



УДК 621.791.92:526.001.4

ВОССТАНОВЛЕНИЕ МОНОКРИСТАЛЬНЫХ РАБОЧИХ ЛОПАТОК С ПРИМЕНЕНИЕМ АРГОНОДУГОВОЙ НАПЛАВКИ И НАНЕСЕНИЯ ТЕПЛОЗАЩИТНОГО ПОКРЫТИЯ. Часть 1

**А. Ф. Белявин, Д. А. Федотов,
В. В. Куренкова, Д. П. Хомич**

ИЦ «Пратт и Уитни-Патон»
03150, г. Киев, ул. Горького, 68
E-mail: vkurenkova@pwpaton.com

Проведены исследования по выбору присадочного материала для восстановления торцевых кромок пера рабочих лопаток из монокристалльного сплава CMSX-4 способом аргонодуговой наплавки. Наплавляемый материал (сплав IN625) обеспечивает торцевой кромке пера рабочей лопатки необходимые стойкость против окисления и коррозии, а также сопротивление ползучести при рабочей температуре, позволяет формировать наплавленные швы без горячих трещин с минимальным количеством зерен случайной ориентации. Разработан подход комплексного ремонта рабочих лопаток из сплава CMSX-4, включающий восстановление торца пера наплавкой и нанесение на изделие способом электронно-лучевого осаждения жаростойкого подслоя и теплозащитного покрытия с выполнением всех необходимых видов механотермической обработки для продления срока службы ответственных изделий ГТД. Библиогр. 23, табл. 1, ил. 7.

***Ключевые слова:** монокристалльный сплав; ориентация; зерна случайной ориентации; дисперсионно-упрочняемые сплавы; зона термического влияния; дендритный рост; наплавленный металл; жаростойкое покрытие; диффузионная зона; теплозащитное покрытие*

Монокристалльные жаропрочные никелевые сплавы применяются в настоящее время в качестве основного конструкционного материала для теплонагруженных деталей ГТУ, в частности рабочих лопаток, определяющих надежность работы турбины. В процессе эксплуатации эти детали подвергаются механическим, термическим и коррозионным воздействиям. Целесообразность их периодического ремонта обусловлена высокой стоимостью составляющих жаропрочных сплавов, большими сложностью и трудозатратами, значительным процентом брака при изготовлении.

При длительной эксплуатации лопаток происходит их эрозионный износ, прежде всего по бандажным полкам и торцу пера. Поэтому эффективным путем увеличения долговечности лопаток является наплавка коррозионно- и износостойкими сплавами. В свою очередь, применение защитных покрытий на лопатках позволяет увеличивать их эксплуатационный ресурс в несколько раз, сохраняя при этом структуру и заданные механические свойства базового сплава.

Комплексное восстановление лопаток, выполненных из дорогостоящих монокристалльных жаропрочных никелевых сплавов, является перспективным направлением газотурбостроения и включает как ремонтные технологии (сварку/наплавку), так и нанесение теплозащитных покрытий на изделия.

Существуют способы ремонта лопаток газовых турбин из жаропрочных никелевых сплавов, включающие восстановление дефектных зон сваркой, термообработку, механическую обработку и нанесение защитных покрытий различными способами [1, 2]. Чаще всего ремонт производят лазерным порошковым [3–7] и плазменно-порошковым способами сварки [8, 9], сваркой электронным лучом [10–13], реже аргонодуговой наплавкой [1–3, 14]. Ряд работ посвящен вопросам сварки и наплавки никелевых монокристалльных сплавов электронно-лучевым и микроплазменным порошковым способами [10–13].

Ремонтные технологии в основном применяются для жаропрочных и коррозионностойких никелевых и кобальтовых сплавов равноосной кристаллизации (IN738, GTD111, ЦНК-7, ЦНК-21, FSX-414, ЖС 6, ЖС 6У,

Химический состав наплавляемого базового и присадочных материалов, мас. %

Тип базового сплава и присадочной проволоки	Co	Cr	Al	Ti	W	Mo	Ta	Re	Nb	Hf	Si	Fe	C	ΣAl+Ti
CMSX-4	9,0	6,5	5,6	1,0	6,0	0,6	6,5	3,0	–	0,1	–	–	–	6,6
Rene 41	11,0	20,0	1,6	3,15	–	9,75	–	–	–	–	–	5,0	0,12	4,75
Waspaloy	13,5	19,5	1,4	3,0	–	4,25	–	–	–	–	–	≤2,0	0,10	4,4
IN738	8,5	16,0	3,4	3,4	2,6	1,8	1,8	–	0,9	–	–	0,5	0,10	6,8
IN625	1,0	21,0	0,4	0,4	–	9,0	–	–	3,65	–	0,5	0,5Mn	0,05	<0,8

Примечание. Никель — основа.

