



УДК 621.791.3: 669: 620.17

## МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРА ПАЯНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЛИТЕЙНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЖС26ВИ. Часть 2\*

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

Рассмотрена взаимосвязь физико-механических свойств металла шва с микроструктурой паяных соединений литейного никелевого сплава ЖС26ВИ, полученных с использованием комплексных припоев, содержащих в качестве депрессантов бор и кремний. Последний добавляли в виде порошка промышленного припоя НС12 (Ni-12 мас. % Si). Наилучшие результаты получены в случае введения в комплексный припой 20 мас. % НС12. В этом случае паяные соединения характеризуются прочностью на уровне 670...760 МПа, а их относительное удлинение достигает 13 % при комнатной температуре.

The interrelation between the physical-mechanical properties of weld metal and microstructure of brazed joints of cast nickel alloy ZhS26VI, produced using complex brazing alloys, containing boron and silicon as depressants, is considered. Silicon was added in the form of powder of industrial brazing alloy NS12 (NiDD12 wt.% Si). The best results were obtained in case of adding of 20 wt.% Si. In this case the brazed joints are characterized by the strength at the level of 670...760 MPa, and their elongation reaches 13 % at room temperature.

**Ключевые слова:** пайка в вакууме; литейный сплав ЖС26ВИ; комплексный кремний- и борсодержащий припой; паяное соединение; прочность; удлинение; структура; разрушение

Литейные жаропрочные сплавы, применяемые в промышленных турбинах и ГТД подвергают довольно сложной термической обработке с целью повышения однородности структуры, упрочнения и улучшения пластичности металла. Для лопаток применяют трех- или четырехступенчатую термическую обработку как для гомогенизации литой структуры, так и для улучшения технологических характеристик.

В случае ремонтной пайки деталей из литейных никелевых жаропрочных сплавов (ЖС) те же приемы обработки переносятся на восстанавливаемые паяные изделия и включают в себя высокотемпературный отжиг для выравнивания химических градиентов, обеспечения полного диффузионного взаимодействия между затвердевшим расплавом припоя и стенками паяемого изделия, а также дости-

жения нужных механических характеристик металла шва и паяемого соединения (ПС) в процессе эксплуатации [13]. Эти проблемы находятся в тесной взаимосвязи с особенностями микроструктуры ПС.

**Металлография.** Оптимизированные условия пайки сплава ЖС26ВИ (1220 °С, 15...20 мин) обеспечили формирование паяных швов удовлетворительного качества. Сплав отличается высокой термостабильностью и, следовательно, ограниченной диффузией компонентов. Поэтому все паяные швы на образцах имели четко очерченный вид с незначительно развитыми зонами взаимной диффузии (рис. 6). Большинство ПС, полученных припоем #1 + 60 % Rene-142 с добавками различных наполнителей и припоя НС12, имели плотную структуру с минимальным количеством дефектов. Ширина швов, выполненных способом контактной пайки, составляла 150...200 мкм.

На первом этапе основная задача работы заключалась в выборе оптимального состава комплексно-

\* Часть 1 см. в № 1, 2007 г.

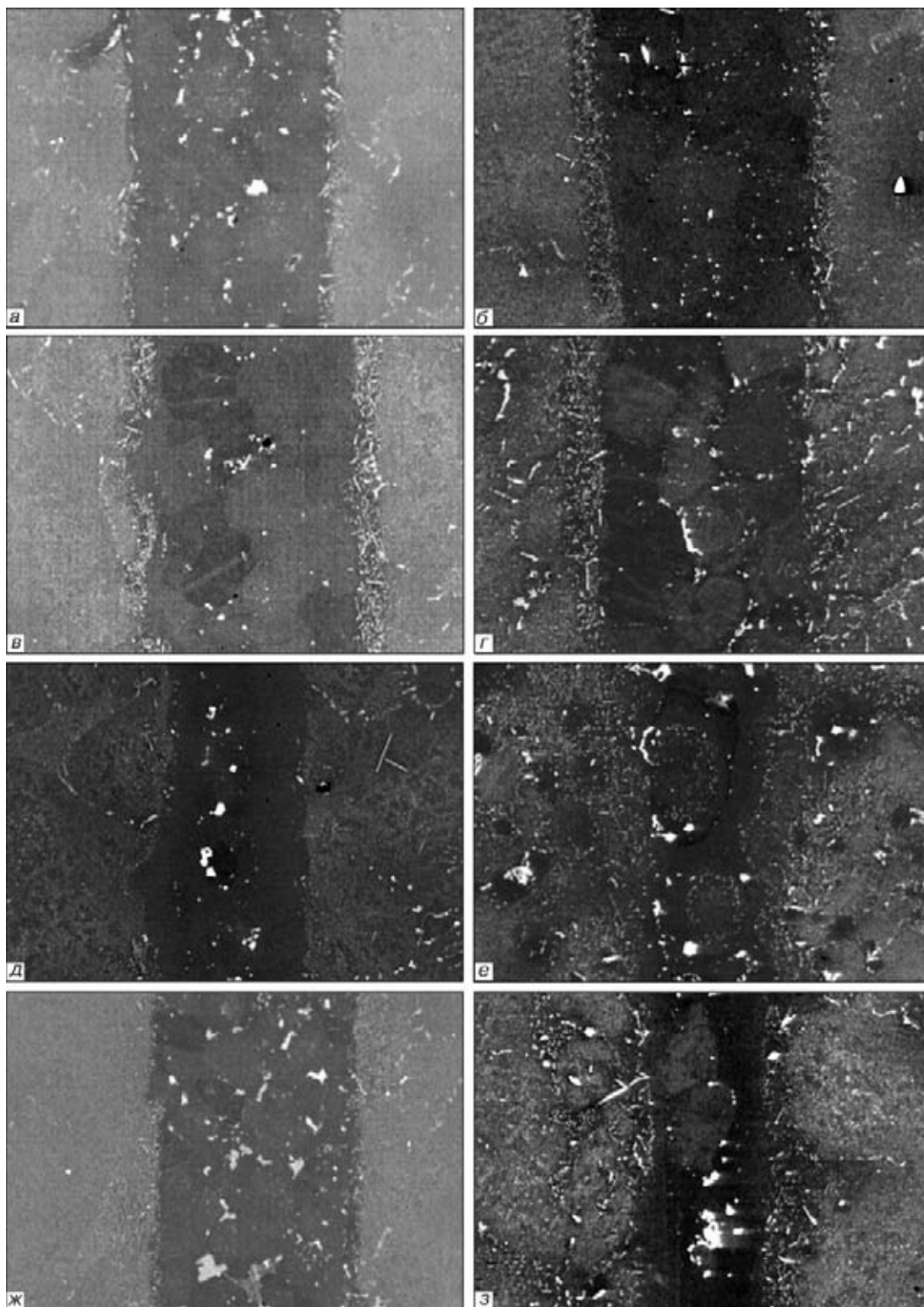


Рис. 6. Микроструктура ( $\times 200$ ) паяных швов, сформированных на сплаве ЖС26ВИ при  $1220^\circ\text{C}$ , 15 мин с применением разных вариантов композиционных припоев: *а* – 25 % # + 15 % НС12 + 60 % Rene-142; *б-г* – 20 % #1 + 20 % НС12 + 60 % Rene-142; *д, е, з* – 40 % #1 + 60 % Rene-142; *ж* – 40 % #1 + 30 % Rene-142 + 30 % ЖС6У,  $\times 270$

го припоя. При этом варьировали как массовую долю кремнийсодержащей составляющей припоя НС12 15...20 % (рис. 6 *а, в*), так и соотношение компонентов в наполнителе, применяя при этом либо полностью порошок сплава Rene-142, либо замещающая часть его порошком сплава ЖС6У (рис. 6, *ж*). Выбор оптимального варианта комплексного при-

поя производили по результатам механических испытаний образцов ПС.

