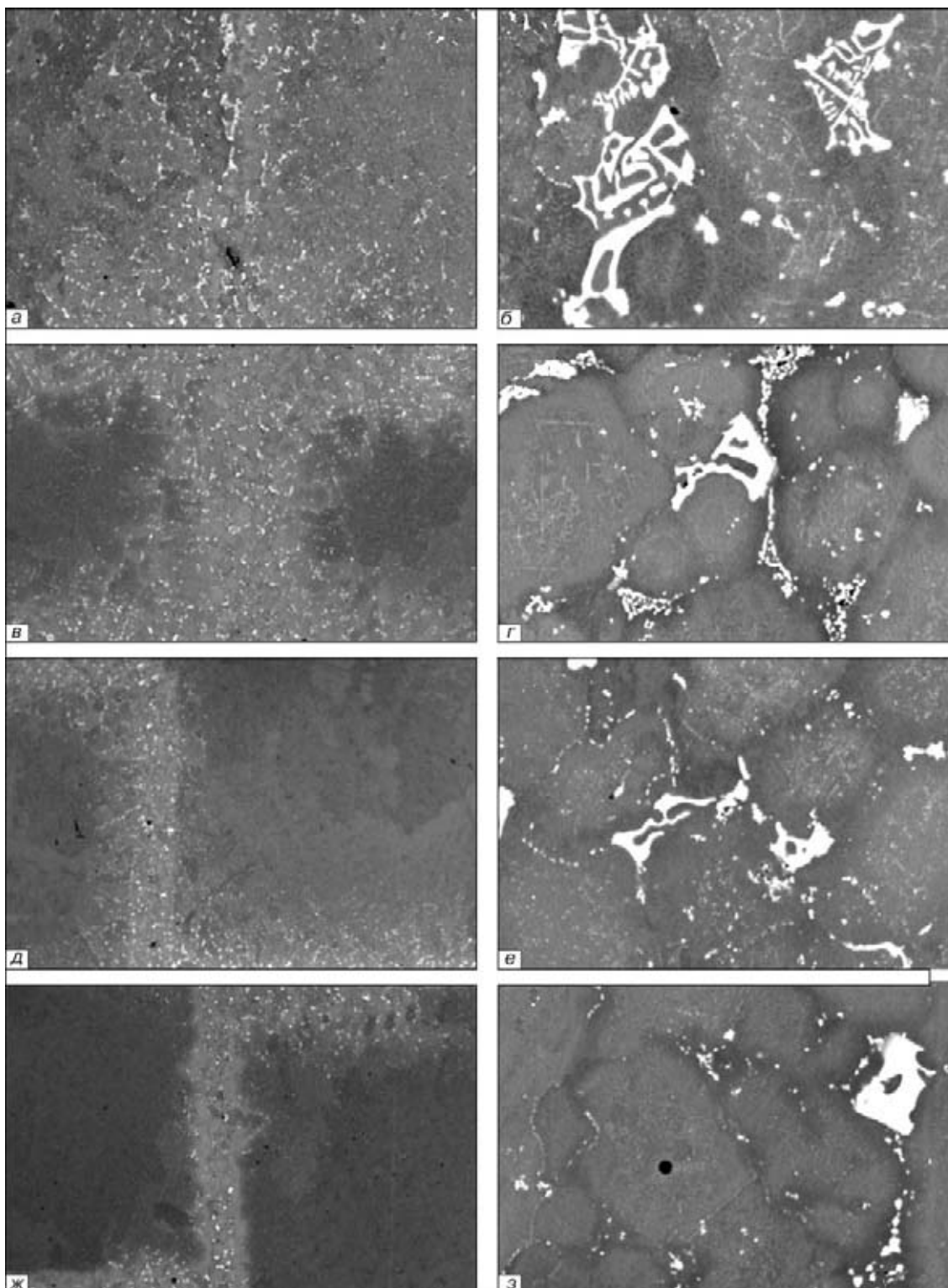


Рис. 8. Микроструктура металла паяных соединений, сформированных при температуре 1210... 1220 °С (20... 10 мин) и отожженных по двухступенчатому режиму с применением комплексных припоев типа #1 + 60 % Rene-142: а, б — без NiC12; в, г — с 15 % NiC12; д, е — с 20 % NiC12; ж, з — с 25 % NiC12; а, в, д, ж —  $\times 25$ ; б, г, е, з —  $\times 500$

термообработки при испытаниях на растяжение не удавалось полностью предотвратить хрупкое разрушение ПС из-за наличия в металле шва крупных карбидных (карборидных) фаз  $Me_{23}(C, V)_6$ . Эти фазы, характеризуемые микротвердостью 12000... 15000 МПа, оставались довольно стабильными при температуре гомогенизации и служили очагами транскристаллитного разрушения при наг-

ружении. В металле швов сохранялись остаточные первичные комплексные карбиды штрихового типа MeC, содержащие хром, никель, молибден, вольфрам, титан, тантал. Указанные карбиды менее стабильны из-за их неравновесности.

Штриховые карбиды характеризуются значительной энергией раздела фаз, поэтому при высокотемпературной термической обработке ветви дро-



