

ОПТИМИЗАЦИЯ ПРОЦЕССА ВОССТАНОВИТЕЛЬНОЙ НАПЛАВКИ И ТЕРМООБРАБОТКИ КОМПОНЕНТОВ ГТД ИЗ СПЛАВА Inconel 738

А. Ф. Белявин¹, В. В. Куренкова¹, Д. А. Федотов¹,
С. Г. Салий², А. П. Щербинин²

¹ООО «Патон Турбайн Текнолоджиз».

030328, г. Киев, ул. Ракетная, 26. E-mail: VKurenkova@patontt.com

²ПРТП «Укргазэнергосервис», филиал ДК «Укртрансгаз» НАК «Нафтогаз Украины».
08151, г. Боярка, ул. Маяковского, 49.

Inconel 738 — никелевый дисперсионно-упрочненный жаропрочный сплав многие годы успешно эксплуатируется как базовый материал для лопаток промышленных газовых турбин. Комбинация высокотемпературной прочности и сопротивления коррозии оптимально подходит для компонентов горячего тракта турбин. Необходимость повышения производительности газотурбинных установок, а также рост стоимости производства лопаток являются важными факторами, приводящими к необходимости развития ремонтных технологий. Однако при восстановлении лопаток из сплава Inconel 738 после длительной эксплуатации способом наплавки/сварки очень остро стоит проблема возникновения дефектов в виде кристаллизационных трещин в зоне термического влияния формируемых швов. В работе рассмотрен способ ремонта TIG-наплавкой с применением различных видов присадочных материалов, а именно сплавов IN 738, IN 625, PWA 795. Показано, что использование низколегированного никелевого сплава IN 625 и никель-кобальтового сплава PWA 795 обеспечивает формирование бездефектных наплавленных швов с необходимыми характеристиками при соблюдении определенных технологических приемов. Оптимизация восстановительной термообработки после наплавки позволяет не только восстановить структуру базового материала изделия, но и обеспечить наплавленным швам достаточную жаропрочность и жаростойкость. Библиогр. 13, табл. 2, ил. 13.

Ключевые слова: газотурбинные двигатели; TIG-наплавка; восстановительная термообработка; кристаллизационная трещина; наплавленный шов; зона термического влияния; ликвационная неоднородность; микротвердость; дисперсионно-упрочненный материал; жаропрочность; жаростойкость

Увеличение производительности газотурбинных установок и немалая стоимость новых изделий, в частности лопаток турбин, требуют развития современных процессов восстановительного ремонта изделий, бывших в эксплуатации. После выработки установленного ресурса, предусмотренного изготовителями, возникает необходимость комплексного и рационального подхода к продлению срока их безопасной эксплуатации.

Сплав IN 738 в основном применяется для газовых турбин и компонентов авиационных двигателей, таких как рабочие и направляющие лопатки. Литой дисперсионно-упрочненный никелевый сплав IN 738, обладающий высоким сопротивлением температурной ползучести (до 982 °С) и высокотемпературной коррозии, превосходит по этим свойствам многие жаропрочные сплавы с более низким содержанием хрома. Сплав способен выдерживать длительное воздействие коррозионной среды в виде продуктов сгорания топлива, образующихся при работе газотурбинных двигателей (ГТД). IN 738 превосходит широко приме-

няемый сплав IN 713 (Ni–12,5 % Cr–6 % Al–0,8 % Ti–4,3 % Mo–2 % Nb–0,12 % C) по параметрам пластичности и высокотемпературной прочности и одновременно имеет существенно лучшее сопротивление высокотемпературному окислению и сульфидизации. При этом предел прочности сплава IN 738 при комнатной температуре составляет 1100, а при 760 °С – 965 МПа, а пластичность 5 и 13 % соответственно [1].

Номинальный химический состав сплава следующий, мас. %: Ni–16Cr–8,5Co–3,4Al–3,4Ti–2,6W–1,75Mo–1,7Ta–0,9Nb–0,11C. Как известно, у коррозионностойких сплавов с повышенным содержанием хрома соотношение легирующих Ti/Al > 1. В сплаве IN 738 отношение Ti/Al = 1 при достаточно высоком содержании хрома (16 %) и не очень высоком содержании вольфрама и молибдена. Следовательно, данный сплав формально можно отнести к коррозионностойким сплавам с достаточным уровнем жаропрочности и циклической жаростойкости в окислительной среде.

Однако при восстановлении изделий из сплава IN 738 способом наплавки/сварки возникает проблема растрескивания швов, т. е. появления и развития кристаллизационных трещин, в основном зарождающихся на линии сплавления или в зоне термического влияния (ЗТВ). Следовательно, основная цель настоящих исследований состоит в выборе присадочного материала для наплавки/сварки, обеспечивающего формирование бездефектных наплавляемых швов с достаточной жаро- и коррозионной стойкостью при высоких температурах эксплуатации, а также оптимизации режимов восстановительной термообработки сплава IN 738.

Материалы и методы исследований. Отработку технологии наплавки и восстановительной термообработки (ВТО) основного сплава и лопаток турбины производили на сегментах, вырезанных

из рабочей лопатки двигателя V94.3 после определенного времени эксплуатации [2]. Основа лопаток — сплав IN 738.

Для проведения исследований применяли образцы, вырезанные из хвостовика и пера рабочей лопатки. Наплавку осуществляли многопроходной аргодуговой импульсной сваркой с использованием источника HOBART 120 с применением присадочной проволоки трех видов: IN 738 и PWA 795 (диаметром 1,2 мм), IN 625 (диаметром 1,6 мм). Для формирования наплавленных швов перо рабочей лопатки распускали на три поперечных сегмента. Процесс вели при перемещении электрода и формировании швов в двух направлениях: по поверхности торца сегмента и в корыте. При наплавке образцы фиксировали в тисках и после нанесения каждого валика поверхность зачищали металлической щеткой. Поверхность под наплавку каждого образца обрабатывали абразивной

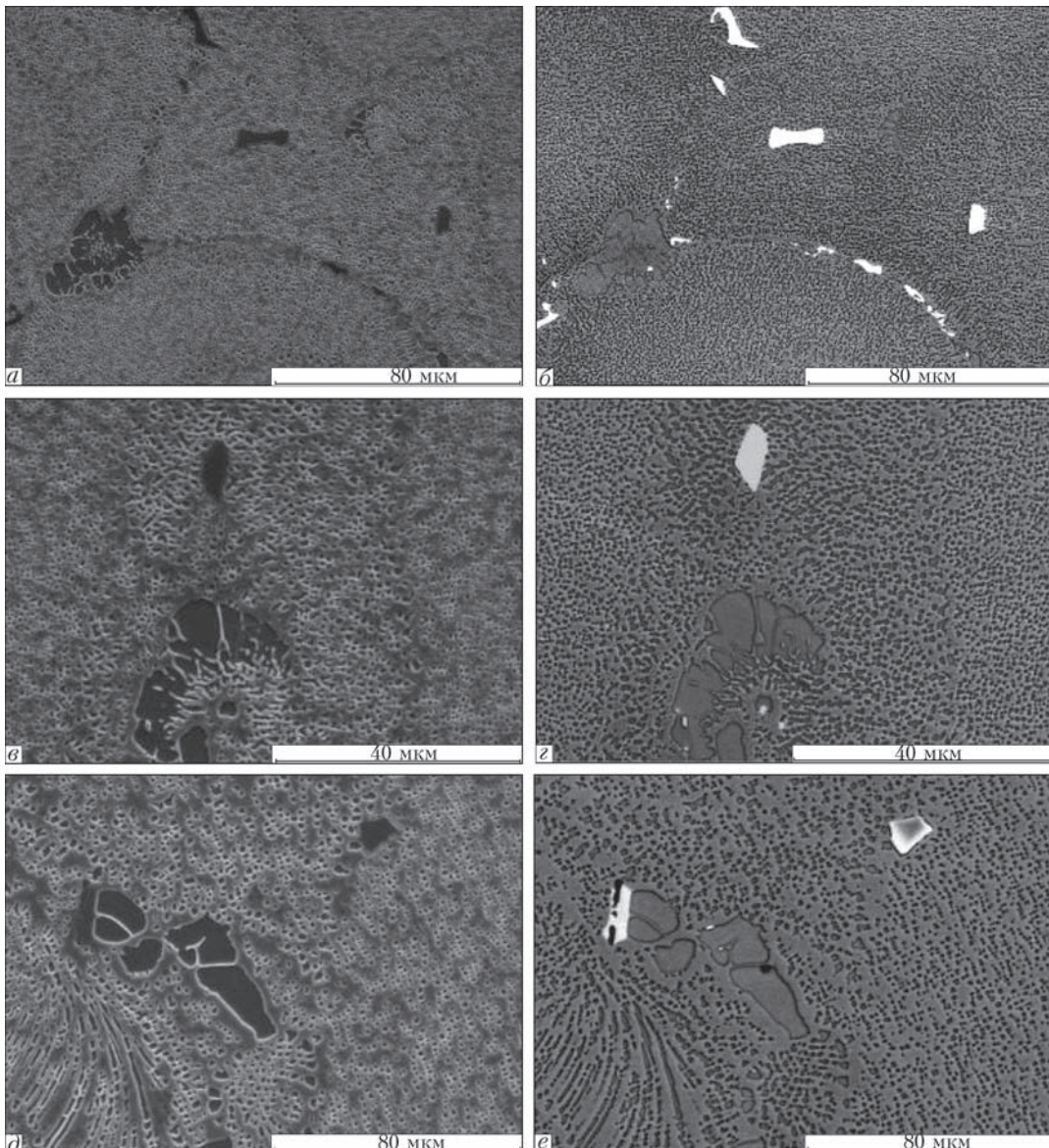


Рис. 1. Микроструктура сплава IN 738 после эксплуатации: а–з — замок; д–е — перо; а, в, д — SEI; б, з, е — BEI

бесконечной лентой КК711 Р40 на шлифовальной машине PWS 3/200DH.

Оценку качества наплавленных швов проводили визуально с применением капиллярного контроля и по шлифам с использованием сканирующего электронного микроскопа «CamScan-4», оснащенного энергодисперсионным анализатором ENERGY 200 с программным обеспечением INCA. Микротвердость наплавленных швов измеряли на приборе Micro-Duromat 4000E при нагрузке 0,5 Н.

Восстановительную термообработку лопаток и образцов проводили в лабораторной печи СНВ и промышленной печи «Абаг» при давлении остаточных газов не выше $1 \cdot 10^{-4}$ Торр.