Результаты микроструктурных исследований позволили обосновать рациональную систему припоя. Основным критерием оценки качества шва служила степень его гомогенности при наличии минимального количества грубых карбидных фаз и лег-

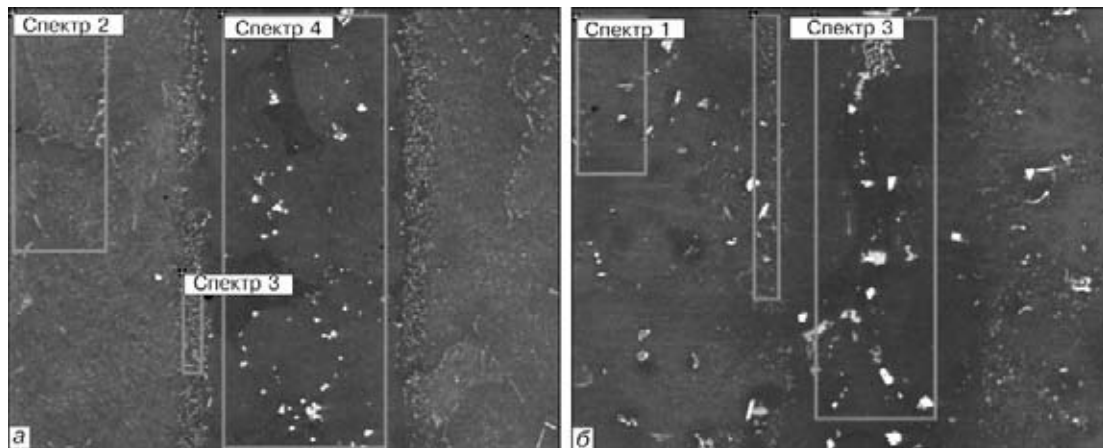


Рис. 7. Участки рентгеноспектрального микроанализа ПС, сформированных при 1220 °С, 15 мин и отожженных при 1160 °С, 2 ч + 900 °С, 3 ч с применением двух систем припоев (табл. 3): а — #1 + 20 % НС12 + 60 % Rene-142,  $\times 180$ ; б — #1 + 60 % Rene-142,  $\times 220$

коплавких эвтектик. Выбранные варианты припоев #1 + Rene-142 и #1 + 20 % НС12 + Rene-142 обеспечили высокий уровень механических свойств и соответствующую структуру ПС.

Термическая стабильность сплава при температуре пайки 1220 °С обуславливает ограниченное взаимодействие расплава припоя и паяемой основы. Только благодаря двухстадийной термообработке обнаружено минимальное перераспределение легирующих компонентов, в основном вольфрама, рения, ванадия и углерода, на межфазной границе (рис. 7, табл. 3).

На втором этапе корректировали режимы термообработки ПС для их соответствия режимам термообработки базового сплава.

Выравнивание микроструктуры ПС возможно лишь при довольно высокой температуре отжига (1160 °С), «вступающей в противоречие» со структурой металла шва и линии сплавления, поскольку при отжиге происходит коагуляция частиц упрочняющей  $\gamma'$ -фазы (диаметр частиц достигает 2,0... 2,5 мкм), а временное сопротивление ПС су-

Таблица 3. Содержание компонентов в ПС ЖС26/#1 + 60 % Rene-142/ЖС26 с 20 % НС12 и без него после отжига 1160 °С, 2 ч + 900 °С, 3 ч (рис. 7)

Исследуемые зоны ПС	№ спектра анализа	Массовая доля компонентов, %														
		Ni	Al	Co	Ti	Cr	W	Mo	Nb	C	V	Ta	B	Re	Hf	
<b>ЖС26/#1 + 20 % НС12 + 60 % Rene-142/ЖС26</b>																
ЖС 26	Состав сплава (штатный)	Осно-ва	5,5... ...6,2	8,0... ...10,0	0,8... ...1,2	4,3... ...5,6	10,9... ...12,5	0,8... ...1,4	1,4... ...1,8	0,13... ...0,18	0,8... ...1,2	-	-	-	-	
Металл основы	2	60,65	5,16	9,1	1,44	5,04	14,16	0,88	2,48	-	1,09	-	-	-	-	
Металл сепя	3	63,64	5,31	8,93	0,47	5,48	15,42	-	-	-	0,74	-	-	-	-	
#1 + Rene-142 + НС12	Состав припоя (штатный)	Осно-ва	3,2... ...3,8 5,9... ...6,3	8,8... ...9,5 11,5... ...12,0	- ...0,02	13,0... ...14,0 6,6... ...7,0	- ...4,7... 4,7... ...5,1 ...5,1	- ...0,1 0,10... ...0,14	- ...0,10... - ...0,14	- ...6,5 - ...0,14	- ...2,5 - ...0,14	- ...6,5 - ...0,14	- ...2,5 - ...0,14	- ...2,3 4,5 - ...4,5	- ...1,5 - ...1,5	- ...1,5 - ...1,5
Металл шва	4	68,24	4,31	8,82	-	6,74	3,91	0,88	2,93	-	-	2,9	2,78%Si	0,82	0,56	
<b>ЖС26/#1 + 60 % Rene-142/ЖС26</b>																
Металл основы	1	63,54	5,56	9,05	0,91	5,06	13,47	0,59	0,90	-	0,93	-	-	-	-	
Металл сепя	2	62,92	5,44	9,81	0,41	6,47	12,09	1,03	0,62	-	0,43	-	-	0,79	-	
#1 + Rene-142+	Состав припоя (штатный)	Осно-ва	3,2... ...3,8 5,9... ...6,3	8,8... ...9,5 11,5... ...12,0	- ...0,02	13,0... ...14,0 6,6... ...7,0	- ...4,7... 4,7... ...5,1 ...5,1	- ...0,10 0,10... ...0,14	- ...0,10... - ...0,14	- ...6,5 - ...0,14	- ...2,5 - ...0,14	- ...6,5 - ...0,14	- ...2,5 - ...0,14	- ...2,3 4,5 - ...4,5	- ...1,5 - ...1,5	- ...1,5 - ...1,5
Металл шва	3	62,63	5,43	10,1	0,34	9,25	5,83	1,0	0,68	-	-	3,5	-	1,23	-	