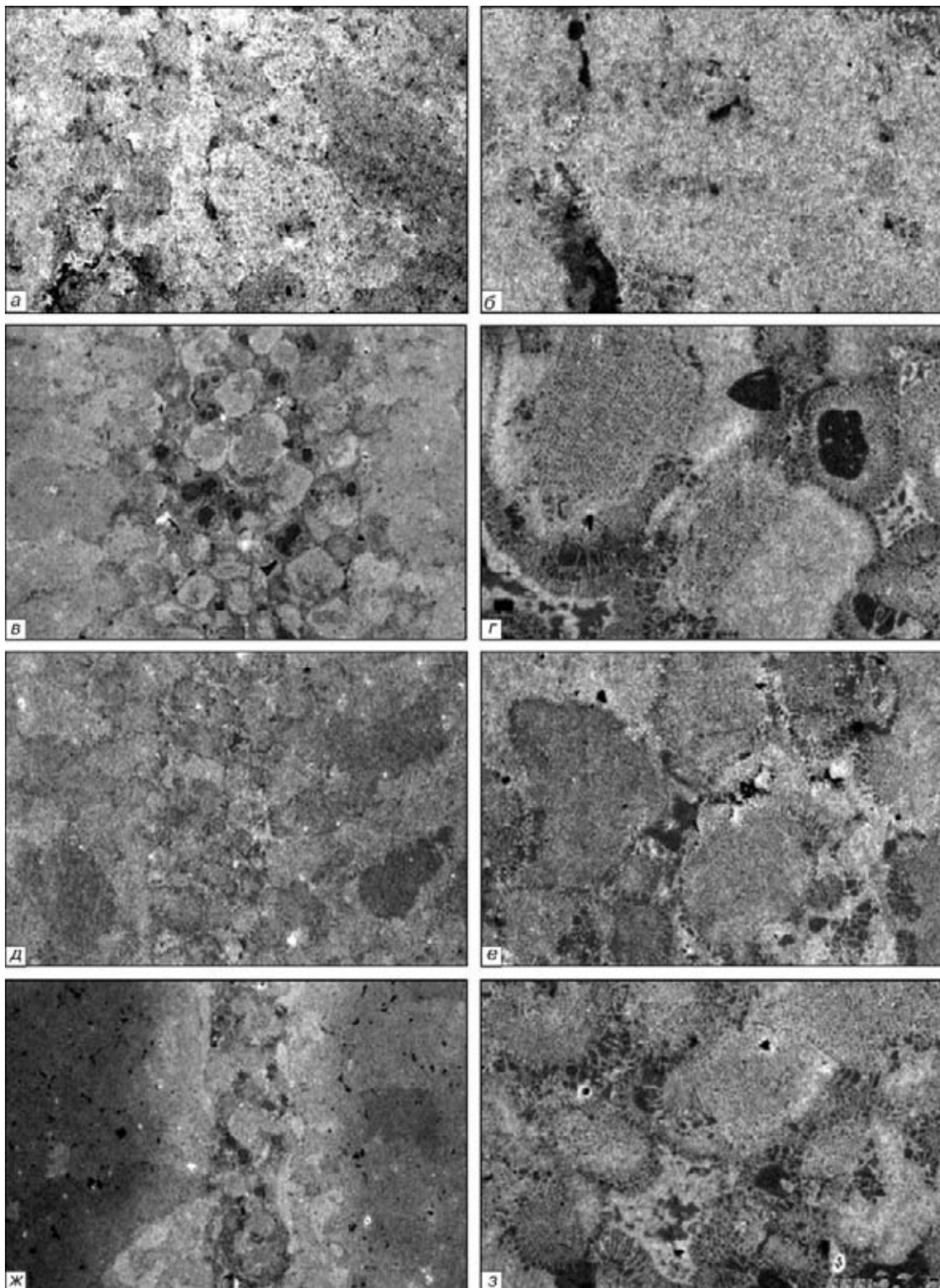


Рис. 9. Микроструктура металла (после химического травления) ПС, сформированных при температуре 1210...1220 °С (20...10 мин) и отожженных по двухступенчатому режиму с применением комплексных припоев типа #1 + НС12 + 60 % Rene-142 с различным количеством кремнийсодержащего припоя: а, б — 10 % НС12; в, г — 15 % НС12; д, е — 20 % НС12; ж, з — 25 % НС12; а, в, д, ж —  $\times 100$ ; б, г, е, з —  $\times 500$

баться, и образуются карбиды другой морфологии. Момент начала распада сложного карбида эвтектического типа показан на рис. 7, в; табл. 2. Новые карбиды  $Me_{23}C_6$  обнаружены по периферии первичного карбида, а дисперсные типа  $MeC$  — в матрице шва.

В базовом композиционном припое #1 + 60 % Rene-142 массовая доля бора в металле шва составляла около 1 %. Вследствие введения НС12, когда количество кремния в комплексном припое достигло 1,2...3 мас. %, содержание бора снизилось от 1 до 0,6...0,375 мас. %, а кремний растворился в ме-

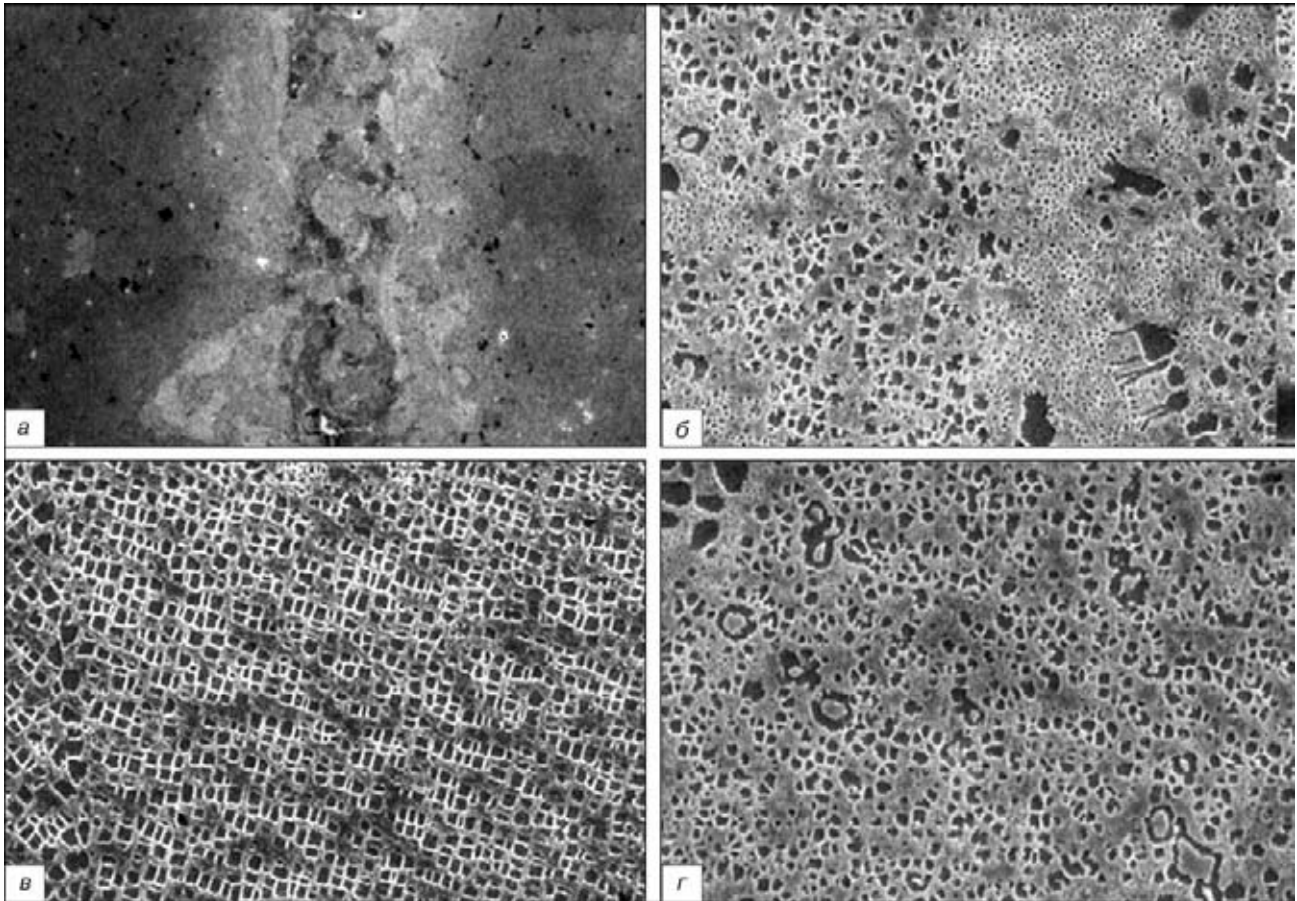


Рис. 10. Микроструктура (X200) металла основных зон паяного соединения, сформированного с применением композиционного припоя #1 + HC12 + Rene-142: *a* — общий вид соединения; *б* — шов; *в* — основной сплав; *г* — диффузионная зона

талле паяного шва. Относительно небольшое содержание депрессантов в использованных системах припоев исключало образование чистых боридов, тем более силицидов, в закристаллизовавшемся металле паяных швов.