Результаты и обсуждение. Исследование структуры проводили на шлифах, изготовленных из

пера лопатки и замковой части. В обоих случаях размер зерен после эксплуатации составлял 100...400 мкм (при размере дендритной ячейки порядка 50...80 мкм) (рис. 1). Для данного литого сплава с интервалом кристаллизации $\Delta T = 1232 \dots 1315$ °С характерна ячеистая дендритная структура, свидетельствующая о его ликвационной неоднородности. Следовательно, наблюдается существенное различие по распределению, форме и размеру (от 0,5 до 2 мкм) частиц γ' -фазы. По осям дендритных ячеек визуализируется вторичная упрочняющаяся фаза, форма которой близка к кубоидной, а ближе к междендритным областям γ' -фаза имеет близкую к сферической форму частиц размером 1...4 мкм (рис. 2).

Базовый сплав IN 738 представляет собой высоколегированный матричный твердый раствор, дисперсионно упрочненный в результате старения

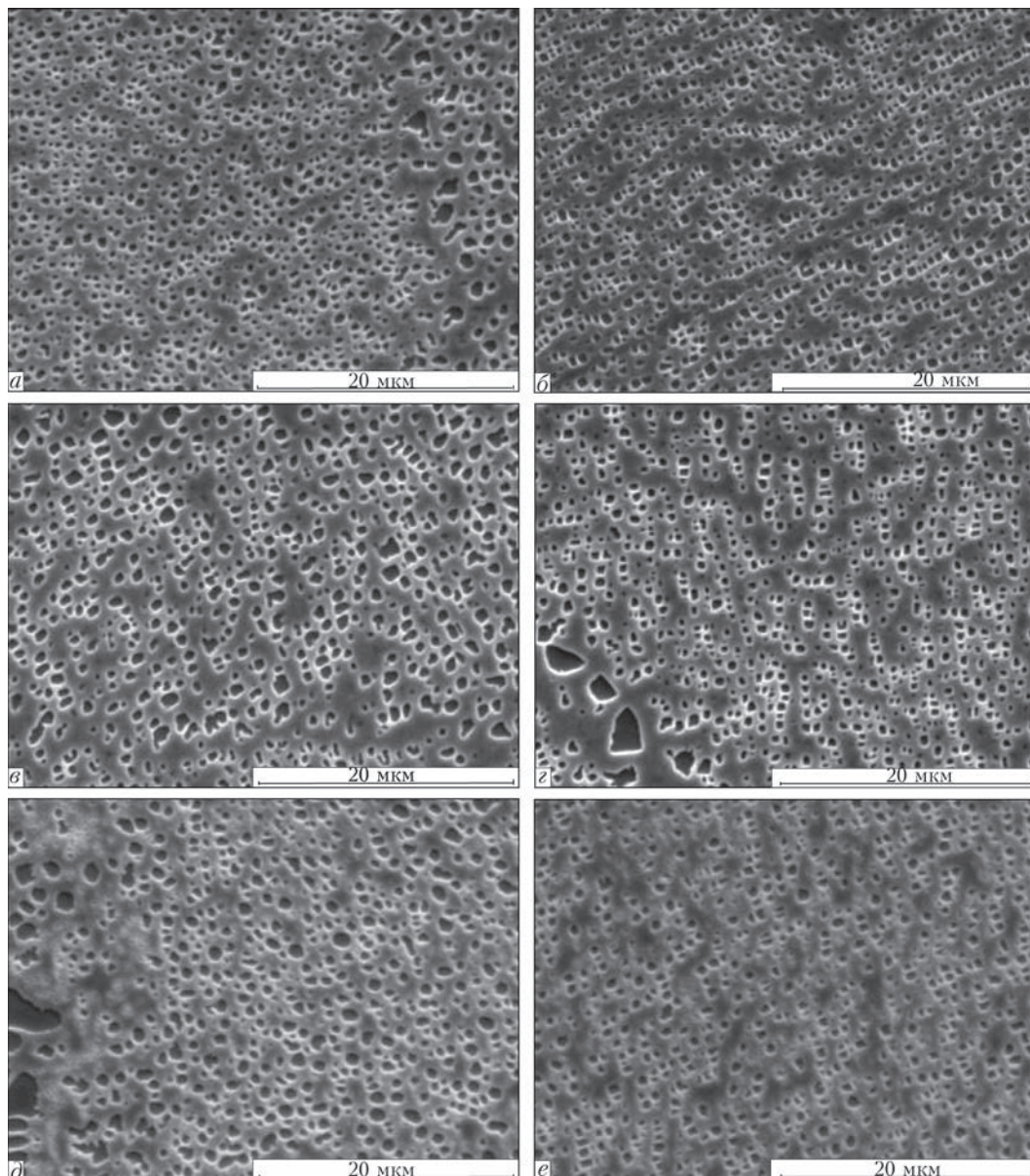


Рис. 2. ($\gamma + \gamma'$)-структура сплава IN 738 после эксплуатации на замке (а, б); пера (в, г) и после гомогенизации при 1120 °С (д, е)

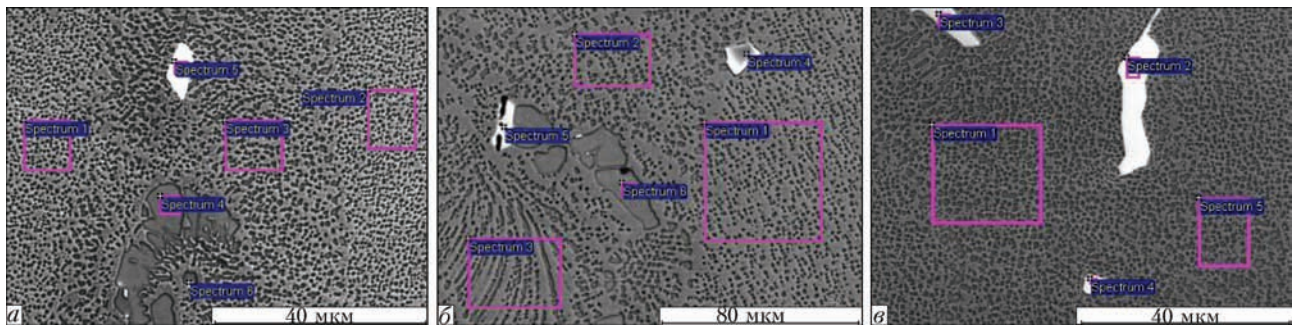


Рис. 3. Участки определения химического состава структурных составляющих сплава IN 738 после эксплуатации на замке (а); перо (б) и гомогенизации (в)

основной γ' -фазой (42...45 об. %), с выделениями карбидов MeC (на основе Ta, Ti, Nb) и пограничными карбидами $Me_{23}C_6$ (табл. 1, рис. 3). Обычно большинство карбидов в литой структуре соответствуют карбиду MeC, размер частиц которых составляет от 1 до 50 мкм с ярко выраженной неравномерной морфологией. Карбид TaC — основная стабильная карбидная фаза, формируемая при кристаллизации расплава. Частицы TaC практически нерастворимы в γ -твердом растворе, они выделяются преимущественно на большеугловых границах зерен, при этом их размер и количество (объемная доля) формируются на стадии гомогенизирующей термообработки. Формула этих карбидов следующая: $(Ti_{0,5}, Ta_{0,2}, Nb_{0,2}, W_{0,04}, Mo_{0,03}, Cr_{0,02})C$ [3].

После длительной эксплуатации они имеют достаточно грубую форму частиц от 6 до 30 мкм (табл. 1).

Условия литья определяют большое количество сегрегаций в виде островков (γ - γ' -эвтектики с грубой структурой γ' -фазы. Островки (γ - γ' -эвтектики имеют пластинчатую (ламеллярную) структуру с тонкими и непрерывными пластинками или рафтами (разориентированными бревенчатыми пластинами) γ' -фазы (рис. 1, 3, табл. 1). Данные элементы структуры, будучи уже сформированными, усиливают развитие неравномерной пластической деформации. В этой области доля механизма диффузионного «переползания» дислокаций больше, чем перемещение их через когерентные (полукогерентные) границы (γ'/γ)-фаз (механизм интерметаллидного упрочнения). Очевидно, что развитие (огрубление) γ' -фазы может приводить, как к снижению сопротивления высокотемпературной ползучести, так и к снижению способности к пластической деформации при комнатной температуре (γ - γ' -структуры сплава IN 738.

Т а б л и ц а 1. Химический состав основных составляющих сплава IN 738 после эксплуатации и гомогенизирующей термообработки, мас. %

Spectrum	C	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	Ta	W
После эксплуатации (замок) (рис. 3, а)										
Spectrum 1	3,41	2,25	2,91	18,32	9,01	58,55	0,42	2,10	1,03	1,99
Spectrum 2	3,25	2,49	2,95	17,82	8,72	59,27	0,45	1,78	0,95	2,32
Spectrum 3	3,22	2,76	3,48	17,09	9,04	59,89	0,71	1,82	0,66	1,32
Spectrum 4	2,45	4,90	8,63	3,42	5,24	72,13	0,89	0,66	1,69	—
Spectrum 5	18,53	—	24,67	0,87	0,34	2,36	25,88	3,33	22,68	1,35
Spectrum 6	7,13	2,51	15,54	2,98	3,36	45,19	10,05	0,88	12,37	—
После эксплуатации (перо) (рис. 3, б)										
Spectrum 1	3,35	2,65	2,98	17,69	9,10	60,97	0,25	1,73	0,65	0,62
Spectrum 2	3,25	2,79	2,93	17,14	8,78	59,29	0,61	1,96	0,74	2,50
Spectrum 3	4,20	2,63	3,53	17,19	9,02	60,05	0,33	1,86	0,84	0,34
Spectrum 4	10,28	—	48,75	1,26	—	1,96	6,8	1,51	25,17	4,28
Spectrum 5	20,25	—	21,72	0,69	—	2,89	25,24	1,60	23,48	4,13
Spectrum 6	2,45	4,97	7,77	3,28	4,86	72,18	0,67	0,15	2,50	1,16
После эксплуатации и гомогенизации при 1120 °С (2 ч) (рис. 3, в)										
Spectrum 1	2,43	2,74	3,32	16,75	8,91	59,30	0,69	2,01	1,35	2,51
Spectrum 2	14,44	—	22,19	0,94	0,51	2,77	12,47	2,12	38,21	6,34
Spectrum 3	17,11	—	23,46	1,76	0,76	4,20	23,73	3,11	22,68	3,20
Spectrum 4	14,87	—	22,54	0,91	0,77	3,18	16,12	2,62	35,03	3,96
Spectrum 5	3,12	2,52	3,05	17,13	9,0	60,04	0,38	1,91	1,27	1,58

После эксплуатации плотность и размер упрочняющей фазы в замковой (низкотемпературной) области немного меньше (рис. 2, *a, б*) по сравнению с пером, находящимся под большим температурным влиянием (рис. 2, *в, з*). По структуре видно, что существуют области регулярного выделения дисперсной γ' -фазы, области укрупненной приграничной γ' -фазы и $(\gamma + \gamma')$ -эвтектик. Кроме этого вблизи границ или вокруг частиц вторичных фаз (например карбидных) существуют области PFZ (precipitate free zone), т.е. зоны, свободные от частиц γ' -фазы и представляющие собой твердый раствор (рис. 2, *з*) [3].