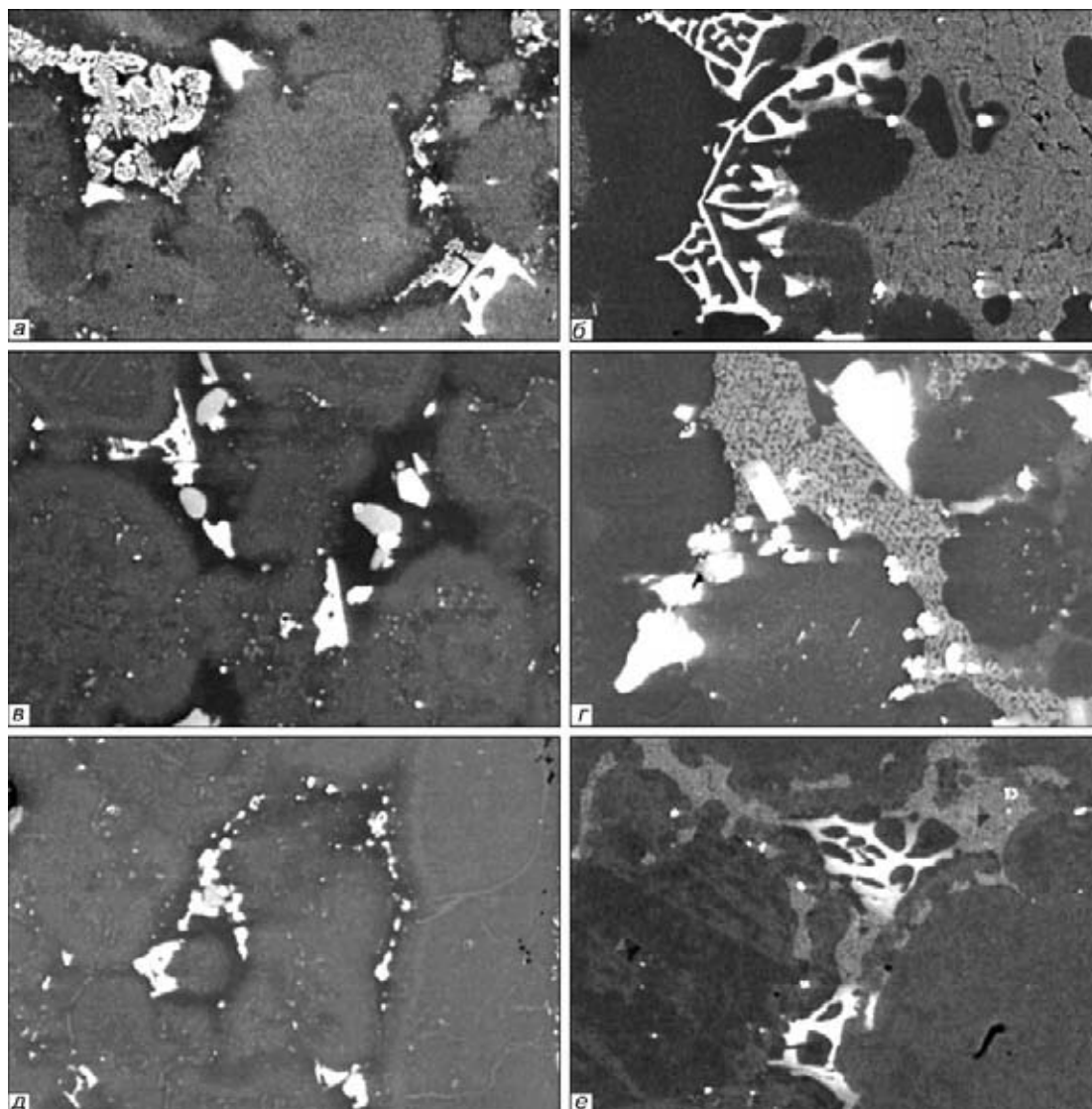


Рис. 8. Картина структурных изменений в закристаллизовавшемся металле швов, сформированных с применением припоев #1 + 60 % Rene-142 с добавкой кремния (а, в, д) и без него (б, з, е) на разных этапах термообработки после пайки: а, б — после пайки 1220 °С, 20 мин; в, з — после отжига 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч; д, е — после отжига 1160 °С, 2 ч + 900 °С, 3 ч, X500

щественно снижается при температуре испытаний 900... 1000 °С.

Поэтому после гомогенизации, позволяющей вызывать встречную диффузию компонентов из припоя в основу и наоборот, необходимо вводить технологическую операцию старения для выделения вторичной упрочняющей  $\gamma'$ -фазы. Рассматривали два варианта старения (1050 °С, 2 ч и 900 °С, 3 ч) для обоих припоев — #1+60 % Rene-142 и #1 + 20 % NiC12 + 60 % Rene-142 (рис. 6, б, з, е, з). Температура старения влияла на структуру закристаллизовавшегося металла шва и на развитие диффузионной зоны ПС.

Полная картина структурных изменений в результате поэтапной термической обработки после пайки представлена на рис. 8, 9 и в табл. 4.

В состоянии после пайки при максимально возможной скорости охлаждения 15... 17 °С/мин металл припоя представляет собой многофазную систему (рис. 8, 9). Входящие в состав припоев депрессанты в виде бора и кремния снижают темпера-

туру плавления расплава, а также температуру полного растворения упрочняющей  $\gamma'$ -фазы, приводящей к изменению морфологии карбидных реакций в расплаве. При температуре полного растворения  $t_{п.р}$   $\gamma'$ -фазы в металле припоя происходит перераспределение легирующих компонентов между  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фазами и, как следствие, интенсифицируются процессы карбидообразования.

Поэтому при охлаждении с печью паяных заготовок в интервале температуры 1220... 1050 °С при относительно невысокой скорости кристаллизации в расплаве происходит распад первичных штриховых карбидов MeC с выделением карбидов эвтектического типа Me<sub>6</sub>C на основе вольфрама, хрома, молибдена. Эти карбиды преобладают в структуре закристаллизовавшегося металла швов после пайки наряду с дисперсными равноосными карбидами (Ta, Hf, Nb)C (рис. 9, табл. 4). Перераспределение легирующих компонентов и реакции карбидообразования протекают в ЖС в основном при температуре  $T \geq 1245$  °С, но в случае ведения

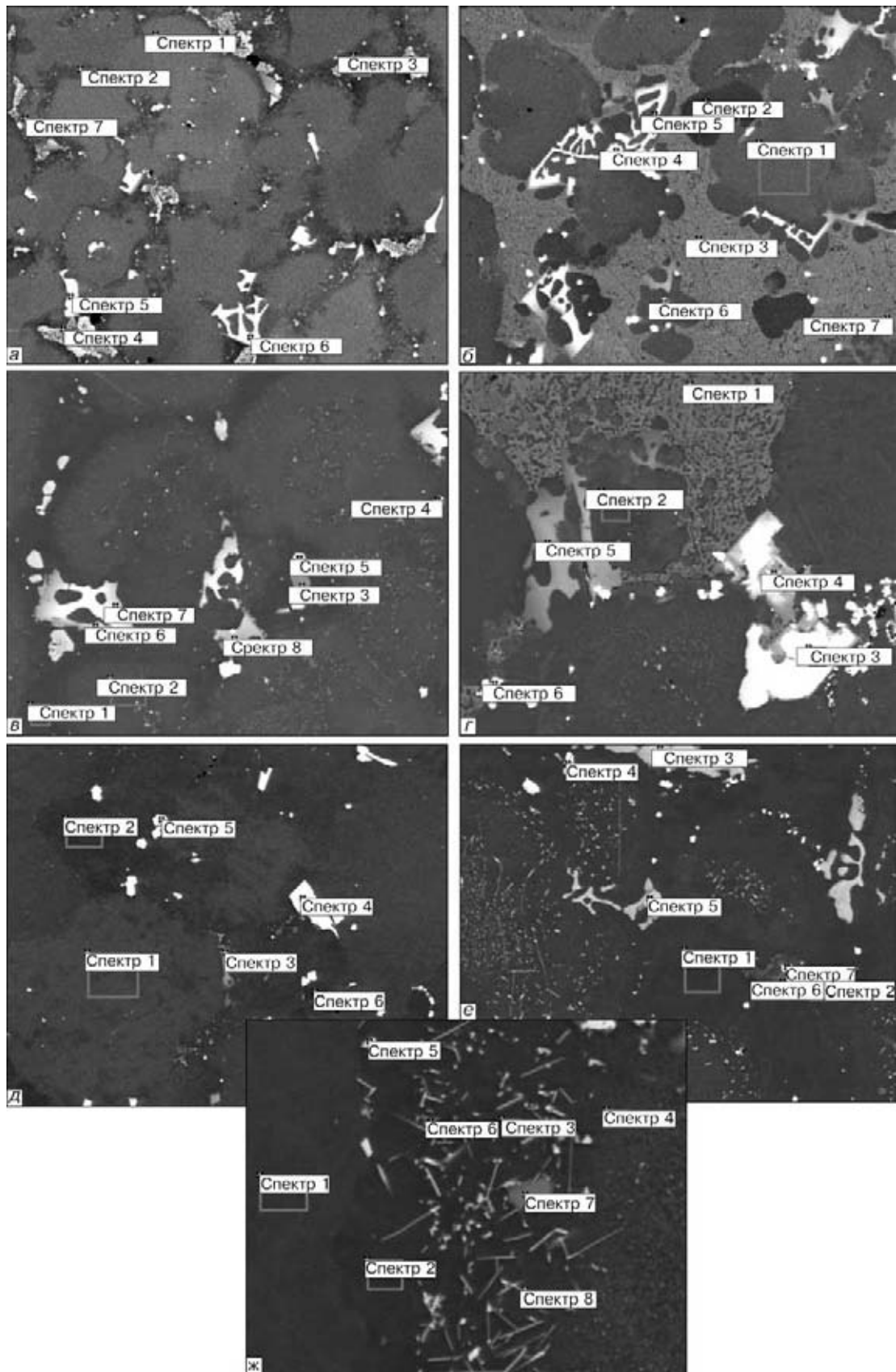


Рис. 9. Участки рентгеноспектрального микроанализа отдельных фаз, составляющих металла шва ПС #1 + 20 % Ni12 + 60 % Rene-142 (а, в, д) и #1 + 60 % Rene-142 (б, з, е) (табл. 4), X600: а, б — после пайки; в, з — после отжига 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч; д, е — после отжига 1160 °С, 2 ч + 900 °С, 3 ч; ж — диффузионная зона ПС с 20 % Ni12

процесса пайки при температуре 1220... 1225 °С кремний и бор, используемые в качестве депрессан-