Основным фактором, характеризующим благоприятное воздействие кремния на структуру металла шва ПС, является уменьшение проникающей способности активного борсодержащего припоя в термически нестабильную основу. При высокотемпературной пайке без зазора формируемый шов с крем-

нием приобретал более четкие контуры при меньшей ширине из-за ограниченной диффузии бора через границу раздела в основу (табл. 3). Уменьшение ширины шва находилось в пропорциональной зависимости от количества вводимого депрессанта — кремния (рис. 8). Размер зерна закристаллизовавшегося металла уменьшался при увеличении массовой доли порошка HC12.

Кремний изменяет морфологию карбидной фазы и подавляет выделение карбидов эвтектического типа (рис. 8, б-е). Он остается преимущественно в

**Таблица 4. Химический состав металла основных фаз закристаллизовавшегося металла шва, полученного с применением припоя #1 + 10 % HC12 + 60 % Rene-142**

Спектр анализа	Массовая доля компонентов, %													
	C	Al	Si	Ti	V	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	Hf	Ta	W	Re
1	—	5,85	1,33	1,40	0,39	8,07	11,64	64,70	—	1,11	0,84	—	2,93	1,74
2	1,79	4,97	1,06	1,68	—	7,42	11,94	63,96	—	1,00	1,66	1,64	1,76	1,12
3	3,59	0,38	—	3,11	—	2,28	13,35	58,26	—	—	13,93	3,72	0,46	0,91
4	2,76	0,17	—	1,12	1,60	20,46	3,57	5,66	—	26,39	0,60	2,87	27,33	7,45
5	3,72	0,32	7,54	1,76	—	1,11	6,53	40,95	1,92	0,46	27,57	6,36	1,40	0,38
6	4,85	0,15	—	0,91	1,41	17,18	2,81	5,14	—	25,07	0,91	2,84	32,34	6,40
7	3,75	6,3	0,74	4,02	—	2,28	7,62	66,67	0,80	0,35	2,92	4,22	0,32	—
8	4,43	0,28	—	0,83	1,12	17,41	2,92	5,36	—	25,29	1,28	2,32	32,98	5,79
9	4,00	0,42	—	0,92	1,36	38,52	6,66	10,66	0,92	16,72	—	1,04	11,78	6,99



Таблица 5. Химический состав разных фаз в металле шва, полученного с применением припоя #1 + NC12 + 60 % Rene-142 при различных режимах пайки

Режим пайки	Спектр анализа	Массовая доля компонентов, %													
		C	Al	Si	Ti	V	Cr	Co	Ni	Hf	Mo	Nf	Ta	W	Re
1220 °С, 10 мин	1	–	4,53	0,67	2,73	–	7,74	11,62	65,59	0,58	1,56	–	2,57	2,40	–
	2	–	4,70	0,07	2,16	–	8,52	11,45	63,33	–	0,81	–	3,92	5,02	–
	3	–	4,55	1,78	2,93	–	6,68	11,83	68,68	0,63	1,46	0,48	–	0,97	–
	4	5,66	–	–	1,34	1,89	24,63	3,80	4,37	–	30,29	–	1,84	18,88	7,31
	5	6,93	–	–	4,59	1,02	15,48	3,64	11,65	1,43	19,79	0,62	15,50	14,48	4,87
	6	4,32	0,82	–	1,70	1,50	18,91	4,88	21,39	0,76	21,24	–	1,62	18,08	4,77
	7	6,12	2,16	1,27	6,08	–	9,56	10,01	41,43	2,98	1,59	2,35	15,05	1,40	–
1210 °С, 20 мин	1	0,54	5,61	0,73	2,16	–	7,62	11,03	64,66	0,32	2,17	–	1,97	2,77	0,40
	2	1,06	4,76	0,92	1,85	–	9,24	13,7	63,05	0,61	1,62	–	1,26	1,94	–
	3	0,80	6,04	1,09	2,85	–	6,48	10,86	65,40	0,61	1,15	–	2,18	1,50	1,03
	4	10,9	0,47	1,11	15,20	–	1,47	2,19	13,40	4,31	1,76	1,10	45,20	2,94	–
	5	5,82	0,23	–	1,23	1,93	15,86	2,79	5,58	0,47	32,18	0,67	1,44	27,47	4,33
	6	13,73	0,26	2,84	16,99	–	1,81	1,64	9,15	5,31	2,62	1,43	40,32	3,90	–
	7	11,40	0,42	2,19	17,80	–	1,22	1,74	10,60	5,40	2,04	2,36	40,90	3,83	–

матрице шва или входит в состав дисперсных карбидных фаз MeC. Характер выделения карбоборидных фаз показан на рис. 9, 10.

Кремний существенно снижает значения температур ликвидуса и солидуса припоя, а также растворения карбидных фаз [13]. В отсутствие депрессантов температура полного растворения  $\gamma'$ -фазы высоколегированного сплава Rene-142 составляет около 1260... 1270 °С. Однако наличие кремния способствует снижению температуры растворения как первичных карбидов эвтектического типа и карбидов Me<sub>6</sub>C, так и температуры растворения метастабильной пограничной  $\gamma$ - $\gamma'$ -фазы. Поэтому после кристаллизации припоя #1 + 20 % NC12 + 60 % Rene-142 и последующей термообработки (1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч) в структуре металла шва происходили частичные карбидные превращения. Рыхлые ( $\gamma$ - $\gamma'$ )-эвтектики и крупные карбидные фазы не обнаружены.

Наличие в припое гафния (из порошка наполнителя) влияет на структурное состояние металла швов, сформированных с добавками кремния. Даже в небольших количествах гафний воздействует на специфику образующихся карбидов и их термостабильность.

Легирование припоя  $\gamma'$ -образующими элементами (титан, ниобий, гафний) приводит к обогащению междендритных областей с образованием эвтектической  $\gamma'$ -фазы.

При температуре 1100... 1245 °С активно растворяется высокодисперсная упрочняющая  $\gamma'$ -фаза, в результате чего происходит диффузионное перераспределение легирующих компонентов. Это усиливает протекание карбидных превращений в матричном растворе.