Микротвердость базового материала пера лопатки после наработки составляла 4610 МПа (что соответствовало эксплуатационному старению), а в относительно холодной области хвостовика — 4140 МПа.

После эксплуатации для частичного растворения неравномерной и разноразмерной γ' -фазы и растворения вторичных карбидных фаз перед последующей наплавкой проводили гомогенизацию при 1120 °С в течение 2 ч. Результатом данной термообработки стало снижение микротвердости базового сплава по перу до 4110 МПа, т.е. фактически до значения микротвердости в состоянии перед эксплуатацией. В структуре уменьшилось количество карбидных выделений и общее количество $(\gamma + \gamma')$ -эвтектик. Также, наблюдали растворение карбидов типа $Me_{23}C_6$ и наглядное подрастворение упрочняющей тонкодисперсной γ' -фазы как по осям дендритных ячеек, так и вблизи PFZ и границ зерен (ячеек) (рис. 3, *в*, табл. 1). Ухудшение химической травимости шлифа также свидетельствовало о частичном растворении упрочняющей фазы (рис. 2, *д, е*).

Гомогенизация явилась первым этапом комплексной восстановительной термообработки сплава IN 738 после эксплуатации и перед последующей операцией наплавки/сварки [4].

Так как сплав IN 738 при суммарном содержании стабилизирующих γ -фаз у элементов Al + Ti = 6,8 мас. % относится к трудносвариваемым сплавам [5], т.е. восприимчивым к возникновению трещин дисперсионного твердения, то при кристаллизации или последующей термообработке существует повышенная вероятность образования кристаллизационных трещин как на линии сплавления, так и в ЗТВ. Следовательно выбор режимов ремонтной сварки/наплавки и присадочных материалов является важной материаловедческой задачей.

Первый этап исследований заключался в выборе присадочных материалов для наплавки и тер-

мообработки сплава. Рассматривали три системы присадочных проволок: IN 738, IN 625 и PWA 795 [6, 7].

Наплавку проводили на сегментах пера лопатки в двух сечениях: по торцу сегмента (вдоль стенки со стороны спинки) и в корыте сегмента (перпендикулярно оси Z лопатки), т.е. на каждом образце формировали по два наплавленных шва. Секционированные сегменты (рис. 4) со швами подвергали трем типам ВТО:

режим 1 — 1120 °С (2 ч) + наплавка + 1120 °С (2 ч) + 840 °С (15 ч);

режим 2 — 1120 °С (2 ч) + наплавка + 1120 °С (2 ч) + 1054 °С (2 ч) + 840 °С (15 ч);

режим 3 — 1120 °С (2 ч) + наплавка + 1054 °С (2 ч) + 840 °С (15 ч).

Наплавленные швы исследовали как после наплавки, так и после каждого из трех вариантов термообработки.

Проволоку из IN 738 применяли в качестве присадочной как материал, соответствующий основе лопатки. Для швов, наплавленных с применением IN 738, в исходном состоянии (после наплавки и шлифовки) и после трех типов термообработок характерным было наличие кристаллизационных

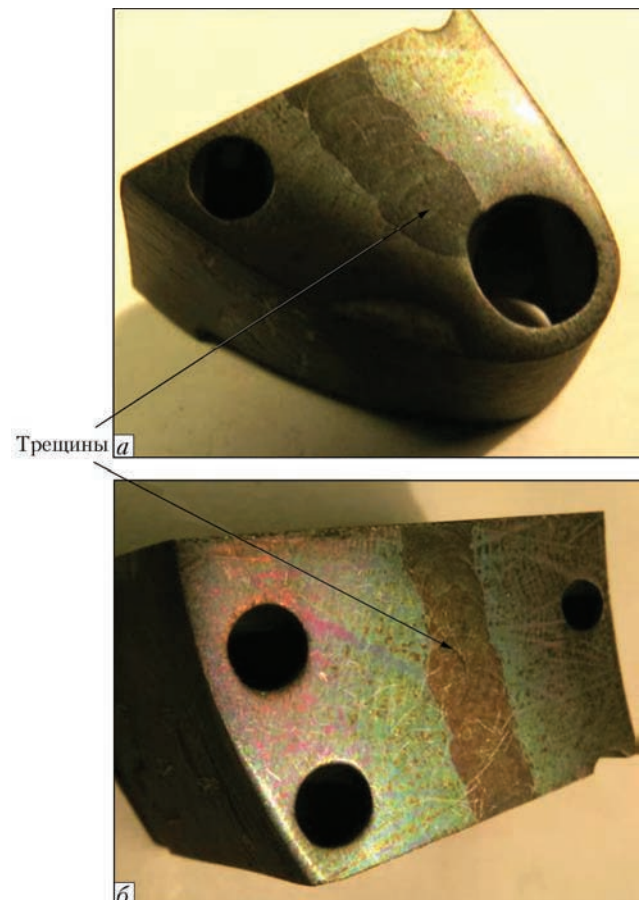


Рис. 4. Общий вид швов на сегменте лопатки из IN 738, наплавленных с применением присадочного материала IN 738: *a* — после наплавки; *б* — после ВТО по режиму 1

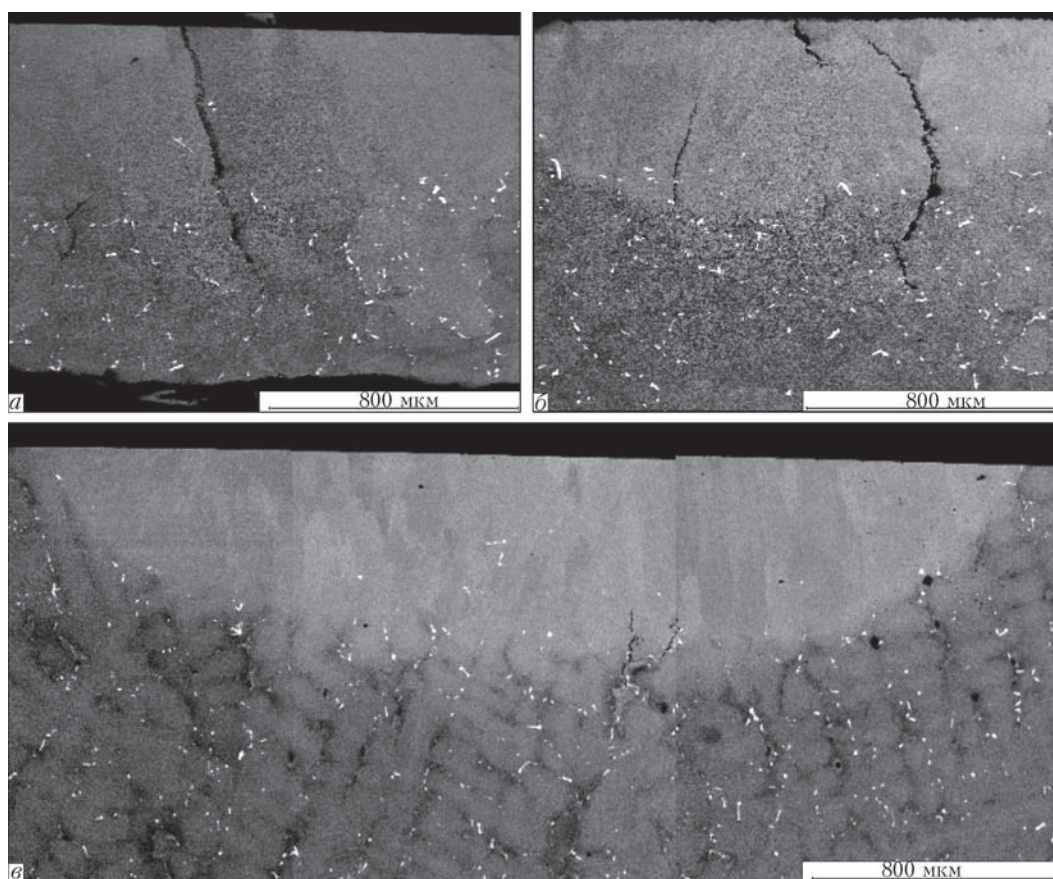


Рис. 5. Дефекты в швах, наплавленных на сплаве IN 738 присадочным материалом IN 738 после ВТО по режиму 1 (а); 2 (б); после наплавки (в)

трещин с частым выходом на поверхность шва. Данные дефекты определяли как визуальным, так и капиллярным контролем (рис. 4).

Вершины данных трещин находились в закристаллизовавшемся металле шва, в зоне сплавления или чаще всего в ЗТВ, а их устья — на поверхности шва с раскрытием 10...20 мкм и более (рис. 5). В основном они имели характерный для горячих и подсолидусных трещин магистральный межкристаллитный характер распространения. В большей степени трещины наблюдали на боковых швах, т. е. швах, сформированных в корыте перпендикулярно оси Z лопатки.

Ввиду того, что применяемый сплав IN 738 ликвационно неоднородный и в нем присутствуют в большом количестве $(\gamma + \gamma')$ -эвтектики, то при наличии в зоне сплавления и температуре плавления ~ 1200 °С возможно их оплавление (при большом энергозложении, характерном для высоколегированного сплава присадки в процессе наплавки). Следовательно, при последующей кристаллизации происходит формирование PFZ и пленочных карбидных фаз, по которым в дальнейшем и развиваются кристаллизационные трещины (рис. 5, в).

Наплавленный шов имел ячеисто-дендритную структуру и представлял собой твердый раствор с выделениями по границам ячеек тонких карбидных фаз типа MeC на основе Ti, Ta, Nb, W (рис. 6, а, табл. 2). После трех различных вариантов ВТО в поперечном сечении верхнего наплавленного шва кристаллизационные трещины визуализировались не везде. Швы, достаточно большие, широкие по площади, с плотной структурой (рис. 5).