тов, снижают характеристические температуры расплава припоя и активизируют ликвационные про-



**Таблица 4. Содержание компонентов в структурных составляющих шва ПС ЖС26/20 % #1 + 20 % НС12 + 60 % Rene-142/ЖС26 (рис. 9, а, в, д)**

Режим пайки и отжига	№ спектра анализа	Массовая доля компонентов, %												
		C	Al	Si	Ti	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	Hf	Ta	W	Re
1220 °С, 15 мин	1	3,14	5,45	1,83	–	4,79	7,43	66,51	–	0,57	–	4,39	4,66	1,23
	2	3,20	3,59	5,59	–	6,07	9,54	72,00	–	–	–	–	–	–
	3	2,54	2,98	5,17	–	4,81	8,59	70,64	–	–	–	3,71	–	1,56
	4	1,95	0,72	2,38	0,12	4,79	10,4	65,55	0,64	–	8,55	4,89	–	–
	5	4,77	–	–	–	24,81	3,76	9,11	–	13,68	–	3,27	26,39	14,21
	6	4,68	–	–	–	28,84	3,41	7,18	–	13,52	–	3,20	23,58	15,59
	7	3,36	4,85	2,69	–	4,79	7,21	68,02	–	–	–	4,08	3,75	1,24
1220 °С, 15 мин + 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч	1	2,16	2,64	3,12	–	7,78	11,17	69,09	–	0,46	–	1,43	1,13	1,04
	2	1,41	4,42	3,27	–	5,40	7,99	68,15	–	0,81	–	3,53	2,69	2,34
	3	3,44	0,64	–	0,26	3,10	10,13	61,50	0,83	–	12,53	6,82	0,74	–
	4	11,89	0,23	–	0,52	1,02	0,57	4,84	3,15	1,43	40,75	33,51	0,36	1,71
	5	3,75	0,20	9,84	0,29	1,73	3,96	40,00	2,10	1,81	22,85	13,47	–	–
	6	5,16	0,18	–	–	34,81	5,52	9,43	–	12,94	–	3,7	14,79	13,48
	7	4,35	–	–	–	29,05	3,83	6,69	–	14,09	–	3,47	22,08	16,43
	8	5,29	–	–	–	36,99	5,34	8,25	–	11,42	–	2,84	13,38	16,49
1220 °С, 15 мин + 1160 °С, 2 ч + 900 °С, 3 ч	1	1,03	4,15	2,53	–	6,87	8,57	68,00	–	0,85	–	1,81	4,24	1,96
	2	1,40	4,37	2,49	–	7,06	8,74	68,25	–	0,72	–	2,24	3,08	1,65
	3	2,27	–	–	–	34,43	4,88	12,40	–	13,06	–	2,23	15,63	15,10
	4	2,81	–	–	–	2,96	5,21	13,68	–	14,63	–	9,21	45,68	5,81
	5	8,39	–	–	0,47	0,71	0,71	6,07	1,76	0,71	24,81	55,51	–	1,06
	6	1,92	3,91	3,09	–	6,85	9,62	69,27	–	0,48	–	2,31	2,55	–

цессы в расплаве припоя при более низком значении температуры.

Старение завершает перераспределение компонентов в металле шва на межфазной границе, способствует более полному растворению сложнoleгированных эвтектик в нем (табл. 5). В динамике структура ПС совершенствуется при более низкой температуре отжига и увеличении времени старения. Наименее развитая диффузионная зона формировалась после старения 900 °С, 3 ч в случае кремнийсодержащего припоя (рис. 10).

Низкотемпературное старение при 900 °С вызывает дополнительное выделение вторичной  $\gamma$ -фазы в матрице шва, что обуславливает удовлетворительный уровень прочности ПС сплава ЖС26ВИ.

На рис. 8 и 9 зафиксировано влияние кремния на структуру металла шва. Его небольшое количество (около 2 мас. %), введенное в матрицу шва (в виде 20 мас. % припоя НС12), способствует измельчению зерна, более полному распаду грубых карбидных фаз, исключает при этом выделение сложнoleгированных эвтектик в межосевых объемах дендритов. Кремний диспергирует выделяющиеся

**Таблица 5. Содержание компонентов в структурных составляющих зоны сплавления ПС ЖС26/20 % НС12 + 20 % #1 + 60 % Rene-142/ЖС26 после отжига 1160 °С, 2 ч + 900 °С, 3 ч (рис. 9, ж)**

№ спектра анализа	Массовая доля компонентов, %												
	C	Al	Si	Ti	V	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	Ta	W	Re
1	1,60	3,80	1,57	–	–	6,95	9,39	67,21	–	0,52	2,21	5,08	1,66
2	0,74	4,11	1,46	–	–	6,89	9,88	67,47	–	0,57	1,74	5,44	1,70
3	2,28	4,07	–	–	0,70	6,51	10,32	65,79	–	–	2,52	7,91	–
4	–	5,13	–	0,60	1,19	5,50	9,43	65,09	1,02	1,45	–	10,58	–
5	2,38	0,52	–	–	–	3,73	5,96	19,14	–	9,60	4,61	48,33	5,73
6	2,85	2,90	–	0,36	0,67	4,43	6,21	44,49	0,77	3,08	1,74	31,06	1,44
7	15,58	–	–	11,16	1,65	0,70	0,72	5,70	42,59	3,29	–	16,93	1,66
8	1,16	4,73	–	0,94	0,98	2,71	6,69	52,37	1,39	2,20	–	26,83	–



**Таблица 6. Содержание компонентов в структурных составляющих шва ПС ЖС26/40 % #1 + 60 % Rene-142/ЖС26 (рис. 9, б, з, е)**

Режим пайки и отжига	№ спектра анализа	Массовая доля компонентов, %											
		C	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	Hf	Ta	W	Re
1220 °С, 15 мин	1	2,64	5,60	–	8,37	11,00	63,32	–	0,55	–	2,24	4,00	2,29
	2	2,63	6,51	–	6,45	9,59	65,08	–	0,73	–	4,53	3,10	1,39
	3	2,31	2,00	–	8,24	13,45	62,10	–	–	4,41	5,54	1,22	0,72
	4	4,90	–	–	28,01	3,81	6,98	–	9,38	–	5,38	29,79	11,75
	5	4,56	4,37	–	10,75	10,92	56,73	–	1,61	–	2,67	4,95	3,43
	6	9,72	–	1,56	1,16	0,90	3,80	2,58	0,96	13,06	63,85	2,40	–
	7	8,36	–	1,60	1,16	1,23	4,13	2,81	1,03	14,85	62,04	1,03	1,77
1220 °С, 15 мин + 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч	1	–	1,55	–	8,43	13,87	63,11	0,50	–	5,40	5,71	1,32	–
	2	1,23	4,56	–	8,28	12,12	67,58	–	0,38	–	3,26	1,82	0,79
	3	3,06	0,25	–	26,13	3,62	6,24	–	10,94	1,09	3,72	35,95	9,01
	4	2,82	0,12	–	41,21	6,19	9,16	–	8,53	–	2,22	20,40	9,35
	5	2,59	–	–	46,85	4,85	4,74	–	5,09	0,69	1,11	12,89	21,20
	6	9,12	–	1,30	0,58	1,16	3,93	2,34	–	22,72	58,85	–	–
1220 °С, 15 мин + 1160 °С, 2 ч + 900 °С, 3 ч	1	1,73	5,01	0,38	8,34	12,05	65,63	0,42	0,29	–	2,13	2,92	1,07
	2	3,26	4,64	0,36	8,71	12,40	65,76	–	0,37	–	1,72	2,78	–
	3	5,49	0,28	–	25,57	3,79	6,66	–	10,61	1,03	3,03	35,02	8,48
	4	12,01	–	3,40	0,66	1,34	4,66	10,18	–	18,26	49,48	–	–
	5	4,01	0,14	0,36	24,03	3,84	8,56	0,65	12,61	–	1,23	37,57	7,00
	6	3,95	0,98	0,36	4,47	12,13	59,26	0,71	–	13,27	3,78	–	1,09
	7	11,09	–	2,98	0,77	1,31	4,66	13,91	–	21,64	42,65	0,98	–
	8	5,09	0,23	–	24,44	4,37	9,76	–	10,77	–	3,32	34,56	7,45

карбидные эвтектики, а гомогенизирующий двухстадийный отжиг способствует в дальнейшем практически полному растворению карбидной фазы. Поэтому после низкотемпературного старения основную часть металла паяного шва составляет высоко-

легированный раствор и дисперсная упрочняющая  $\gamma$ -фаза.