Гафний видоизменяет штриховую морфологию карбидов MeC в ограниченную полиэдрическую. Присутствие гафния в сплавах способствует образованию при высоких значениях температуры наряду с карбидами (Nb, Ti)C, Me<sub>6</sub>C других структурных

Таблица 6. Химический состав основных фаз закристаллизовавшегося металла шва, полученного с применением припоя 25 % NC12 + 15 % #1 + 60 % Rene-142

Спектр анализа	Массовая доля компонентов, %														
	C	Al	Si	Ti	V	Cr	Fe	Co	Ni	Nb	Mo	Hf	Ta	W	Re
1	–	4,05	2,29	1,01	–	7,40	–	9,51	67,04	–	1,41	–	1,90	3,17	2,24
2	2,37	2,26	3,73	1,29	–	8,74	0,52	12,20	66,97	–	0,98	–	–	–	0,94
3	2,30	5,30	2,75	1,74	–	3,87	–	7,29	70,45	–	–	–	3,00	3,30	–
4	2,80	2,12	3,41	1,29	–	8,66	0,69	12,18	67,33	–	0,37	–	–	1,14	–
5	4,27	–	–	0,92	0,72	22,22	–	3,78	6,82	0,68	24,53	–	3,42	21,53	11,10
6	3,69	–	–	2,59	–	1,12	–	4,14	37,00	1,69	1,02	18,89	23,97	5,89	–
7	4,27	–	–	2,52	–	1,13	–	4,22	36,74	2,31	0,97	19,22	23,84	4,77	–
8	5,56	–	–	0,84	0,56	8,15	–	7,03	13,55	–	21,29	–	5,45	26,38	11,20
9	4,67	3,17	2,72	0,84	–	7,87	0,41	10,69	65,02	–	0,98	–	–	1,52	2,10



Таблица 7. Химический состав основных фаз закристаллизовавшегося металла диффузионной зоны, полученного с применением припоя #1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142

Спектр анализа	Массовая доля компонентов, %												
	C	Al	Si	Ti	V	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	Ta	W	Re
1	–	4,48	1,15	1,28	0,47	7,90	11,75	65,45	–	1,89	1,97	2,52	1,13
2	–	4,44	1,13	1,59	–	8,33	11,72	66,58	–	1,49	1,32	3,40	–
3	–	3,99	2,63	1,30	–	7,72	11,08	68,24	–	1,40	–	2,00	1,63
4	13,19	1,14	–	12,83	0,56	3,25	3,53	22,93	3,91	3,67	29,7	5,31	–
5	12,11	1,75	0,77	11,17	0,56	2,65	4,05	31,97	3,53	1,46	27,75	2,23	–
6	10,55	1,97	0,73	5,30	0,54	7,99	5,09	31,97	1,80	7,05	17,78	7,24	1,97
7	13,86	0,78	0,90	17,42	–	1,46	1,89	16,18	6,35	2,22	34,93	4,01	–

составляющих, представляющих собой сложные эвтектики в межосных областях, обогащенных гафнием. Основу эвтектик составляет интерметаллид  $Ni_nHf_m$  (50 % Ni–28 % Hf, –0,6 % Al–6,6 % Co, –3,8 % W–5,8 % Nb–0,5 % Ti). Указанные эвтектики растворяются при высокой температуре, характерной для вакуумной изотермической пайки никелевых ЖС.

При изотермической выдержке выше 1100 °C в системах с гафнием протекают процессы растворения неравновесных карбидов типа  $MeC-(Ti, Nb)C$  (прежде всего штриховой морфологии) с одновременным образованием карбидов типа  $Me_6C-(Ni_3W_3)C$  и структурно стабильных карбидов  $MeC-(Nb, Hf, Ti)C$ . Вследствие низкой растворимости вольфрама в  $\gamma'$ -фазе при распаде ( $\gamma-\gamma'$ )-эвтектик в условиях высокой температуры вольфрам обогащает области, прилегающие к эвтектической фазе, способствует образованию карбидов  $Me_6C$ , непосредственно примыкающих к эвтектическим колониям, в объеме дендрита. В результате двухступенчатой термообработки карбиды  $Me_6C$  растворяются и выделяются из пересыщенного раствора в виде дисперсных глобулярных частиц.

Совместное влияние кремния, гафния, никеля определяет микроструктуру металла сформированных швов. Введение 17 % никеля (с порошком HC12) способствует уменьшению относительной концентрации легирующих элементов и количества углерода в металле шва, кремния — снижению температуры солидуса, гафния — вытеснению из межфазных границ хрома и вольфрама. Поэтому в швах с добавкой HC12 присутствовала незначительная объемная доля карбидных фаз, представляющих собой преимущественно двойные  $Me_6C$  и дисперсные  $MeC$  карбиды. Количество карбидных фаз снижалось с увеличением доли вводимого порошка HC12.

После двухступенчатой термообработки ПС при введении в базовый припой #1 + 60 % Rene-142 10 мас. % порошка HC12 содержание кремния в матричном растворе достигало 0,66... 1,33 мас. %. В структуре металла шва присутствовали карбидные фазы с размером зерна 10... 20 мкм. Крупные частицы соответствовали типу  $Me_6C$  (на основе вольфрама, хрома, молибдена, рения). Микротвер-

дость данных фаз изменялась в пределах 14400... 21000 МПа (с увеличением количества вольфрама). В матрице обнаружены единичные выделения серого цвета с микротвердостью 6600... 6800 МПа, подобные интерметаллидным включениям типа  $Ni_nHf_m$ .

Таким образом, небольшие добавки кремния в качестве депрессанта в борсодержащую систему способствовали уменьшению общего количества карбидных фаз, подавлению образования кабокарбидных эвтектик, при этом сохранялись относительно крупные частицы  $Me_6C$  (рис. 10; табл. 4).

Матричный раствор металла шва и зона взаимной диффузии имели микротвердость соответственно 4010 и 4030 МПа при микротвердости основы 4100 МПа. Этот факт свидетельствует о слабом дисперсионном упрочнении, т. е. о еще незначительных процессах карбидного распада в металле паяного шва при термической обработке.

Образовавшиеся фазы имели дискретный характер; выявлялись они в виде мелких игл ( $Me_6C$ ) или дискретных включений  $MeC$  на основе тантала, гафния, титана (рис. 10; табл. 5).

Растворение и выделение новых фаз способствует возникновению напряжений в матрице и ее пластической деформации (фазовому наклепу). Поэтому микротвердость матрицы ПС, сформированного при 1220 °C (10 мин) с применением припоя #1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142 и затем отожженного, возросла до 4510... 4615 МПа. Микротвердость отдельных скоагулированных фаз типа  $Me_6C$  (на основе молибдена, вольфрама, хрома) достигала 28800 МПа (рис. 10, в; табл. 5).