Как известно, при наплавке/сварке в ЗТВ (в области основного металла, прилегающей непосредственно ко шву) протекают структурные изменения по схеме $\gamma + \gamma' \rightarrow \gamma \rightarrow \gamma + \gamma'$. Ширина данной зоны, в которой происходят фазовые превращения, отвечает размерам температурного интервала от полного растворения частиц γ' -фазы до начала плавления основного сплава (IN 738) и пропорционально зависит от степени легирования сплава [3]. После наплавки в этой зоне, прилегающей к линии сплавления (~ 100 мкм), полностью отсутствовала упрочняющая фаза (в том числе эвтектики) (рис. 7, а, в). А далее в основу она визуализировалась дискретно и больше всего в междендритных областях. Таким образом, наглядно подтвердилось воздействие температурных полей в процессе наплавки и кристаллизации на напла-

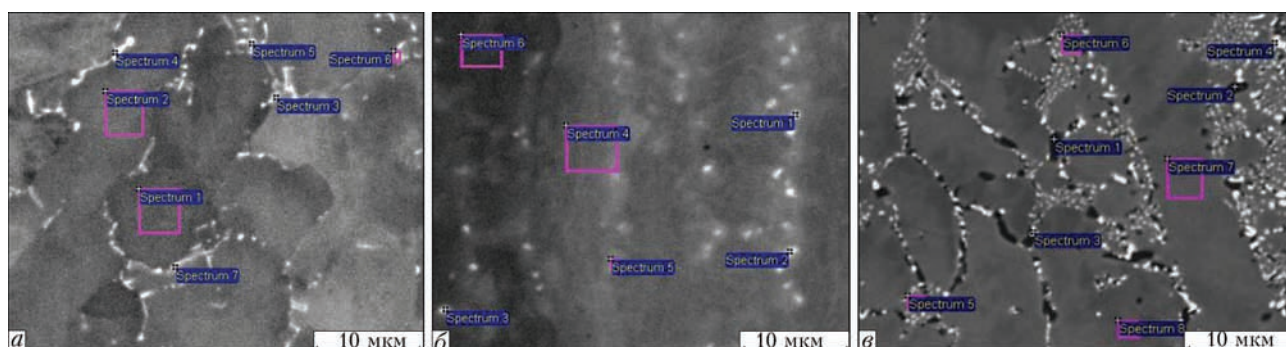


Рис. 6. Участки определения химического состава структурных составляющих закристаллизовавшегося металла швов, сформированных с применением различных присадочных материалов: а — IN 738; б — IN 625; в — PWA 795

ляемую основу, т.е. от линии сплавления температура снижается от 1200 °С (плавление эвтектики) до температуры солвус (полного растворения упрочняющей γ' -фазы) 1160...1175 °С и далее до температуры начала растворения упрочняющей фазы ~ 800 °С.

В результате каждого из трех вариантов термообработки материала лопатки, важным этапом которых является старение при 840 °С (15 ч), происходит выделение вторичной дисперсной упрочняющей γ' -фазы как в ЗТВ, так и в зоне сплавления и в самом шве (рис. 7, б, з, е). После ВТО γ' -фаза появилась даже в областях PFZ.

По типу формируемой структуры и значениям микротвердости наплавленного шва оптимальной ВТО оказалась термообработка по режиму 3 ввиду сохранения первичной упрочняющей γ' -фазы диаметром 1,0...1,2 мкм и выделения вторичной упрочняющей фазы (с размером частиц 0,3...0,6 мкм) с ее регулярным распределением и объемной долей 43 %, что влияет не только на долговечность жаропрочной системы шва, но и на увеличение пластичности материала (косвенным показателем может выступать микротвердость, т.е. снижение и равномерность ее значений по сечению).

Выбор в качестве присадочного материала для основы IN 738 сплава IN 625 определялся его вы-

Т а б л и ц а 2. Химический состав основных составляющих закристаллизовавшегося металла швов, наплавленных на сплаве IN 738 различными присадочными материалами, мас. %

Spectrum	C	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	Ta	W	Y	Hf
После наплавки IN 738 (рис. 6, а)												
Spectrum 1	3,91	3,12	2,49	15,73	8,41	61,12	0,59	1,55	1,13	1,96	—	—
Spectrum 2	3,98	2,87	2,71	15,86	8,95	60,26	0,62	1,65	0,89	2,21	—	—
Spectrum 3	5,49	2,38	6,02	14,77	7,43	51,10	2,05	2,06	5,32	3,39	—	—
Spectrum 4	7,59	2,56	5,72	14,16	6,90	49,25	2,14	2,47	5,99	3,22	—	—
Spectrum 5	7,85	1,97	7,47	13,47	6,32	44,47	3,51	3,10	7,88	3,97	—	—
Spectrum 6	6,41	2,55	5,92	14,24	7,01	49,45	2,96	2,66	5,76	3,05	—	—
Spectrum 7	7,65	2,20	5,73	13,86	6,70	48,22	2,82	3,10	6,27	3,45	—	—
После наплавки IN 625 (рис. 6, б)												
Spectrum 1	12,38	0,74	6,30	11,93	2,09	33,52	17,85	6,86	5,62	2,71	—	—
Spectrum 2	12,64	0,75	4,77	13,40	2,58	39,16	16,22	6,28	4,20	—	—	—
Spectrum 3	8,69	0,84	5,33	13,71	2,68	38,80	17,50	7,33	3,43	1,68	—	—
Spectrum 4	3,79	1,49	1,83	18,91	4,37	60,56	2,13	5,24	0,75	0,91	—	—
Spectrum 5	6,08	1,38	2,09	17,81	3,79	58,23	3,60	5,70	0,68	0,65	—	—
Spectrum 6	3,21	1,60	1,30	19,18	4,55	64,09	1,29	4,77	—	—	—	—
После наплавки PWA 795 (рис. 6, в)												
Spectrum 1	5,85	13,14	1,52	8,32	21,02	43,99	0,19	0,41	1,55	1,86	—	2,15
Spectrum 2	4,64	10,82	2,00	9,26	21,88	40,30	—	—	3,49	3,13	0,58	3,91
Spectrum 3	10,30	2,56	4,50	8,17	14,09	16,58	2,48	0,95	18,06	4,85	—	17,46
Spectrum 4	4,44	4,87	2,58	12,19	23,37	30,62	—	—	6,68	3,39	1,27	10,59
Spectrum 5	5,10	3,69	1,58	16,91	32,10	27,70	—	0,52	4,56	6,64	—	1,19
Spectrum 6	5,01	3,12	2,07	17,16	30,97	28,89	—	0,61	5,28	5,43	—	1,47
Spectrum 7	4,13	3,30	0,96	18,39	33,09	30,84	—	0,72	0,84	7,47	—	0,26
Spectrum 8	4,78	3,22	0,84	19,28	35,68	28,08	—	—	0,42	6,79	—	—

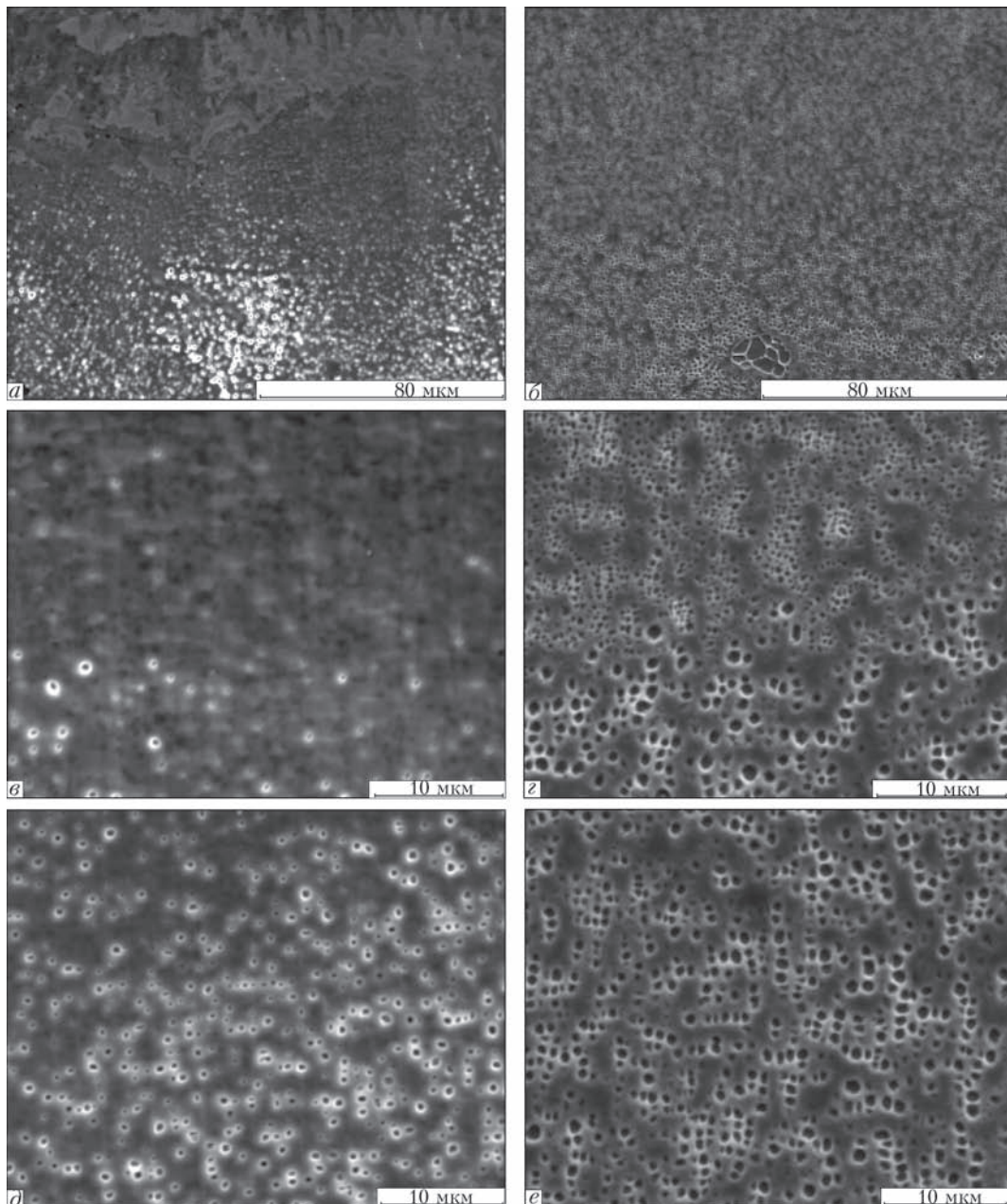


Рис. 7. $(\gamma + \gamma')$ -микроструктура ЗТВ шва, сформированного с применением присадки IN 738 после наплавки (а, в, д) и ВТО по режиму 1 (б, з, е)

соким сопротивлением усталости, прочностью на разрыв, удовлетворительным сопротивлением ползучести, стойкостью против окисления и коррозии до 950 °С, свариваемостью и технологичностью [7–9]. Сплав при достаточно высоком содержании хрома относится к коррозионностойким. Его химический состав следующий, мас. %: Ni–21Cr–1,0Co–9,0Mo–3,65Nb–0,4Al–0,4Ti–0,5Si–0,5Mn–0,05C. Легирование сплава IN 625 молибденом и ниобием обеспечивает его жаропрочность.

Применение присадочного материала в виде сварочной проволоки IN 625 позволило сформировать наплавленные швы без кристаллизационных трещин в области ЗТВ и сварного шва (рис. 8).