Если изначально кремний распределяется преимущественно по границам зерен (до 5 %), то после термообработки его содержание выравнивается и

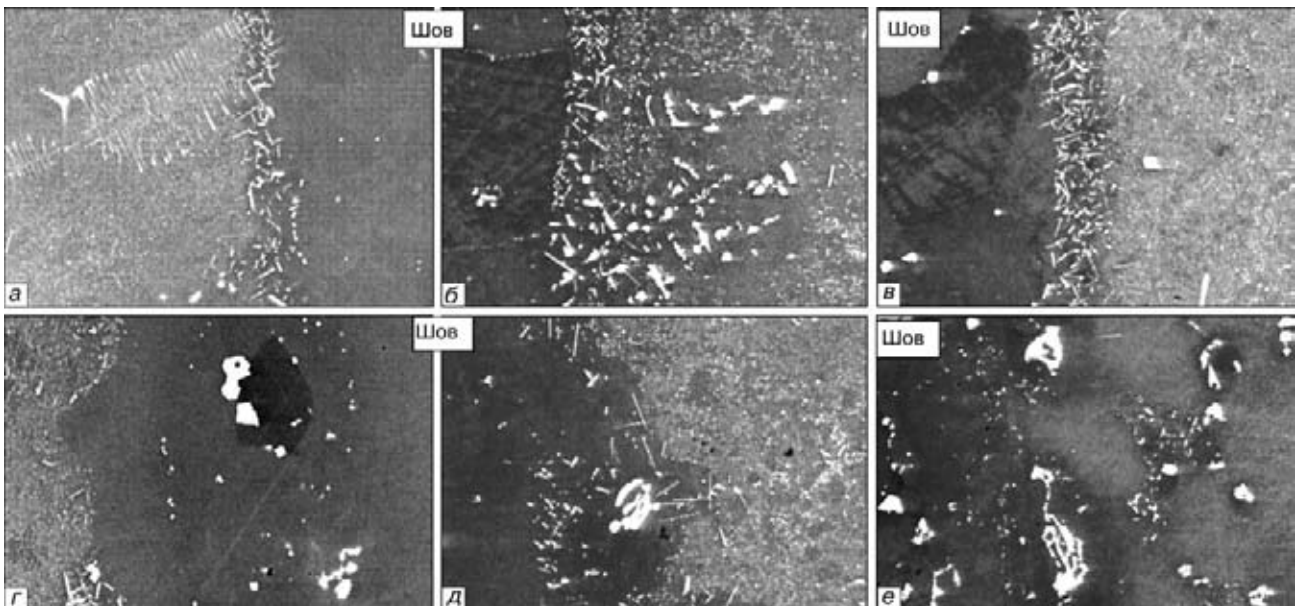


Рис. 10. Структурные изменения на границе шов–основа в ПС, полученных с применением композиционного припоя типа #1 + 60 % Rene-142 с добавкой кремния (а–в) и без него (г–е) на сплаве ЖС26 с различным содержанием углерода (табл. 5),  $\times 500$ , а, г – с минимальным количеством углерода; после отжига 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч; б, д – с максимальным количеством углерода; после отжига 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч; в, е – после отжига 1160 °С, 2 ч + 900 °С, 3 ч



составляет 2,3...3,0 % в матрице шва. При наличии в припое другого депрессанта (бора) кремний располагается в основном в центральной части шва, не диффундирует на межфазную границу с основой и не образует хрупких силицидов вдоль линии сплавления [14].

В присутствии кремния в матрице почти полностью растворяется ( $\gamma$ - $\gamma'$ )-эвтектика, исчезает первичная штриховая карбидная фаза. Изолированные карбиды выделяются в более благоприятной равноосной форме.

Иная картина структурных превращений обнаружена в случае базовой композиции припоя #1 + Rene-142 без Ni12. Данная паяльная смесь имеет повышенное содержание хрома, кобальта и бора (в качестве депрессанта). Наличие большого количества легирующих, включая компоненты, привносимые наполнителем Rene-142, способствует повышению температуры плавления припоя, а при кристаллизации — значительной многофазности структуры металла шва (рис. 9 б, табл. 6).

В результате кристаллизации после пайки формируется структура металла шва, состоящая из высоколегированного матричного раствора по осям дендритов, пограничных развитых карбидных фаз эвтектического типа и сложнолегированных эвтектик в межфазных областях. После затвердевания эвтектики занимают большие объемы в металле шва. Их образование связано с выдержкой сплава при температуре выше  $t_{п.р}$   $\gamma'$ -фазы и охлаждением со скоростью более 10 °С/мин [15]. При наличии в припое 40 % #1 + 60 % Rene-142 депрессанта в виде бора температура  $t_{п.р}$   $\gamma'$ -фазы снижается (от 1245 °С) до температуры, соответствующей температуре пайки 1220 °С. В процессе кристаллизации со скоростью охлаждения 15...17 °С/мин после пайки при наличии в расплаве гафния наряду с крупными карбидными частицами  $Me_6C$  и  $MeC$  образуются сложные эвтектики.

Химический состав образующихся эвтектик следующей, мас. %: (13,5...13,9)Co-(1,6...2,0)Al-(8,2...8,4)Cr-(4,4...5,4)Hf-(5,5...5,7)Ta-(1,2...1,3)W (табл. 6, рис. 9). Состав междендритных эвтектических фаз в паяных швах типичен для различных базовых сплавов (ЖС26, ВЖЛ12У, ЖС6У и др.) [9, 10]. В спектре химического состава сложнолегированных эвтектик зафиксирована линия бора. Это указывает на то, что в результате применения припоя #1 + 60 % Rene-142 бор, выступающий как депрессант, в небольших количествах до (~1,0 %) не образует самостоятельных боридов хрома или никеля, а входит в состав эвтектик.

В процессе термической обработки (гомогенизация+старение) состав металла паяного шва выравнивается, в результате чего сложнолегированные неравновесные эвтектики расслаиваются (рис. 8, табл. 6).

В случае применения композиционного припоя #1 + 60 % Rene-142 (без кремния) линия сплавления основы с припоем имеет размытый нечеткий харак-

тер, а диффузионная зона по границе, кроме дисперсных карбидных фаз, содержит еще и равноосные карбиды типа  $Me_6C$  (рис. 10 з-е). Более размытый контур границы ПС объясняется наличием в припое бора с высоким коэффициентом диффузии, который вследствие малого атомного радиуса легко проникает по границам зерен в термостабильную основу.

**Основной металл.** В ходе настоящей работы по формированию ПС, термообработке и изучению механических свойств возникали расхождения как в структуре ПС, так и в значениях их кратковременной прочности и пластичности. Основная закономерность получаемых результатов сохранялась и заключалась в стабильном повышении кратковременной прочности и пластичности ПС при введении в базовый припой (#1 + 60 % Rene-142) 20 % порошка Ni12 (Ni-12 % Si). Кремний оказывал благоприятное воздействие на структуру формирующегося паяного шва: измельчал зерно, ускорял протекание карбидных превращений в системе шва, предотвращая образование сложнолегированных пограничных эвтектик. В работе использовали литые заготовки сплава ЖС26ВИ различных заводских поставок.

При одинаковых условиях получения ПС (пайка 1220 °С, 20 мин) и стандартной термообработке (отжиг 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч) на втором этапе исследований зафиксировали снижение прочности и пластичности ПС. Исследование микроструктуры соединений показало различия по ширине и в развитии зоны сплавления (диффузионной зоны) в основном металле (рис. 11).

В другом случае на границе шов-основа в процессе последующей термообработки происходило выделение большого количества игольчатой карбидной фазы, при этом ширина зоны диффузии возросла до 30...50 мкм и более.

Металлографический анализ структуры швов ПС объясняет это явление следующим образом. Механические свойства соединений напрямую зависели от свойств основного металла. Структура основного металла различалась, что определяло различие механических свойств ПС. При высоком уровне содержания углерода (0,15...0,16 %) в основе в процессе формирования ПС на границе шва образуется развитая диффузионная зона, содержащая большое количество карбидных фаз (рис. 6, б, з, е, з).