ЭИ 893, U-500). Одним из этапов комплексного ремонта рабочих лопаток является их предварительный отжиг в вакууме до температуры 200...950 °С (2 ч) для восстановления дислокационной структуры металла изделия [1], получения гомогенной структуры матрицы и растворения избыточных карбидообразующих фаз в твердом растворе.

Сварка монокристаллических жаропрочных сплавов — сложная и трудноразрешимая задача. Абсолютной гарантии получения надежных, равнопрочных, бездефектных сварных швов на монокристаллических сплавах каким-либо из ныне известных способов пока нет, однако в работах зарубежных и отечественных ученых четко определены условия получения качественных сварных монокристаллических соединений и наплавленных швов, основными дефектами которых являются трещины.

Базовыми критериями оценки качества наплавленного сварного шва и структурного совершенства росто-вой монокристаллической структуры при сварке/наплавке служат ориентационная однородность шва и линии сплавления с основным металлом; отсутствие в шве зерен случайной ориентации [4, 14, 15], кристаллизационных трещин и других дефектов при формировании плотного сварного шва [16–20].

Наплавка монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов является довольно сложным процессом ввиду плохой свариваемости материалов, содержащих большое количество упрочняющей фазы γ'-Ni₃Al (в ис-

следуемом сплаве CMSX-4 объемная доля γ'-фазы составляла 71,7 % [3]), и значительной склонности к образованию горячих межкристаллитных трещин в шве при температурном интервале хрупкости по границам зерен.

Цель настоящей работы заключалась в разработке технологии комплексного ремонта рабочих лопаток, выполненных из монокристаллического сплава, включая восстановление торцевой кромки пера способами аргонодуговой наплавки и нанесения на восстановленное изделие теплозащитного покрытия с выполнением всех видов механотермической обработки для обеспечения требуемых служебных характеристик изделия.

Работа базировалась на использовании опыта успешного ремонта путем наплавки комплекта рабочих лопаток турбины высокого давления агрегата ГТК-10-4, изготовленных из сплава ЖС6ФНК (направленной кристаллизации). Ремонт включал восстановление с помощью наплавки верхнего торца пера лопатки, последующие операции механической (абразивной) обработки изделия, формирование верхнего торца пера (усика) лопатки и финишную двухстадийную термообработку изделия.

Для восстановления торца пера рабочей монокристаллической лопатки проводили предварительные исследования по наплавлению образцов (частей хвостовиков) и сегментов пера деталей, бывших в эксплуатации. Материалом служил безуглеродистый монокристаллический сплав второго поколения CMSX-4 со следующим содержанием компонентов, мас. %: Ni-9Co-6,5Cr-6,0W-0,6Mo-6,5Ta-5,6Al-1,0Ti-3,0Re-0,1Hf, для которого характерными являются высокая прочность, термостабильность и сопротивление ползучести.

Добавка 3 мас. % рения в сплав обеспечивает дополнительное твердорастворное упрочнение и позволяет увеличить содержание алюминия, а, следовательно, и объемную долю γ'-фазы, уменьшить скорость ее коагуляции под нагрузкой. Изменение кинетики термодиффузионного взаимодействия на межфазной границе матрица/γ'-фаза повышает длительную прочность при температуре 1000 °С более чем на 39...45 МПа. 6,6 мас. % тантала, присутствующего в сплаве, влияет как на термическую стабильность, так и на выравнивание плотности осей и межосных участков с учетом значительной ликвации вольфрама и рения в оси дендритов [18, 20].

В качестве присадочных материалов применяли сплавы Rene-41, Waspaloy, IN738 и IN 625 (таблица), которые существенно различались по классу легирования,

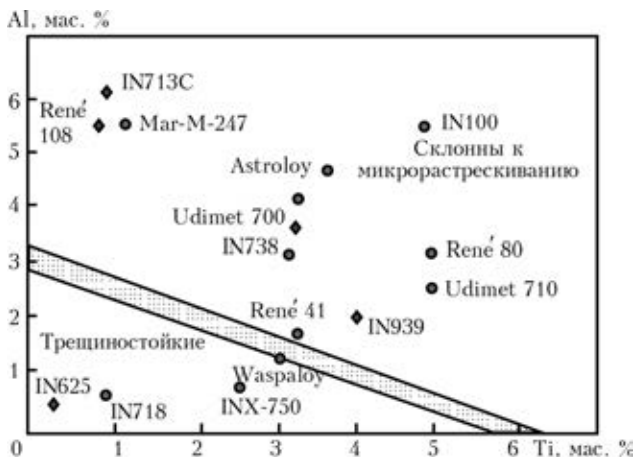


Рис. 1. Влияние суммарного количества алюминия и титана на восприимчивость никелевых сплавов к возникновению трещин, вызванных дисперсионным твердением [3]

представляя собой жаропрочные или жаростойкие системы с содержанием γ' -образующих элементов (Al+Ti) от 0 до 6,8 мас. %. Все четыре указанных присадочных материала отличались по количеству стабилизирующих γ' -фазу элементов и по восприимчивости никелевых сплавов против возникновения трещин дисперсионного твердения (рис. 1). Наименее подверженным возникновению трещин дисперсионного твердения является коррозионноустойчивый сплав IN625, а наиболее восприимчивым к растрескиванию — высоколегированный сплав IN738 с содержанием 6,8 мас. % (Al+Ti).