Увеличение длительности изотермической пайки от 10 до 20 мин при температуре 1210 °C создавало условия для более полного растворения пограничных фаз и протекания карбидных превращений в матрице припоя с 20 % HC12. После термообработки закристаллизовавшийся металл шва представлял собой гомогенный раствор с редкими выделениями двойных карбидов  $Me_6C$  и дисперсными полиэдрическими карбидными частицами  $MeC$  (микротвердостью 26600 МПа). Частицы  $MeC$  на основе тантала (до 40 %) с гафнием, титаном, ниобием являются продуктом распада первичных

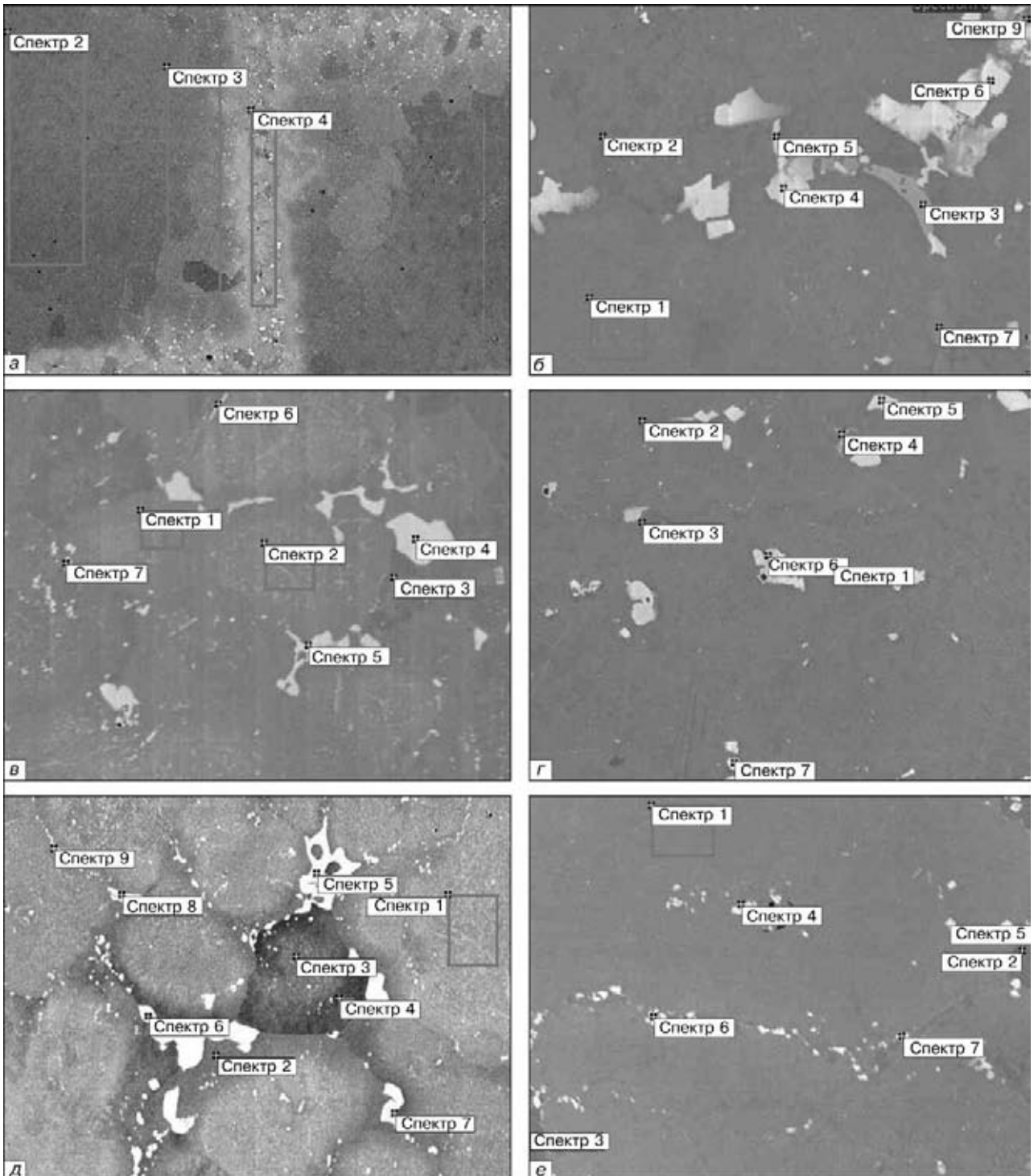


Рис. 11. Области рентгеноспектрального микроанализа полученных зон паяных соединений: *а* – ВЖЛ12У/ #1 + 20 % НС12 + 60 % Rene-142 (табл. 3,  $\times 25$ ); *б* – металл швов, полученных с применением припоев #1 + 10 % НС12 + 60 % Rene-142 (табл. 4,  $\times 400$ ); *в* – #1 + 20 % НС12 + 60 % Rene-142 при 1220 °С (10 мин) (табл. 5,  $\times 400$ ); *г* – #1 + 20 % НС12 + 60 % Rene-142 при 1210 °С (20 мин) (табл. 5,  $\times 400$ ); *д* – #1 + 25 % НС12 + 60 % Rene-142 (табл. 6); *е* – металл диффузионной зоны (табл. 7,  $\times 400$ )

штриховых карбидных фаз и высокотемпературных междендритных эвтектик, структурно стабильными при дальнейшей эксплуатации при высокой температуре (рис. 10, *з*; табл. 5).

При большей продолжительности пайки процесс карбидообразования протекал полнее, микротвердость матричного раствора составила 4400 МПа. В условиях пайки 1210 °С, 20 мин, образцы паяных соединений с 20 % НС12 показали при 20 °С доб-

ротность 102...112 % и относительное удлинение 6,25...7,2 %.

Увеличение массовой доли порошка НС12 в комплексном припое до 25 % дало хорошие результаты по прочности ПС ( $D = 97$  %), однако пластичность при этом снизилась до 1,70...3,75 %.

Содержание кремния в матрице достигало 2,3, а вблизи границ зерен возрастало до 3,4 мас. %. Судя по структуре металла сформированного шва,