Перед пайкой заготовки отжигали в вакууме при 1210...1220 °С в течение 1 ч. Такая термообработка минимально влияла на исходную структуру основы. В то же время детальный анализ сплава ЖС26ВИ показал наличие различных структур металла в двух случаях. На первом этапе исследований структура сплава имела четко выраженный дендритный характер с неоднородностью  $\gamma'$ -фазы по осям и междендритным областям (где имели место пограничные ( $\gamma$ - $\gamma'$ )-эвтектики) и наличием первичных скелетообразных карбидов (Ti, Nb)C и изолированных



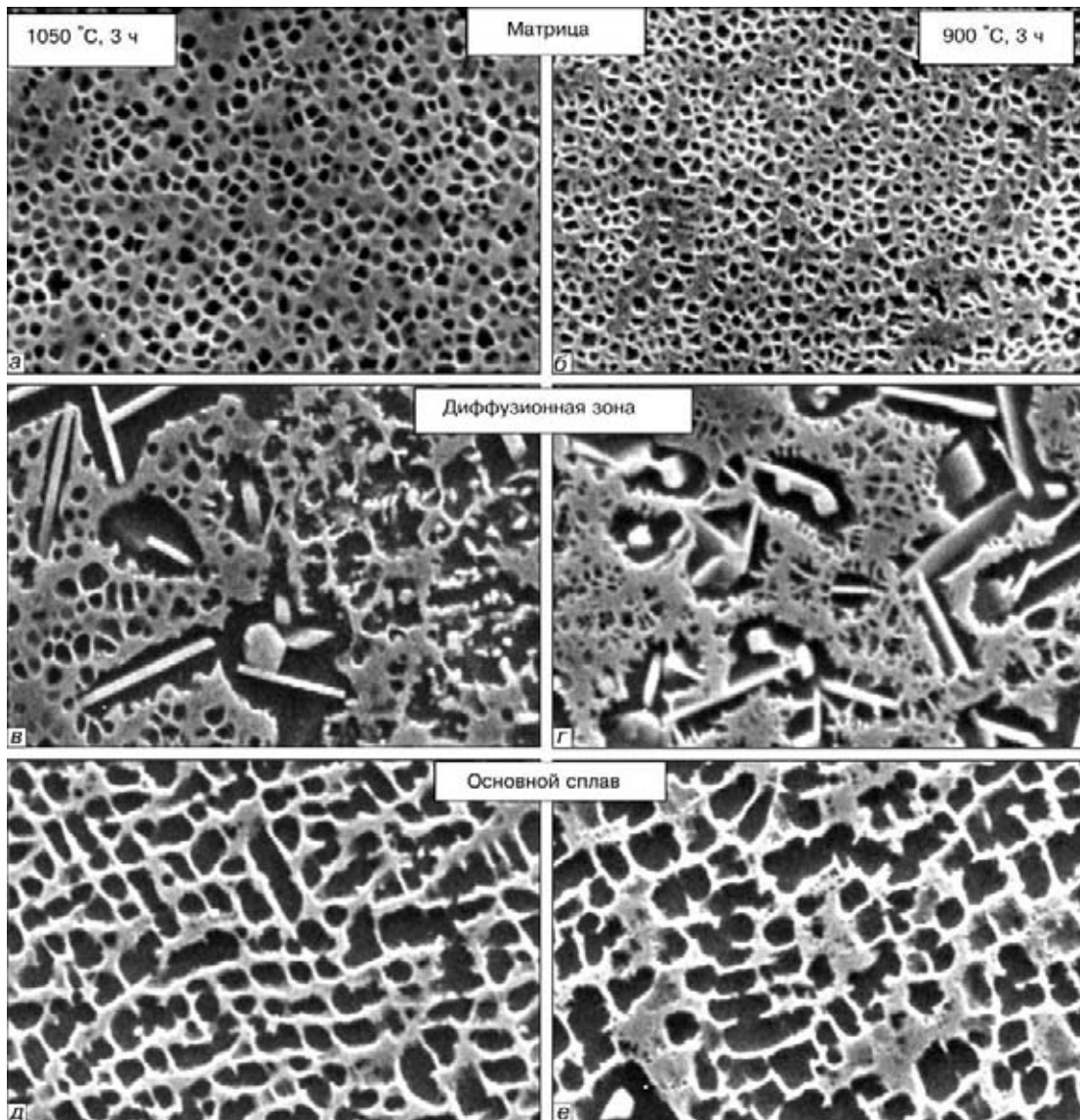


Рис. 11. Различия в  $(\gamma-\gamma')$ -микроструктуре металла шва (а, б), диффузионной зоны (в, з) и основного сплава (д, е) в ПС 20 % #1 + 20 % НС12 + 60 % Rene-142/ЖС26 после различных видов термообработки,  $\times 5000$ ; а, в, д — после отжига 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч; б, з, е — после отжига 1160 °С, 2 ч + 900 °С, 3 ч

равноосных карбидов замещения (Ti, Nb, W)C. Такое состояние соответствовало сплаву ЖС26ВИ после кристаллизации.

Во втором случае в сплаве обнаружена измененная структура с большей объемной долей карбидных фаз различного типа. Здесь почти полностью отсутствовали пограничные  $(\gamma-\gamma')$ -эвтектики, что характерно для сплава ЖС26 с массовой долей углерода на максимально допустимом уровне ( $C = 0,16\%$ ). Карбидные фазы представлены тремя модификациями: равноосной (Ti, Nb, W)C, игольчатыми карбидами  $Me_6C$  на основе вольфрама и карбидами  $Me_{23}C_6$ . Последние образуются внутри карбидов MeC и являются результатом протекания низкотемпературного превращения при длительном старении.

Таким образом, сравнительный фазовый анализ структуры сплава ЖС26 различных поставок подтвердил, что в первом случае сплав имел уменьшенное количество углерода (0,10... 0,14 %) и находил-

ся в состоянии после закалки, во втором — максимально возможное содержание углерода и подвергался полному циклу термообработки (гомогенизации и ступенчатому старению). У сплава с минимальным содержанием углерода показатели свойств ПС были выше, чем у сплава с максимально допустимым содержанием углерода. Образование (во втором случае) игольчатых карбидов  $Me_6C$  на границе основа-шов оказывает эффект надреза при испытаниях и влечет за собой снижение пластичности ПС.

Гомогенизирующий отжиг ПС при 1160 °С с последующим старением при 1050 и 900 °С позволил получить равномерно распределенную в матрице шва упрочняющую  $\gamma'$ -фазу размером 0,3... 0,5 мкм, являющуюся эффективным структурным фактором, повышающим сопротивление ползучести.

Старение при температуре 900 °С способствует более полному выделению из раствора упрочняющей  $\gamma'$ -фазы [16], т. е. увеличению ее объемной доли