Единичная трещина длиной 20 мкм обнаружили в ЗТВ на боковом шве в состоянии после наплавки и механической обработки. Использование IN 625 с суммарным содержанием γ' -стабилизаторов (Al + Ti) $\leq 0,8$ % позволило формировать швы, исключая микротрещины, вызванные дисперсионным твердением.

Наплавленные швы имели ячеисто-дендритное строение с ориентацией кристаллитов к центру (рис. 8, а). Нижняя часть шва представляла собой закристаллизовавшийся основной металл, а верхняя (после механической шлифовки в размер) — смесь основного материала и IN 625 (табл. 2). Вторичные фазы в структуре данного закристаллизовавшегося металла находились в незначитель-

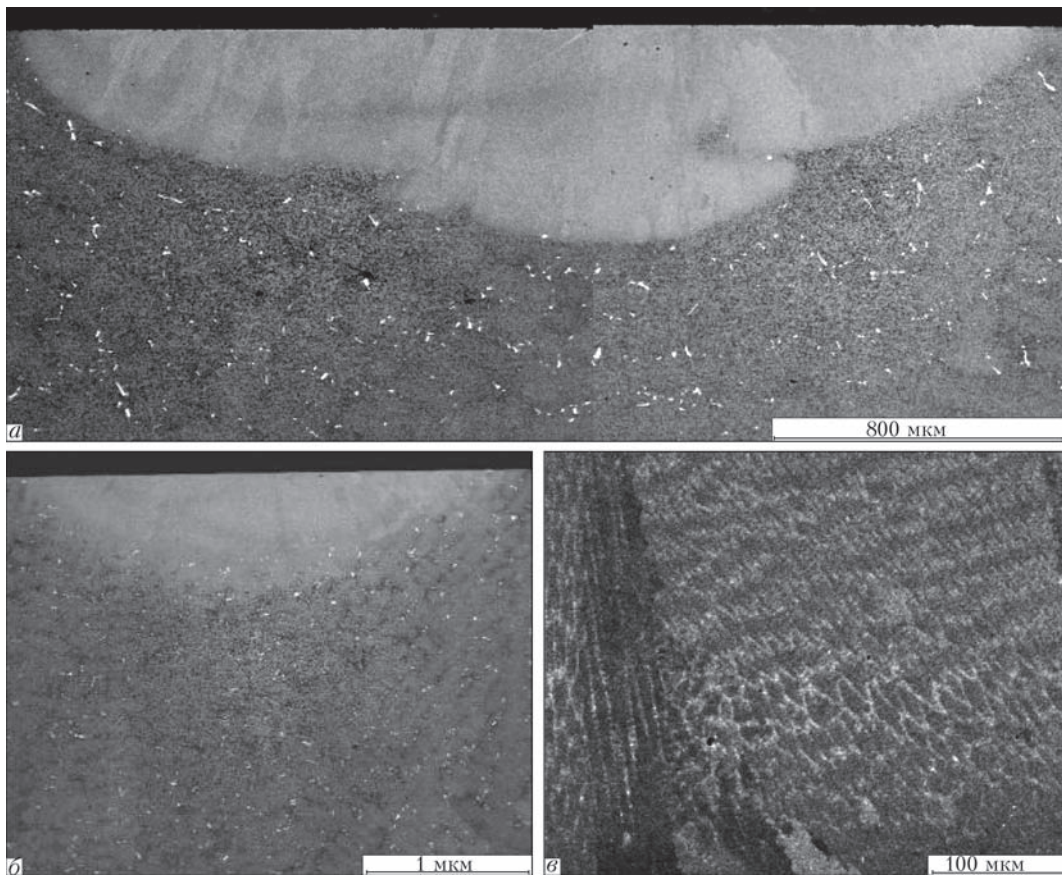


Рис. 8. Микроструктура швов, наплавленных на сплаве IN 738 присадочным материалом IN 625: *a* — после ВТО по режиму 3; *б, в* — после наплавки

ном количестве и представляли собой в основном карбиды типа MeC и Me_6C .

Использование IN 625 в качестве присадочной проволоки способствовало разбавлению высоколегированной сварочной ванны на основе IN 738 и уменьшению количества γ' -образующих элементов и вторичных фаз (при минимальном содержании углерода), снижая при этом гетерофазность металла наплавленного шва и обеспечивая сопротивление межкристаллитному разрушению.

Имея относительно невысокую твердость ($HRC = 25 \dots 30$), наплавка из сплава IN-625 технологична и легко обрабатывается. Соответственно, значения микротвердости закристаллизовавшихся швов также невысокие — 3490 МПа, что свидетельствует о гомогенности наплавленного материала.

Структуры и микротвердость различных областей сформированных наплавленных швов, полученных при использовании сплава IN 625, после сварки и различных режимов ВТО иллюстрировали процессы, протекающие на границе зоны сплавления. Растворение упрочняющей γ' -фазы при сварке и выделение ее заново из твердого раствора привели к объемным напряжениям в ЗТВ (рис. 9). Каждый из рассмотренных режимов ВТО способствовал выделению на границе зоны

сплавления и далее в ЗТВ упрочняющей γ' -фазы. В процессе гомогенизации при 1120 °С (2 ч) после сварки происходит дополнительное растворение дисперсной γ' -фазы, образовавшейся при кристаллизации. В результате последующих этапов ВТО наблюдали некоторую неоднородность по распределению и форме упрочняющей фазы в ЗТВ и частичную рекристаллизацию материала основы в ЗТВ. В случае трехстадийной послесварочной ВТО пограничная область вторичного выделения субдисперсной γ' -фазы составила 15 мкм. В ЗТВ упрочняющая фаза более равномерно распределилась и с большей плотностью, а ее оптимальный размер составил 0,8...1,2 мкм (рис. 9).

Ширина линии сплавления шва с повышенной микротвердостью (4500 МПа) незначительна для данного типа наплавки и не превышала 100 мкм. Ниже в ЗТВ микротвердость постепенно снижалась до уровня базового материала. При использовании проволок IN 738 и IN 625 большую микротвердость имел шов IN 738/IN 738 ввиду большей степени легирования металла шва γ' -образующими элементами. Следовательно, использование жаропрочных присадок способствует повышению жаропрочности и твердости швов при одновре-

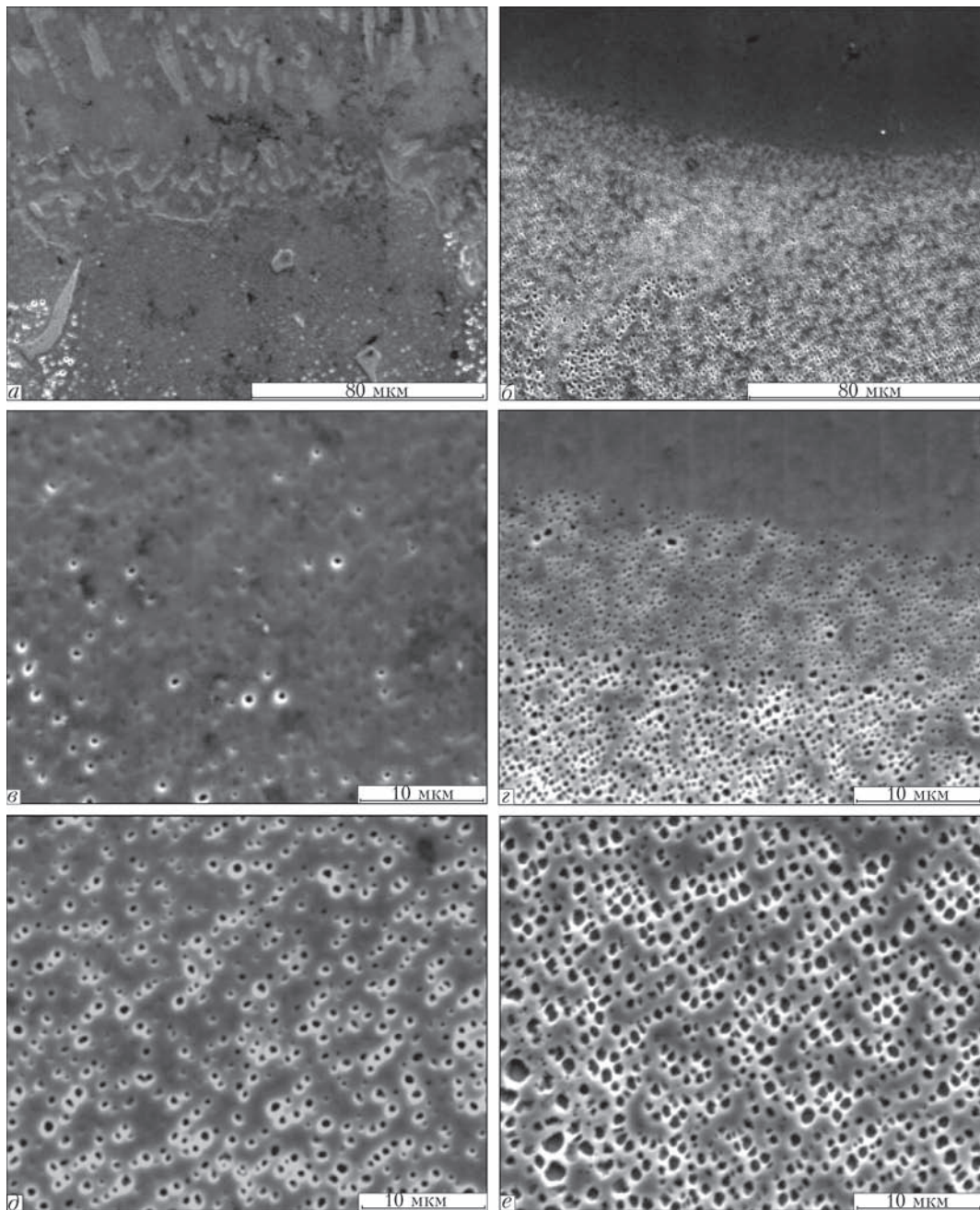


Рис. 9. $(\gamma + \gamma')$ -микроструктура ЗТВ шва, сформированного с применением присадки IN 625 после наплавки (а, в, д) и ВТО по режиму 3 (б, з, е)

менном снижении пластичности наплавляемого материала.

Применение в качестве присадки коррозионно-стойкого сплава IN 625 позволило получить удовлетворительную пластичность и технологичность формируемых швов, гарантируя при этом необходимое сопротивление коррозии и защиту от окисления, например, при восстановительном ремонте торцевой кромки рабочей лопатки [10].

Помимо рассмотренных выше наплавов с применением присадочных материалов на никелевой основе в работе использовали присадочную проволоку PWA 795 на кобальтовой основе, состав которой следующий, мас. %; Co–15Ni–20Cr–4,4Al–

8,7W–2,7Ta–1Hf–0,045Y–0,35C. Данный материал использовали ранее для наплавки монокристалльного сплава CMSX-4 и он оказался наиболее жаростойким по результатам высокотемпературных циклических испытаний [11]. Применение данного сплава на кобальтовой основе обеспечило минимальную скорость окисления наплавленного шва при температуре 1100 °С.