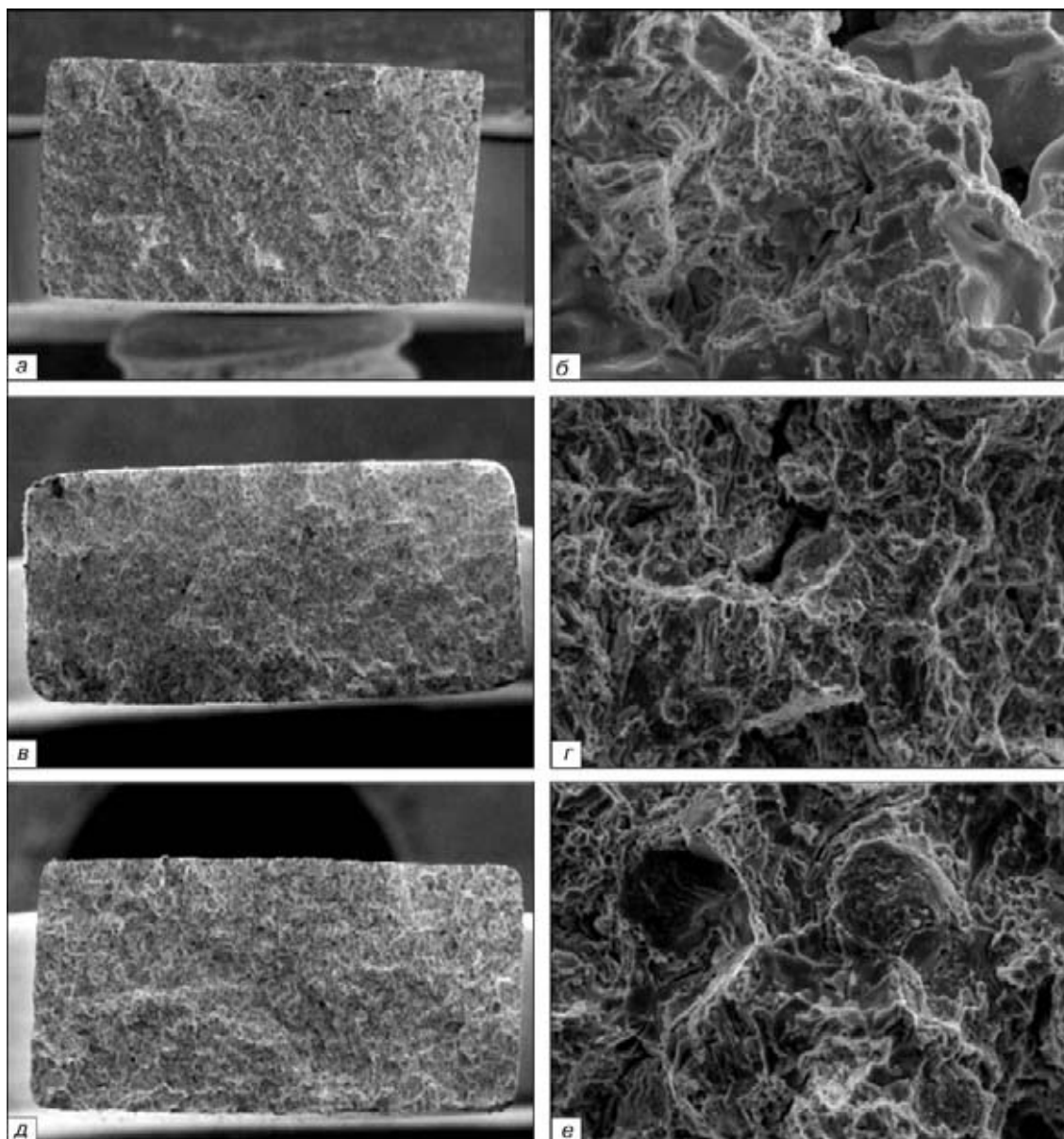


Рис. 12. Картина разрушения образцов паяных соединений, полученных с использованием комплексного припоя типа #1 + NC12 + Rene-142 при одноосном растяжении с различным содержанием кремнийсодержащего припоя: *а, б* — без NC12 ( $D = 40\%$ ); *в, г* — с  $15\%$  NC12 ( $D = 96\%$ ); *д, е* — с  $25\%$  NC12 ( $D = 97\%$ ): *а, в, д* —  $\times 23$ ; *б, г, е* —  $\times 500$

в пограничных областях сохранились редкие скоагулированные частицы  $Me_6C$  и выделения интерметаллидных фаз типа  $Ni_nHf_m$ , содержащие тантал, гафний, никель, титан (табл. 6; рис. 10, *д*). Наличие пограничной  $\gamma$ -эвтектической фазы, окантовывающей карбиды и интерметаллиды, свидетельствовало о начале процесса растворения упрочняющих фаз, крупных карбидов и выделения более дисперсных карбидов. Продолжительность изотермической выдержки при пайке была недостаточной для полного растворения исходных карбидов и выделения полностью диспергированных фаз (рис. 10, *д*; табл. 6).

При введении в припой #1 +  $60\%$  Rene-142 порошка NC12 изменялась и структура диффузионной зоны, обрамляющей шов. Кремнийсодержащие швы имели слаборазвитые диффузионные зоны из-за меньшего количества активного депрессанта (бора). Кремний ограничено диффундировал в нике-

левый сплав, концентрируясь в металле шва. Протекание карбидных превращений в металле шва как при пайке, так и в процессе термической обработки способствует растворению пограничных эвтектик, содержащих  $\gamma$ -стабилизирующие компоненты (тантал, гафний). Последние, диффундируя на межфазную границу основа/припой и связываясь с углеродом основы ( $0,12... 0,2\%$ ), образуют дисперсные карбидные фазы  $MeC$ . При этом в их состав также входят ниобий и титан из основы. Данные карбидные фазы стабильны при высокой температуре и создают своего рода барьер для дальнейшей диффузии активных компонентов расплава (бора, кремния) в основу (рис. 10, *е*; табл. 7).

Двухступенчатая термическая обработка ПС — отжиг при  $1160\text{ }^\circ\text{C}$  (2 ч) и  $1050\text{ }^\circ\text{C}$  (2 ч) — способствовала выравниванию структуры в различных зонах соединений (рис. 11). После высокотемпера-