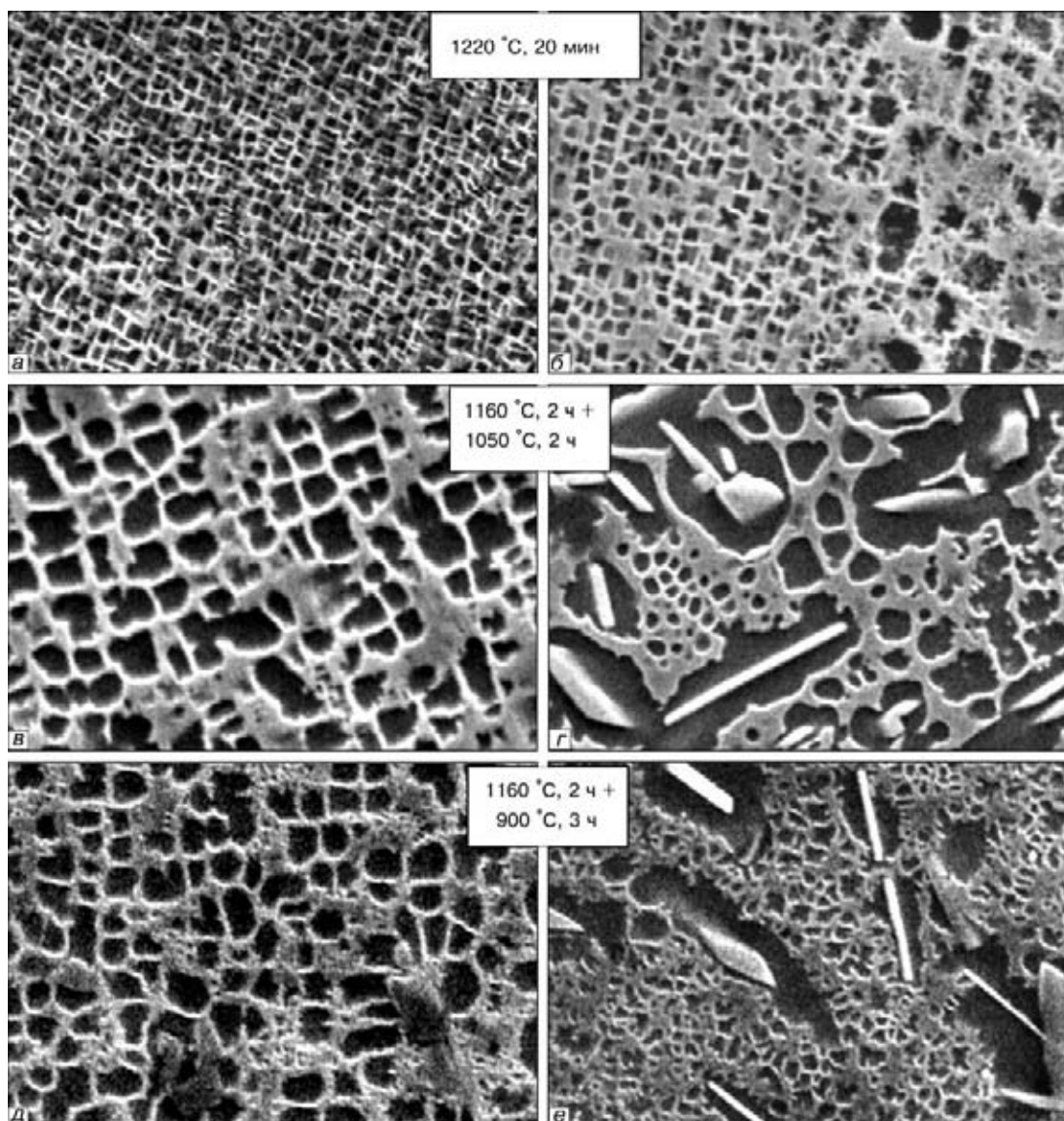


Рис. 12. Изменение морфологии упрочняющей  $\gamma$ -фазы в сплаве равноосной кристаллизации ЖС26 (а, в, д) и на границе с паяным швом (б, з, е) после различных стадий термообработки;  $\times 500$ : а, б — закалка (пайка); в, з — гомогенизация + старение; д, е — старение

(рис. 11). При низкотемпературном старении сохраняется ширина диффузионной зоны ПС, при этом карбидные фазы имеют меньший размер и частично глобуляризируются.

В состоянии после пайки (квазикалка) основной металл имеет структуру с большой объемной долей (до 70 %) кубической  $\gamma$ -фазы со средним размером 0,5 мкм. Однако условия перевода ПС в равновесное состояние требуют проведения термической обработки, вызывающей частичное растворение и значительный рост  $\gamma$ -фазы (рис. 12, в, д). Последующий этап старения обеспечивает выделение вторичной дисперсной фазы из пересыщенного твердого раствора, определяющее сочетание высоких значений прочностных и пластических характеристик, что подтвердили результаты механических испытаний.

Старение при 900 °С, 3...4 ч способствует формированию структуры с распределением частиц различной дисперсности (крупных — 0,9... 1,5 и мел-

ких — 0,12... 0,18 мкм). После такого старения сплав имеет максимальное значение  $\sigma_B$ , и чувствительность к надрезу ослабевает, поскольку изменяется морфология как карбидных фаз, так и  $\gamma$ -фазы, следовательно, повышается остаточная пластичность ПС.

В табл. 7 обобщены результаты измерения микротвердости, характеризующей структурные изменения, происходившие в двух выбранных системах припоев на различных этапах термообработки ПС. Микротвердость возрастала при низкотемпературном старении вследствие выделения дисперсной вторичной  $\gamma$ -фазы как в диффузионной зоне матрицы металла шва, так и в основе. С уменьшением температуры старения и увеличением длительности выдержки при 900 °С происходили частичное растворение и коагуляция игольчатых фаз в диффузионной зоне, приводившие к снижению микротвердости на межфазной границе.



**Таблица 7. Микротвердость отдельных структурных составляющих ПС, полученных с использованием двух основных систем припоев в состоянии после пайки и различных стадий термической обработки**

Структурные составляющие ПС	20 % #1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142			40 % #1 + 60 % Rene-142		
	Исходный	1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч	1050 °С, 2 ч + 900 °С, 2 ч	Исходный	1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч	1160 °С, 2 ч + 900 °С, 3 ч
Основной сплав	3660	4200	4240	3950	4260	4240
Диффузионная зона	4130	4885	4655	4155	5190	4980
Матрица шва	4540	4320	4265	3800	4440	4255
Высокотемпературные эвтектики	7380	–	Розсыпи	8250	8230	8730
Интерметаллиды на основе Ni <sub>x</sub> Hf <sub>y</sub>	–	6585	6250	–	–	–
Двойные карбиды Me <sub>6</sub> C	Эвтектика типа 21730	Более диспер- сные 21885	21265	Эвтектика типа 20645	Грубые 20985	21925
Хромовые карбиды типа Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	–	13180	Очень мелкие	–	12985	13150

Увеличение времени старения до 16 ч при сниженной температуре (870 °С) дает возможность более полного выделения из раствора вторичной γ-фазы, распада и сфероидизации карбидных фаз и, в результате, повышения длительной прочности ПС при высокой температуре.

Разработанную технологию пайки пластин использовали для ремонта модельных рабочих лопаток авиационного ГТД, изготовленных из сплава ЖС26. Отсутствие поперечных границ кристаллитов и наличие выраженного направления роста дендритов в структуре металла вдоль оси лопатки позволило предполагать, что они были изготовлены направленной кристаллизацией (НК). В деталях способом электроэрозионной резки были выполнены зазоры шириной 350, 530, 950 мкм и длиной до 10 мм. После соответствующей подготовки лопаток под пайку, включая обдувку трастовой поверхности порошком SiC и вакуумный отжиг, на зазоры со стороны корыта наносили базовую паяльную смесь (40 % #1 + 60 % Rene-142) и смесь, дополнительно содержащую 15... 20 мас. % HC12. Пайку проводили при 1220 °С а в течение 20 мин.

Припой, нанесенный со стороны корыта, расплавлялся, затекал в зазор, протекал на тыльную поверхность (спинку) и смачивал ее. Валики припоя над зазором, как и сами паяные швы, имели плотную гомогенную микроструктуру. Получено полное заполнение каналов на глубину до 4 мм. В случае использования кремнийсодержащих припоев зафиксировано заметное растекание расплава припоя по спинке лопаток.

Для выравнивания структуры металла швов после пайки лопатки отжигали при 1160 °С, 2 ч с последующим старением при 1050 °С, 2 ч. Термообработка обеспечила полное растворение пограничных карбидов типа грубых штриховых фаз и сложнoleгированных эвтектик. При объемном содержании 32... 28 % размер частиц γ-фазы в металле шва и зоне диффузионного взаимодействия составлял 0,2... 0,6, а в основном металле лопатки — 0,5... 1,5 мкм.

Перераспределение легирующих элементов в матрице шва и диспергирование (полное растворение грубых карбидных частиц в объеме матрицы) оказывают положительное влияние как на прочность, так и на пластические свойства металла ПС.

Условия пайки и рациональные составы припоев позволили сформировать в зазорах бездефектные паяные швы, микроструктура металла которых в продольном и поперечном направлениях приведены на рис. 13.

Нами обнаружена незначительная рекристаллизация металла приповерхностных слоев елочного замка рабочей лопатки из сплава ЖС26НК, что могло быть связано с условиями нарезки хвостовика [17], и зафиксированы незначительные изменения в химии поверхности, более выраженной в окрестности вершины зуба, а не во впадине. Общая толщина слоя с измененной химией составила 5... 6 мкм.