Сформированные на сегментах лопатки из IN 738 наплавленные швы имели достаточно плотную ячеисто-дендритную структуру с четкой межфазной границей наплавка/основа (рис. 10). Только в одном случае формирования шва на боковой поверхности с толщиной стенки 800 мкм

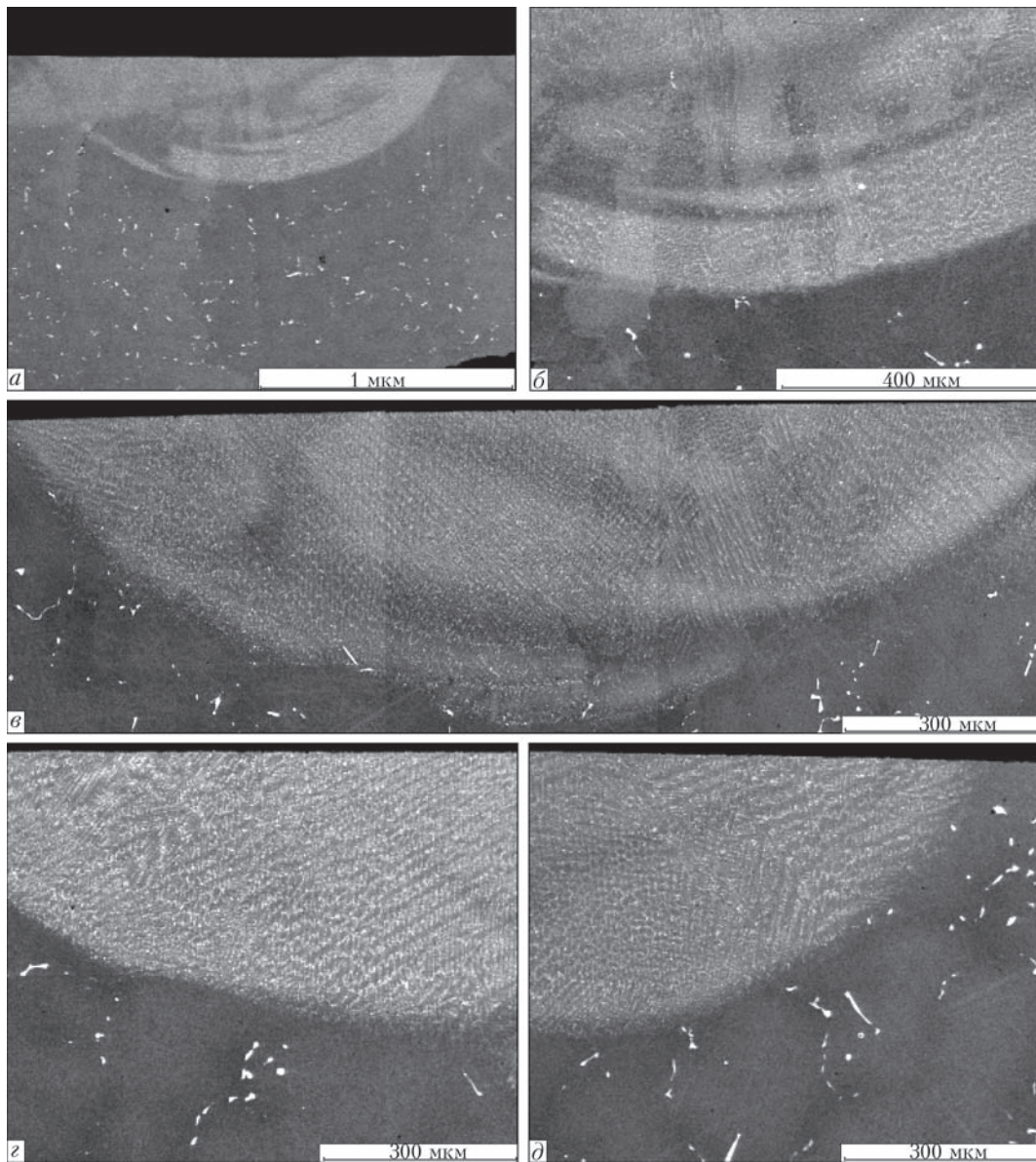


Рис. 10. Микроструктура шва, наплавленного на сплаве IN 738 присадочным материалом PWA 795 после наплавки (а, б); после ВТО по режиму 1 (в); 2 (с, д)

наблюдали трещину, устье которой выходило на внутреннюю поверхность лопатки. Природа ее не была установлена и она с большой вероятностью могла возникнуть в процессе эксплуатации и развиваться далее в шов в процессе наплавки. Капиллярный контроль не обнаружил трещин, выходящих на поверхность наплавленных швов как в исходном состоянии, так и после трех типов ВТО.

Зона термического влияния после сварки была глубиной 200...300 мкм и в ней не наблюдали рекристаллизацию и рост зерен, а также отсутствовали легкоплавкие эвтектики, трещины или микропоры.

Структура металла шва после наплавки имела двухфазное строение: основной матричный γ -твердый раствор и сетка карбидных фаз, обрамляющих тонкие дендриты (рис. 11). При кри-

сталлизации из жидкой фазы выделяются карбиды типа MC на основе Hf , Ta , Zr и др. (рис. 6, в, табл. 2). В ходе последующей высокотемпературной термообработки в металле шва активно протекают диффузионные процессы, вызывающие частичное растворение вторичных упрочняющих фаз, в частности, карбидов MeC на основе Ta и Hf и трансформацию их в глобулярные дискретные формы. При высоком содержании углерода в сплаве PWA 795 (0,35 мас. %) он не оказывает никакого отрицательного воздействия на развитие диффузионных процессов на линии сплавления швов и формирование пограничных зон с повышенной микротвердостью, т.е. полностью расходуется на образование карбидов MeC . Образовавшиеся в металле шва стабильные карбиды (Ta , Hf , W) C являются основной упрочняющей фазой при

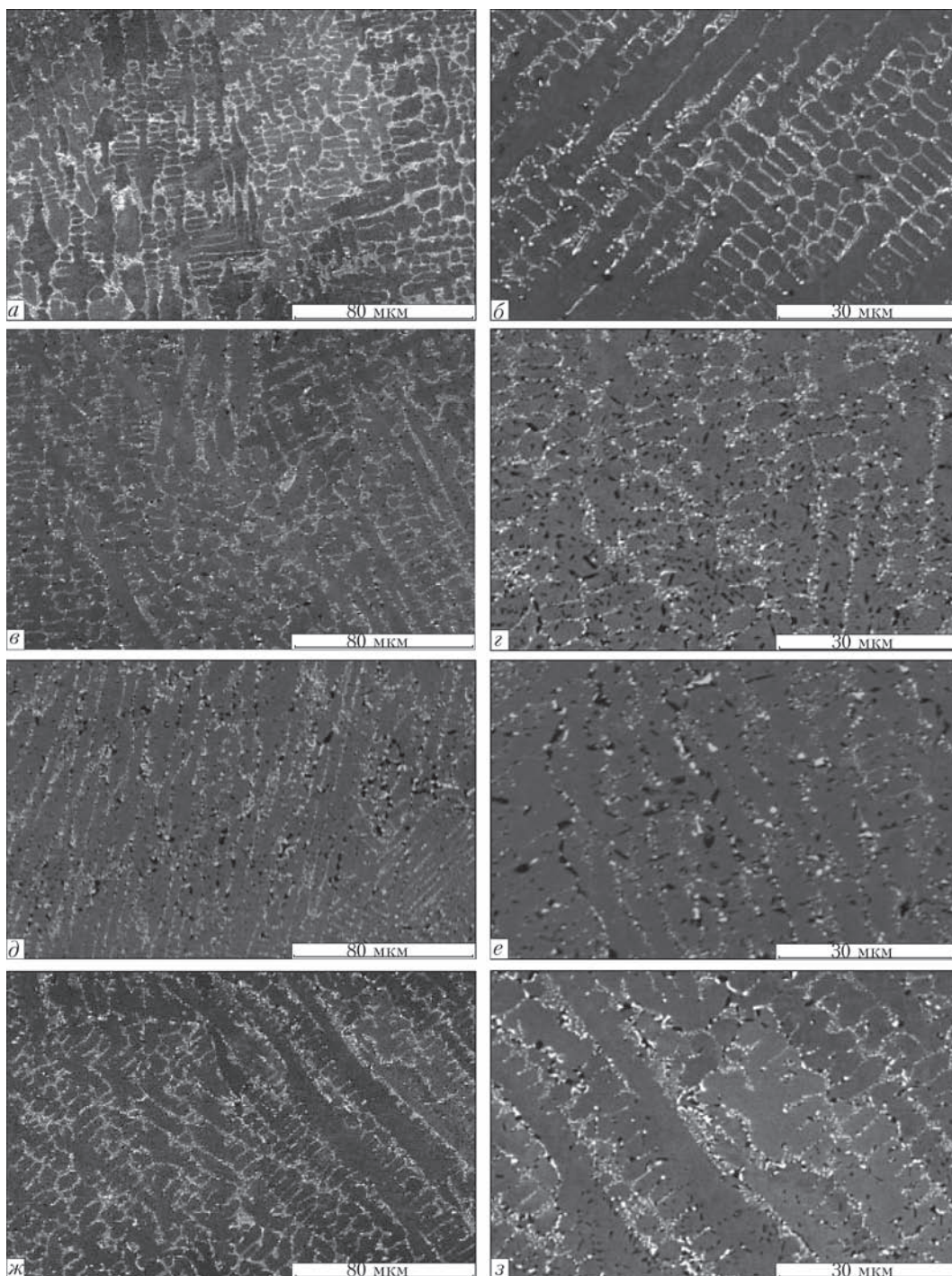


Рис. 11. Микроструктура металла шва, наплавленного на сплаве IN 738 присадочным материалом PWA 795 после наплавки (а, б) и различных видов ВТО по режиму 1 (в, г); 2 (д, е); 3 (ж, з)

рабочих температурах до 1200 °С и выше. Выделяясь в самом зерне и по границам, они повышают термостабильность материала.