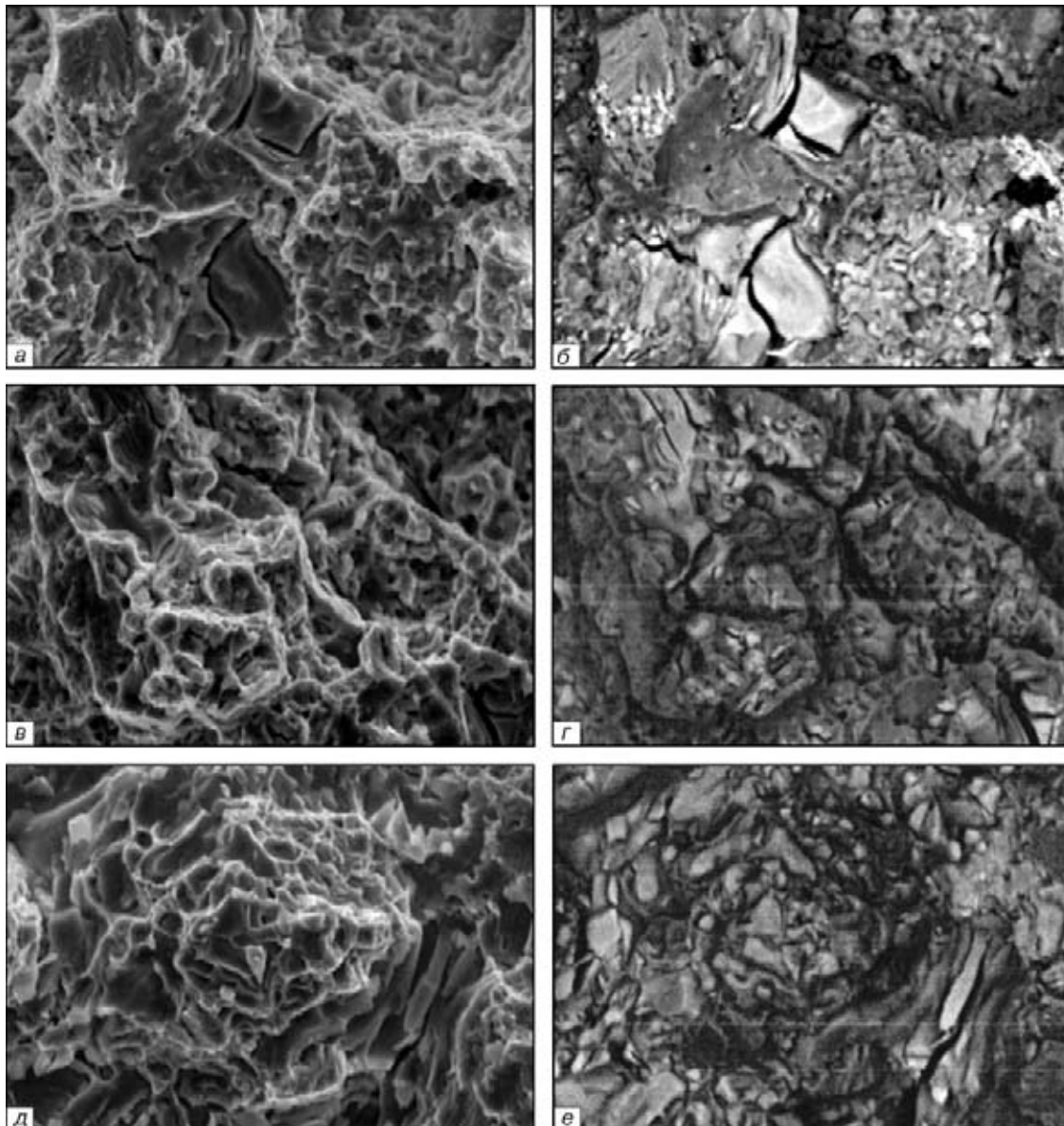


Рис. 13. Влияние кремния на характер выделений карбидных фаз в изломах образцов после испытаний на одноосное растяжение: *a, б* — металл шва (припой #1 + 60 % Rene-142); *в, г* — металл шва (припой #1 + Ni-12 % Si + 60 % Rene-142); *д, е* — диффузионная зона (припой #1 + Ni-12 % Si + 60 % Rene-142);  $\times 10000$

турной гомогенизации в матрице паяемого сплава выделялась упрочняющая  $\gamma$ -фаза с объемной долей до 50 %. После отжига при 1050 °C (2 ч) размер частиц  $\gamma$ -фазы составлял 0,4...0,7 мкм. В диффузионной зоне, помимо основной упрочняющей фазы, обнаружено выделение карбидных частиц MeC размером не более 2...3 мкм.

В структуре металла шва наряду с первичными частицами  $\gamma$ -фазы размером 0,4...0,5 мкм в приграничных областях дендритов, как следствие протекания диффузионных процессов, зафиксировано выделение дисперсных частиц  $\gamma$ -фазы размером 0,05...0,08 мкм.

**Особенности разрушения.** Фрактограмма излома позволяет оценивать наиболее слабое место в образце при растяжении и разрушении. Паяные соединения сплава ВЖЛ12У, полученные с применением добавок припоя Ni-12 % Si, разрушались, как правило,

по линии сплавления с основным металлом. Разрушение соединений в случае, когда относительное удлинение образцов при растяжении превышало 3,7 % (достигало 7,2 %), происходило комбинировано с захватом участков закристаллизовавшегося металла шва и зоны, прилегающей к основному металлу.

На рис. 12 представлена картина окончательного разрушения образцов ПС с использованием композиционного припоя #1 + 60 % Rene-142 (*a, б*) и комплексных припоев с различным количеством добавленного порошка Ni-12 % Si (*в-е*). В первом случае в изломе образца зафиксированы редкие непропаи и усадочная пористость, преобладал транскристаллитный характер разрушения. В результате введения в припой порошка Ni-12 % Si изломы разрушенных образцов имели мелкозернистую матовую поверхность, соответствовавшую структуре вязкого отрыва.



При испытании на растяжение в плоских образцах ПС возникало жесткое трехосное напряженное состояние, разрушение протекало в условиях плоской деформации. В соединениях, полученных с борсодержащим припоем, разрушение происходило вдоль наиболее слабого места образца — по металлу паяного шва, в котором присутствовали точечные металлургические дефекты (микроразрывы).

Характерной особенностью изломов образцов, изготовленных с применением припоев, содержащих одновременно бор и кремний, было изменение морфологии и размера карбидных фаз. В случае традиционной системы #1 + Rene-142 пограничные карбиды имели в поперечнике более 10 мкм, а объемная доля дисперсных карбидных фаз в объеме дендрита составляла 25...30 %. Кремний повышал дисперсность карбоборидных фаз и однородность их распределения. Уменьшение количества грубых карбоборидных частиц в междендритных областях обеспечивало дисперсионное упрочнение матрицы и более высокий уровень кратковременной прочности паяного соединения при растяжении (рис. 13, з, е).

При съемке в обратно отраженных электронах — ВЕИ (рис. 13) дискретные карбидные фазы равномерно выявлялись в объеме зерна. При этом их количество оказалось значительно большим в зоне взаимной диффузии между основной и паяным швом, т. е. в зоне с дискретными выделениями  $Me_6C$  по границам зерен. Большое количество углерода в сплаве (0,12...0,2 %) и наличие сильных карбидообразующих типа тантала в металле привело к образованию в зоне сплавления дисперсных карбидных составляющих типа  $(Ta, Nb, Ti)C$ , которые в присутствии гафния в припое были вторичными после распада сложных карбидов, сохраняя стабильность при последующей эксплуатации.

При рассмотрении поверхности изломов зафиксирована декогезия карбидных частиц  $Me_6C$  и  $Me_3C$ , а также матрицы, способствовавшая образованию несплошностей в металле шва. Материал комплексного припоя с кремнием разрушался из-за образования внутренних шеек вследствие протекания в матрице шва сдвиговой деформации.

Поскольку расстояние между карбидными частицами в матрице незначительно, разрушение паяных соединений было макроскопически хрупким, хотя металл шва разрушался вязко в микроскопическом масштабе. Окончательно вид поверхности излома определялся пластичностью металла шва, дисперсностью и объемной долей упрочняющих фаз. (В случае припоя с 20 %  $HC12$  микротвердость металла шва составляла 4100...4300 МПа).

На рис. 14 показано продольное сечение образца паяного соединения, полученного с применением припоя #1 + 20 %  $HC12$  + 60 % Rene-142. Разрушение образца имело комбинированный характер и проходило как по линии сплавления, так и по металлу шва. Под действием нагрузки карбидные фа-