Поверхностный слой металла елочного замка обеднен по алюминию в пределах 1,0... 1,2 мас. % и по хрому — до 2 мас. %. В приповерхностной, обедненной алюминием зоне, выявлены дискретные частицы вторичной, выделившейся при старении и в процессе охлаждения упрочняющей γ-фазы (Ni<sub>3</sub>Al). Согласно данным послыого измерения микротвердости в результате изотермической пайки при 1220... 1230 °С в течение 20 мин разупрочнение металла хвостовика лопатки из сплава ЖС26НК не происходило.

### Выводы

1. Разработана опытно-промышленная технология ремонтной пайки деталей, выполненных из литого никелевого сплава ЖС26ВИ равноосной кристаллизации. При 20 °С получен стабильный уровень прочности ( $\sigma_b = 700... 730$  МПа) и пластичности ( $\epsilon = 6,5... 13$  %) ПС данного сплава, выполненных способом изотермической пайки при 1220 °С в течение 15... 20 мин в вакууме  $(5... 8) \cdot 10^{-3}$  Па после двухстадийной термообработки.

2. Представлена статистическая обработка результатов испытаний ПС, полученных различными припоями по двум режимам пайки при 1220 и 1230 °С на растяжение.

3. Установлено, что верхней пороговой температурой пайки сплава ЖС26ВИ базовым припоем Ni-Co-Cr-Al-2,5 % В (#1) и комплексным бор- и кремнийсодержащим припоем с добавкой 20 %

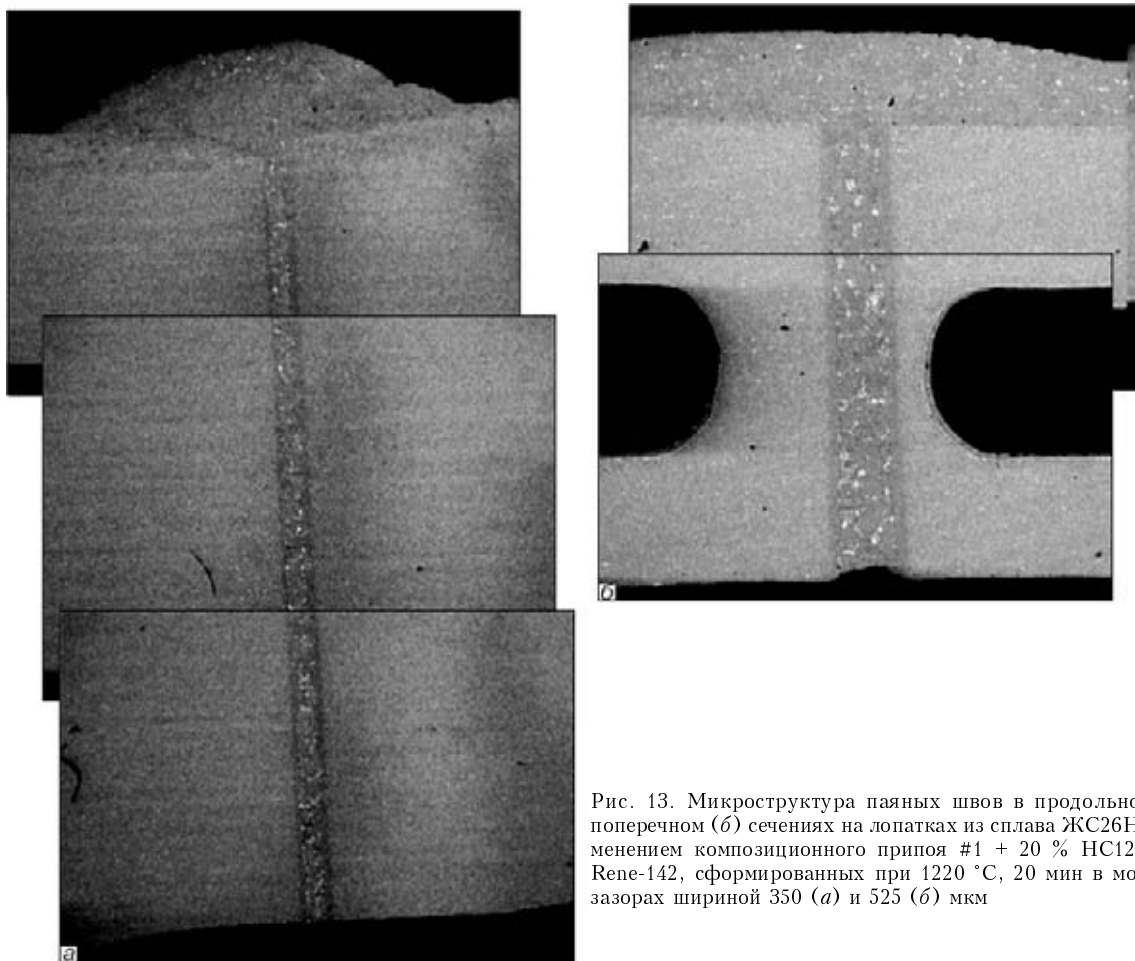


Рис. 13. Микроструктура паяных швов в продольном (а) и поперечном (б) сечениях на лопатках из сплава ЖС26НК с применением композиционного припоя #1 + 20 % Ni12 + 60 % Rene-142, сформированных при 1220 °С, 20 мин в модельных зазорах шириной 350 (а) и 525 (б) мкм

НС12, является 1230 °С, при которой ПС разрушаются хрупко по достижении предела текучести.

4. Показано, что реальная прочность металла швов ПС сплава ЖС26ВИ выше таковой основного металла на 150... 180 МПа. Это подтверждается результатами испытаний ПС никелевых сплавов ВЖЛ12У и ЖС6У, выполненных такими же припоями и прошедших аналогичную термообработку. Разброс значений механических свойств ПС сплава ЖС26 связан со структурным состоянием литого металла, содержанием в нем углерода и различной кристаллографической ориентацией дендритов роста в сопрягаемых пластинах соединения.

5. Определено, что кремний, вводимый в борсодержащий припой (#1) в виде порошка припоя Ni-12 % Si, повышает технологическую пластичность ПС сплава ЖС26 при 20 °С в результате измельчения выделяющихся карбидных фаз, но снижает кратковременную и длительную прочность при значениях температуры 900... 1000 °С. ПС, полученные с использованием комплексного припоя с кремнием, менее долговечны при высокой температуре, по сравнению с ПС, сформированными только припоем Ni-Co-Cr-Al-2,5 % В (#1).

6. Установлено, что удовлетворительный уровень высокотемпературной прочности ПС сплава ЖС26ВИ достигается благодаря применению оптимальных режимов термообработки. Старение при 900 °С, 3... 4 ч после гомогенизирующего отжига при 1160 °С обеспечивает двукратное увеличение

кратковременной и длительной прочности ПС при 900 °С.

7. Разработана опытно-промышленная технология ремонтной пайки лопаток из сплава ЖС26ВИ с применением кремний- и борсодержащего припоя с наполнителем из сплава Rene-142. В лопатках использовали модельные зазоры шириной 350, 525 и 950 мкм. Ширина зазора не оказывала заметного влияния на качество паяемого шва, сформированного при 1220 °С в течение 20 мин. Существенного обеднения поверхности металла слочного замка при вакуумной пайке и окончательной термообработке отреставрированных в вакууме лопаток не происходит.

13. Лашко С. В., Лашко Н. Ф. Пайка металлов. — М.: Машиностроение, 1988. — 373 с.
14. 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. Mater. Proc. Technol. — 2000. — 104, is. 1-2. — P. 34-43.
15. Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления / Под ред. Б. Е. Патона. — Киев: Наук. думка, 1987. — 256 с.
16. Росс И. В., Симс Ч. Т. Сплавы на основе никеля. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок. В 2 кн. / Под ред. Р. Е. Шалина. — М.: Металлургия, 1995. — Кн. 1. — С. 128-174.
17. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов / Р. Е. Шалин, И. Л. Светлов, Е. Б. Качанов и др. — М.: Машиностроение, 1997. — 336 с.

ИЦ «Пратт и Уитни Патон», Киев

Поступила 29.01.2007