Кроме карбидообразующих элементов в составе PWA 795 присутствует алюминий (4,4 мас. %), который обеспечивает жаростойкость материала швов за счет формирования при повышенной температуре (выше 1000 °С) защитной пленки Al_2O_3 и образования жаростойкой интерметаллидной фазы β -(Ni,Co)Al. Данная фаза размером 0,5...0,7 мкм образуется в наплавляемом материале

ле швов в процессе ВТО и является третьей основной их составляющей (рис. 11). Как определили экспериментально [12], β -фаза в кобальт-никелевой матрице достаточно стабильна при температурах до 1150 °С и обеспечивает жаростойкость формируемых швов. Таким образом, после различных режимов ВТО структура металла наплавки представляет трехфазную систему: матричный раствор на кобальт-никелевой основе, карбиды MeC и β -фаза (темно серого цвета) (рис. 6, в, рис. 11,

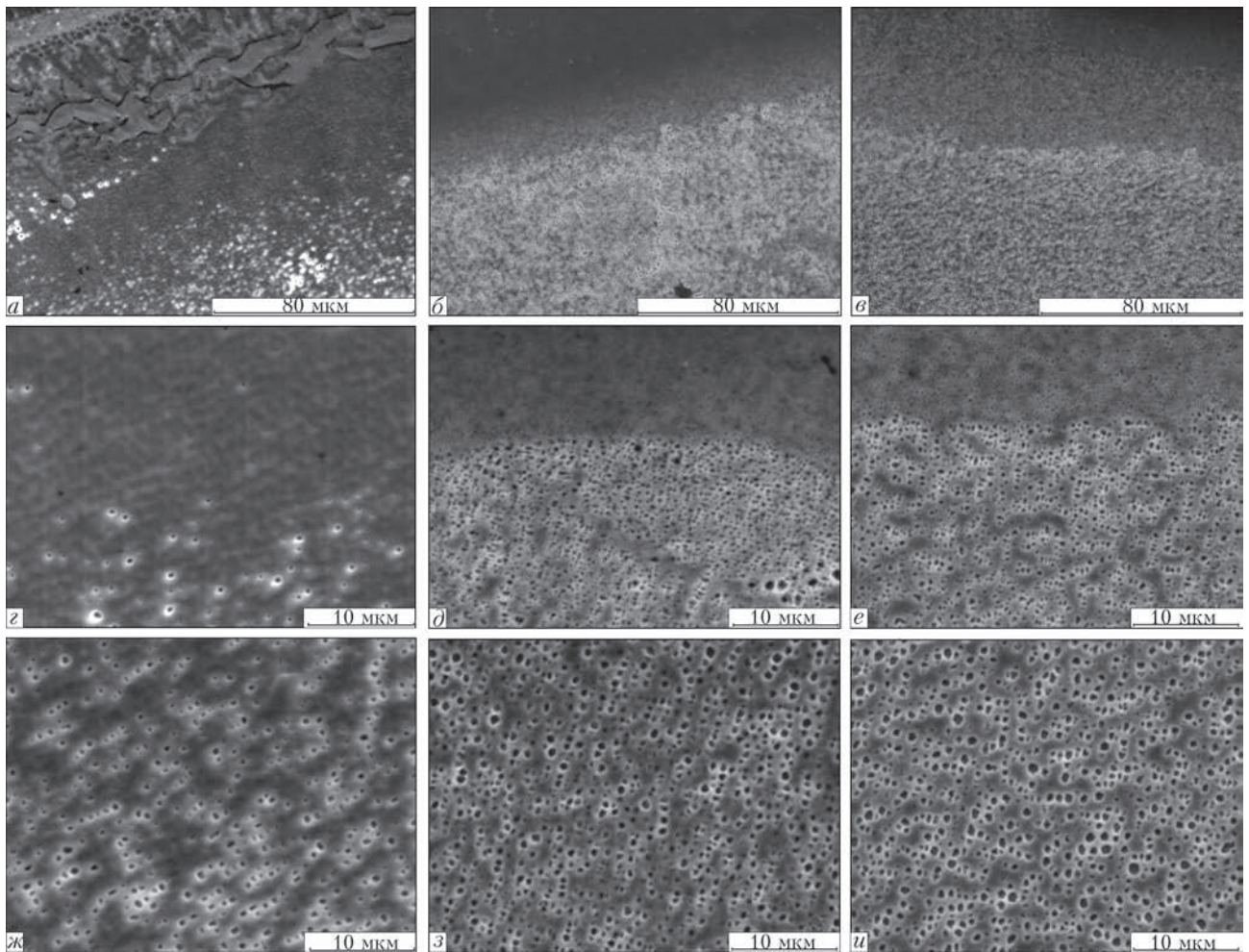


Рис. 12. $(\gamma + \gamma')$ -микроструктура металла ЗТВ шва, наплавленного с применением материала PWA 795 после наплавки (а, г, ж) и ВТО по режиму 1 (б, д, з) и 3 (в, е, и)

табл. 2). Вместе с тем алюминий и хром улучшают окислительную стойкость наплавки.

Непосредственно после наплавки под зоной сплавления в основе упрочняющая γ' -фаза не визуализируется на глубину 40...60 мкм, а далее она дискретно располагается в матрице в ЗТВ (рис. 12). При трех вариантах ВТО данная фаза подвыделяется в процессе старения в ЗТВ до 43...45 об. % (рис. 12). При применении в качестве наплавки материала PWA 795 данная фаза полностью отсутствует в шве и на линии сплавления. Легирующий комплекс присадочного материала PWA 795 (Co–Ni–Cr–Al–W), включая, в том числе иттрий, тантал, гафний, обеспечивает высокую термическую структурную стабильность в температурном интервале 800...1100 °С, т. к. при этом исключается фазовое превращение $\gamma \rightarrow \gamma'$ при охлаждении в интервале 900...700 °С. Именно такая фазовая трансформация связана с объемными изменениями (особенно с увеличением термического коэффициента линейного расширения (ТКЛР) материала), которые могут приводить к высоким термическим напряжениям, возникающим при ох-

лаждении на межфазной границе. Следовательно, присадочный материал PWA 795 предотвращает возникновение трещин дисперсионного твердения.

При рассмотрении тонкой $(\gamma + \gamma')$ -структуры металла ЗТВ после трех видов термообработки определили, что после высокотемпературной гомогенизации, наплавки и последующего старения в области, прилегающей к зоне сплавления, наблюдается рекристаллизация основы и существенная ликвиционная структурная неоднородность. При двухстадийной термообработке по режиму 3 ВТО без дополнительной гомогенизации (1054 °С (2 ч) + 840 °С (15 ч)) сохранялась первичная упрочняющая γ' -фаза с размером частиц диаметром 0,8...1,0 мкм и выделялась вторичная упрочняющая фаза с размером частиц 0,2...0,5 мкм. Объемная доля регулярной упрочняющей фазы в ЗТВ и основе составила 43...44 % (рис. 12, в, е, и).

Структурные изменения в материале шва и в прилегающих зонах обычно находят отражение в изменении значений микротвердости. Так микротвердость шва, сформированного с применением

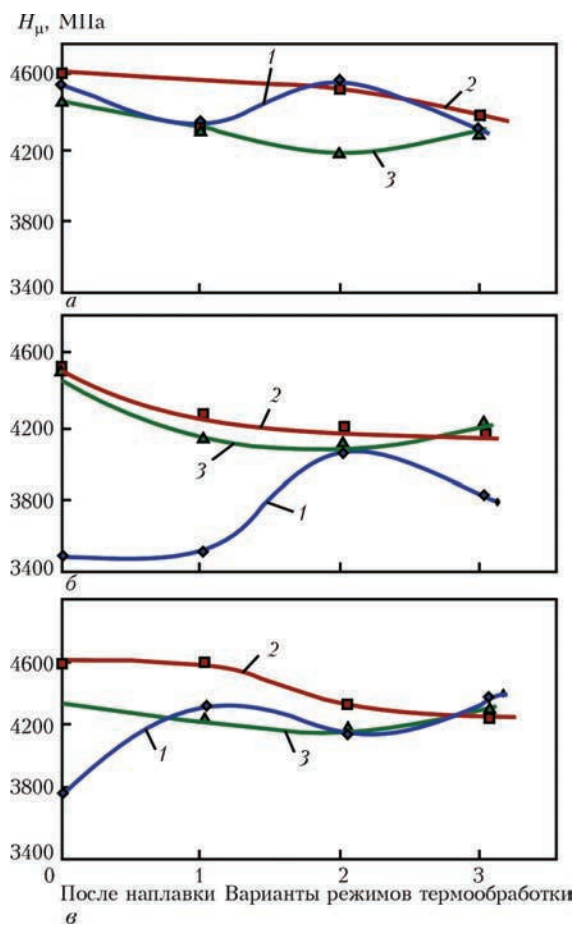


Рис. 13. Микротвердость материала шва (1), линии сплавления (2) и ЗТВ (3) при применении различных присадок после наплавки и различных вариантов термообработок: а — IN 738; б — IN 625; в — PWA 795

PWA 795, после наплавки достигала значения 3800 МПа. При последующих этапах гомогенизации и старения в металле шва активно протекают процессы растворения вторичных упрочняющих фаз, в том числе сетки карбидов MeC , с трансформацией их в глобулярные дискретные формы и выделением жаропрочной β -NiAl-фазы, что вызывает повышение микротвердости шва до 4350 МПа. Снижение микротвердости по линии сплавления объясняется снятием напряжений и выравниванием химического состава материала наплавки за счет диффузионных процессов на межфазной границе (рис. 13, в).

Растворение упрочняющей γ' -фазы при сварке и выделение ее заново из твердого раствора при кристаллизации приводит к объемным напряжениям на границе области сплавления и зоны перегрева в ЗТВ, что отражается в повышенных значениях HV линии сплавления (рис. 13). Объемные и сварочные напряжения могут вызывать образование трещин в результате снижения релаксационной способности металла шва и ЗТВ протеканию пластической деформации. Вероятность образова-

ния трещин увеличивается с повышением количества γ' -образующих элементов и образования границ рекристаллизованных зерен. Таким образом, целесообразно применять для сварки/наплавки высоколегированных никелевых сплавов присадочные материалы с малым количеством стабилизаторов упрочняющей γ' -фазы и материалы на кобальт-никелевой основе.

Применение термообработки по упрощенному режиму 3 (двухстадийному) способствует снижению микротвердости материала линии сплавления и ЗТВ, а применение последующего двухстадийного старения уменьшает вероятность образования трещин в ЗТВ. После данного режима ВТО наблюдается формирование равнопрочного наплавленного шва, когда микротвердость основных зон шва имеет близкие значения (рис. 13).

При оценке качества швов, наплавленных в различных участках сегмента лопатки с применением трех присадочных материалов (примерно 4÷5 сечений для каждого), установлено, что все швы имели плотную структуру. Основным критерием качества швов является наличие кристаллизационных трещин как в металле шва, так и в ЗТВ. Установлено, что наибольшее количество трещин с выходом на поверхность швов обнаружено в случае применения в качестве присадочного материала сплава IN 738. Сплав IN 738 благодаря легирующему комплексу $(Al + Ti) = 6,8$ мас. % и физико-механическим характеристикам относится к категории трудносвариваемых сплавов и является более восприимчивым к возникновению трещин дисперсионного твердения, чем рассмотренные выше присадки. Поэтому он не приемлем для ремонта наплавкой деталей из одноименного сплава [13].