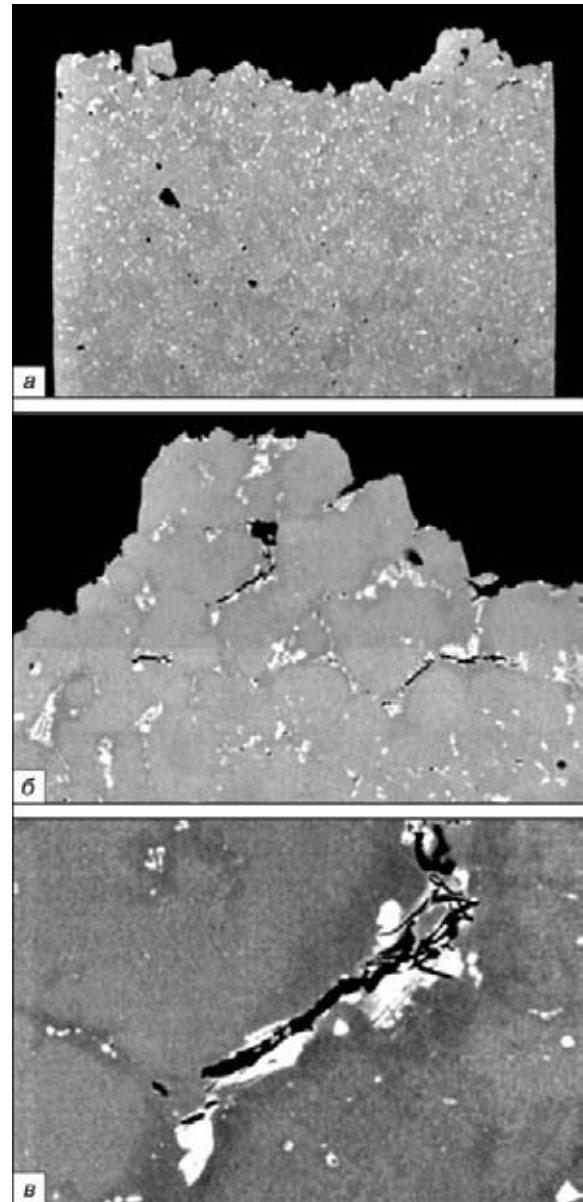


Рис. 14. Межзеренное разрушение металла паяного соединения ВЖЛ12У / #1 + 20 %  $HC12$  / ВЖЛ12У в области линии сплавления при растяжении: а — продольное сечение образца,  $\times 23$ ; б, в — образование трещин в пограничных карбидных фазах под действием приложенной нагрузки,  $\times 100$ ;  $\times 500$

зы, находившиеся в металле шва или диффузионной зоны, растрескивались. Однако дискретность их расположения по границам зерен влияла на характер возникавших в шве по хрупким фазам трещин — не сплошной, а в виде надрывов.

Благодаря комплексному легированию металла шва и высокой офлюсовывающей способности расплава припоя, содержащего кремний, достигнута значительная прочность паяных соединений, исключавшая полностью хрупкое разрушение по шву или по линии сплавления.

## Выводы

1. Рассмотрено положительное действие введения кремния в состав борсодержащего припоя системы





Ni-Co-Cr-Al-2,5 % В, используемого при ремонте никелевых сплавов изотермической пайкой в вакууме.

2. Установлено, что паяные соединения сплава ВЖЛ12У, полученные путем использования комплексного припоя с присадкой 15... 20 мас. % Ni<sub>3</sub>Al, показали высокую стабильность прочностных характеристик при испытаниях на растяжение. Добротность  $\sigma_B^{п.с} / \sigma_B^{о.м}$  механических свойств при 20 °С составила 72... 95%.

3. Показано, что 2,0... 2,5 мас.% кремния изменяет морфологию карбидной фазы, переводя ее из штриховой формы в глобулярную, равномерно распределенную в матрице паяного шва и по границам зерен. Кремний ограничивает диффузию бора из металла шва в прилегающие к шву объемы паяемого сплава, вследствие чего сужается ширина диффузионной зоны в паяных соединениях.

4. Определено, что дисперсная карбидная фаза обеспечивает эффективное упрочнение паяного шва и возможность протекания пластической деформации через линию сплавления в области металл шва-базовый сплав. Относительное удлинение паяных соединений сплава ВЖЛ12У, полученных с кремнийсодержащим припоем, после окончательной термообработки достигало 5... 7 %, в то время как при пайке припоями без кремния удлинение не превышало 2,3 %.

5. Добротность паяных соединений сплава ВЖЛ12У, полученных с использованием указанного припоя при 900 °С составила 72... 87 %. Разрушение ПС происходило по шву.

1. *Кратковременная* прочность паяных соединений никелевого сплава ВЖЛ12У при комнатной и высокой температуре / В. В. Куренкова, И. С. Малашенко, В. В. Трохимченко

и др. // Современ. электрометаллургия. — 2006. — № 3. — С. 30–40.

2. *Прочность* и металловедение паяных соединений литейного никелевого сплава ЧС70 ВИ / Малашенко И. С., Куренкова В. В., Белявин А. Ф. и др. // Там же. — 2006. — № 1. — С. 23–35.

3. *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.

4. *Ohsasa K., Shinmura 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.

5. *Квасницкий В. Ф.* Сварка и пайка жаропрочных сплавов в судостроении. — Л.: Судостроение, 1986. — 220 с.

6. *Miner R. V.* Effect of C and Hf concentration on phase relations and microstructure of a wrought powder-metallurgy superalloy // *Metals Transl. A.* — 1977. — 8, № 2. — P. 259–263.

7. *Tung S.K., Lim L.C., Lai M.O.* Solidification phenomena in nickel base brazes containing boron and silicon // *Scripta materialia.* — 1996. — 34, № 5. — P. 763–769.

8. Joining of Hastelloy X to Inconel 718 using an infrared process / C. A. Blue, R. A. Blue, R. Y. Lin et al. // *J. mater. proc. technol.* — 2001. — 113, № 1–3. — P. 215–221.

9. *Никелевый* литейный сплав для сопловых лопаток ГТД / С. Т. Кишкин, В. А. Панкратов, А. И. Луковкин и др. // *Авиац. пром-сть.* — 1981. — № 12. — С. 37–38.

10. *Панкратов В. А., Шалыгина В. И.* Влияние кратковременных нагревов на структуру и свойства сплава ВЖЛ12У // Там же. — 1979. — № 6. — С. 59.

11. *Влияние* технологических факторов на структуру и свойства сплава ВЖЛ12У / С. С. Шпиндлер, М. И. Лонда, Я. П. Портной, К. Н. Калашникова // Там же. — 1978. — № 3. — С. 62–64.

12. *Induction* brazing of Inconel 718 to Inconel X-750 using Ni-Cr-Si-B amorphous foil / X. Wu, R. S. Chandel, H. Li et al // *J. Materials Proc. Technol.* — 2000. — 104, № 1–2. — P. 34–43.

13. *Жаропрочность* литейных никелевых сплавов и защита их от окисления / Под ред. Б. Е. Патона. — Киев: Наук. думка, 1987. — 256 с.

ИЦ «Пратт и Уитни Патон», Киев

Поступила 27.06.2006

## ИНСТИТУТ ЭЛЕКТРОСВАРКИ им. Е. О. ПАТОНА НАН УКРАИНЫ

Объявляет ежегодный набор по следующим специальностям:

### ДОКТОРАНТУРА

- сварка и родственные технологии;
- автоматизация технологических процессов;
- металловедение и термическая обработка металлов;
- металлургия высокочистых металлов и специальных сплавов;

### АСПИРАНТУРА

- сварка и родственные технологии;
- автоматизация технологических процессов;
- металловедение и термическая обработка металлов;
- металлургия высокочистых металлов и специальных сплавов.

Прием документов проводится в сентябре.

Контактный телефон: 289-84-11.

Подробная информация на сайте института (раздел аспирантура): [www.paton.kiev.ua](http://www.paton.kiev.ua)

Документы направлять по адресу:

03680, Украина, Киев-150, ГСП, ул. Боженко, 11,

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, ученому секретарю