Наименьшее количество трещин обнаружено при использовании присадочного материала — никелевого сплава твердорастворного упрочнения IN 625. Формируемые швы имели минимальное количество дефектов после наплавки и полное их отсутствие после ВТО. IN 625 подходит для ремонта наплавкой/сваркой жаропрочных никелевых сплавов и обеспечивает жаростойкость ремонтных зон до температур не выше 950 °C [10, 11, 14].

Сплав PWA 795 на кобальтовой основе показал прекрасные результаты по формированию бездефектных швов, наплавливаемых на сплав IN 738. Как было установлено ранее [11], данный сплав благодаря уникальному легирующему комплексу обеспечивает не только хорошие жаростойкие свойства при повышенных температурах (до 1150 °C), но также обеспечивает хорошие механические характеристики при эксплуатации. Использование кобальтовых присадочных материалов является

одним из механизмов предотвращения образования подсолнечных трещин (трещин дисперсионного твердения) в формируемых швах и ЗТВ на никелевых жаропрочных сплавах.

Сплавы IN 625 и PWA 795 можно рекомендовать для ремонта лопаток ГТД, а сплав PWA 795 — для ремонта наплавкой теплонагруженных зон (торцов пера) или зон эрозионного воздействия (полок). Рассмотренные присадочные материалы хорошо сочетаются с материалами защитных покрытий типа NiCoCrAlY или CoCrAlY и улучшают (в случае PWA 795) долговечность теплозащитных покрытий при длительных испытаниях [10, 12].

При рассмотрении трех вариантов восстановительной термообработки после процесса наплавки, как оптимальная была выбрана двухступенчатая термообработка по режиму 3. При данной термообработке при температуре высокотемпературного старения происходит некоторый рост первичных частиц и субдисперсных частиц γ' -фазы, что выделяются в ЗТВ во время охлаждения после наплавки. Выделение вторичной фазы размером 0,1...0,15 мкм приводит к повышению плотности дислокаций, увеличению прочности при снижении пластичности и вероятности образования трещин. Увеличение размера частиц γ' -фазы до 1...1,5 мкм в процессе старения дает возможность повышения пластичности материала, его релаксационной способности, снижения плотности дислокаций, что, в свою очередь, способствует повышению стойкости против образования трещин в ЗТВ.

При отсутствии гомогенизации после наплавки более в полном объеме сохраняется первичная γ' -фаза, а температура 1054 °C способствует растворению более крупных пограничных частиц и росту вторичных, что приводит к некоторому выравниванию по размеру γ' -фазы и увеличению объемной доли до 43...45 об. %.

Выводы

1. Жаропрочный никелевый сплав IN 738, используемый в качестве присадочного материала, как высоколегированный материал ($Al + Ti = 6,8 \%$), по физико-механическим характеристикам относится к категории трудносвариваемых сплавов. Экспериментально подтверждено, что он более восприимчив к возникновению трещин дисперсионного твердения (как в исходном состоянии, так и после различных ВТО), чем остальные применяемые присадочные сплавы при ремонте рабочих лопаток, изготовленных из сплава IN 738.

2. Установлено, что сплав IN 625 является хорошим материалом для восстановления наплав-

кой/сваркой изделий из жаропрочных сплавов при температуре эксплуатации до 950 °C. При твердорастворном упрочнении данный сплав не склонен к образованию кристаллизационных трещин при сварке/наплавке.

3. Применение сплава PWA 795 как присадочного материала позволяет формировать качественные бездефектные швы с высокой плотностью. Легирующий комплекс кобальтового материала обеспечивает высокую жаростойкость ремонтных зон при высокой температуре (до 1150 °C). Сформированные с применением кобальтовых присадочных материалов швы не подвержены возникновению трещин вследствие дисперсионного твердения (подобно никелевым), возникающих в процессе кристаллизации.

4. Выбор присадок на основе кобальта оправдан тем, что основная упрочняющая фаза в них — карбидная, которая более стабильна, чем γ' -фаза (в никелевых сплавах) и растворяется в меньшей степени при повышенных температурах. Тантал и гафний связывают углерод (0,35 %) в карбидные фазы MeC и улучшают их морфологию, соответственно совершенствуя механизм карбидного упрочнения. Наличие алюминия и никеля в материале кобальтовой присадки способствует образованию в шве β -(Ni,Co)Al-фазы, обеспечивающей жаростойкость материала. Данные фазы сохраняются в большей части шва и после термоциклических испытаний, тем самым обеспечивая прочность и жаростойкость наплавленного материала.

5. В ходе исследований определено, что двухступенчатая термообработка по режиму 3 (1054 °C (2 ч) + 840 °C (15 ч)) обеспечивает необходимую жаропрочность как материалу ЗТВ швов, так и основе за счет формирования ($\gamma + \gamma'$)-структуры регулярного типа с объемной долей частиц упрочняющей γ' -фазы (43...45 мас. %). Это обеспечивает при формировании качественных наплавленных швов достаточную долговечность восстановленных изделий.

1. *Alloy IN-738*. Technical Date. INCO, The International Nickel CoMPany INC, One New York Plaza, New York. — N.Y. — 10004.
2. *Nejat A. Numerical investigation of clocking in a two-stage gas turbine / A. Nejat, H. Hamedi // Energyequipsys. — 2013. — Vol. 1. — P. 91–97.*
3. *Thakur A. Microstructural responses of nickel base cast IN-738 to a variety of pre-weld heat-treatments / A. Thakur. — Diss., 1997. — 151.*
4. *Wangyao P. Effect of postweld heat treatments on TIG-welded microstructures of superalloy, IN-738 / P. Wangyao, W. Homkrajai, S. Asavavisithchai // Chiang Mai J. Sci. — 2009. — 36(3). — P. 320–330.*
5. *Восстановление монокристалльных рабочих лопаток с применением аргодуговой наплавки и нанесения тепло-*

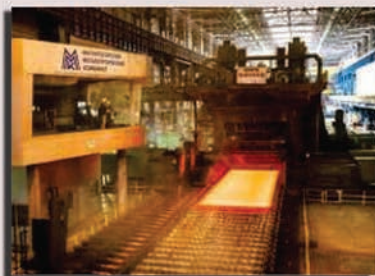
- защитного покрытия. Часть I / А. Ф. Белявин, Д. А. Федотов, В. В. Куренкова [и др.] // Современная электрометаллургия. — 2013. — № 1. — С. 49–57.
6. *Special metals*, welding products company, copyright special metals corporation, 2004, Publication Number SMC-01 1. www.specialmetals.com.
 7. *Special metals*, copyright special metals corporation, 2011. www.specialmetals.com/products/data/_625.html.
 8. Thamer Amin D. Mechanism of building-up deposited layer during electro-spark deposition / Amin D. Thamer, Mohammed H. Hafiz, Baha S. Mahdi // *Journal of Surface Engineered Materials and Advanced Technology*. — 2012. — № 2. — P. 258–263.
 9. Yfhami Y. Welding repair of nickel based superalloys — Inconel 738 / Y. Yfhami, B. Maamache, B. Belkessa // *Welding and NDT Center, Metallurgy and Mechanical Unit, Cheraga, Algiers*. <https://library.csc.dz/media/articles/201504/WELDING-REPAIR...>
 10. *Восстановление* монокристалльных рабочих лопаток с применением аргонодуговой наплавки и нанесения теплозащитного покрытия. Часть 2 / А. Ф. Белявин, Д. А. Федотов, В. В. Куренкова [и др.] // Современная электрометаллургия. — 2013. — № 2. — С. 48–54.
 11. Белявин А. Ф. Долговечность наплавленных ремонтных швов на никелевом жаропрочном сплаве CMSX-4 в условиях циклического окисления / А. Ф. Белявин, В. В. Куренкова, Д. А. Федотов // *Автоматическая сварка*. — 2014. — № 2. — С. 13–25.
 12. Белявин А. Ф. Термоциклическая долговечность теплозащитного покрытия на монокристалльной лопатке после восстановления торца пера наплавкой TIG / А. Ф. Белявин, В. В. Куренкова, Д. А. Федотов // *Современная электрометаллургия*. — 2015. — № 1. — С. 31–43.
 13. Bia G. Restoration of nickel-base turbine blade knife-edges with controlled laser aided additive manufacturing / G. Bia, A. Gasserb // *Physics Procedia*. — 2011. — № 12. — P. 402–409.

Inconel 738 (IN738) is a nickel dispersion-hardened heat-resistant alloy, which is successfully applied over many years as a basic material for blades of industrial gas turbines. Combination of the high-temperature strength and corrosion resistance are optimally suitable for the gas turbine components. The requirement in improvement of the efficiency in gas turbine units, as well as the growth in cost of production of the blades are the important factors leading to the need in development of repair technologies. However, in restoration of blades of Inconel 738 after long-term service by using surfacing/welding there is a very acute problem in appearance of defects in the form of crystalline cracks in the heat-affected zone (HAZ) of the formed welds. The work describes the method of repair by TIG-surfacing using different types of filler materials, namely alloys IN 738, IN 625, PWA 795. It is shown that the application of a low-alloy nickel alloy IN 625 and nickel-cobalt alloy PWA 795 provides the formation of defect-free surfaced welds with required characteristics using definite technological procedures. Optimization of the reduction heat-treatment after surfacing allows not only restoring the structure of the base material of the product, but also providing sufficient high-temperature strength and heat resistance to the welds being surfaced. Ref. 13, Tables 2, Figures 13.

Key words: gas turbine engines; TIG-surfacing; reduction heat treatment; crystalline crack; surface weld; heat-affected zone; liquation heterogeneity; microhardness; dispersion-strengthened material; high-temperature strength; heat resistance

Поступила 30.12.2015

ЛУЧШИЕ В МИРЕ ПРОИЗВОДИТЕЛИ СТАЛИ



Согласно последним статистическим данным, опубликованным Всемирной ассоциацией производителей стали, мировой выход сырой стали 66 стран, представивших данные Ассоциации, составил 135,720 млн. т в июне этого года. Ежемесячный выход оставался более или менее стабильным по сравнению с выходом в течение того же месяца прошлого года. Эти 66 стран произвели около 99 % от общего мирового производства сырой стали в 2015 г.

На основании этих данных подведены итоги за первое полугодие 2016 г. и сформирована десятка лучших производителей мира по объему выхода стали, тыс. т:

- | | | |
|-------------------|------------------------|---------------------|
| 1. Китай — 399560 | 5. Россия — 35180 | 8. Турция — 16491 |
| 2. Япония — 52040 | 6. Южная Корея — 33358 | 9. Бразилия — 14867 |
| 3. Индия — 46384 | 7. Германия — 21885 | 10. Украина — 12413 |
| 4. США — 40064 | | |

<http://www.azovpromstal.com/news/>