Наплавку осуществляли с использованием многопроходной аргонодуговой импульсной сварки, источника HOBART 120 и четырех видов присадочной проволоки диаметром от 0,7 до 1,1 мм (таблица). Процесс выполняли при перемещении сварочного источника в направлении, перпендикулярном превалирующему направлению роста монокристалла $\langle 001 \rangle$. В процессе наплавки лопатку (или образцы) фиксировали в тисках для обеспечения плоскости сплавления (110). Формирование углубления торца лопатки после многопроходного наращивания торца изделия выполняли с помощью электроэрозионной обработки.

Выбирали присадочный материал, руководствуясь необходимостью обеспечения надежной защиты мало нагруженной восстанавливаемой верхней части пера рабочей лопатки турбины промышленной ГТУ от коррозионных повреждений и достаточной жаростойкости наплавляемого материала. Поэтому расходуемый присадочный материал должен представлять собой сплав с содержанием хрома примерно 20 мас. %.

Оценивали качество наплавленных швов визуально с применением капиллярного контроля и по шлифам (в трех сечениях) на сканирующем электронном микроскопе CamScan-4 (Англия), оснащенный энергодисперсионным анализатором ENERGY 200 (с программным обеспечением INCA). Микротвердость металла наплавленных швов измеряли на приборе «Micro-Duromat 4000E» при нагрузке 10...20 г.

Наплавленные швы исследовали на микрошлифах по основным и определяющим критериям, т. е. наличию зерен случайной ориентации (ЗСО) и отсутствию трещин и дефектов формирования швов при строгом соблюдении ориентации подложки и направления движения источника сварки (перпендикулярно превалирующему направлению роста монокристалла).

Дуговая наплавка в защитном газе позволяет в широких пределах управлять тепловложением в основной металл, что способствует (теоретически) получению при высоком градиенте температуры на фронте кристаллизации направленно ориентированной структуры жаропрочного сплава [3]. При электронно-лучевой сварке область допустимых режимов ведения процесса для формирования структуры без трещин имеет более широкие пределы, по сравнению с аргонодуговой [3, 16]. Поэтому при аргонодуговой сварке для формирования качественных швов (без трещин) необходимо соблюдение жестких технологических условий ведения процесса, низкой вкладываемой мощности процесса и оптимальной скорости сварки (рис. 2).

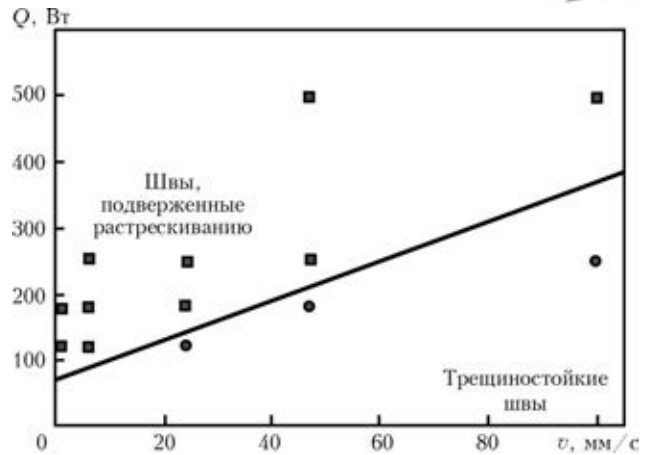


Рис. 2. Склонность к кристаллизационному растрескиванию наплавленных швов при аргонодуговой сварке в зависимости от тепловложения Q и скорости v сварки [3]

Кристаллизационные трещины в металле шва, сформированного на монокристалле, напрямую связаны с зернами случайной ориентации и не образуются без таковых [3, 16–18, 21]. Однако формирование ЗСО не всегда приводит к растрескиванию, поскольку очень важна степень термомеханических напряжений, развивающихся в процессе кристаллизации, и их предельный уровень между случайными зёрнами, влияющий на склонность к растрескиванию. Разориентировка ЗСО по отношению к основному направлению роста монокристалла существенно влияет на склонность к растрескиванию металла шва.

Предотвратить образование межкристаллитных трещин в монокристаллическом шве можно путем устранения формирования зерен случайной ориентации на фронте кристаллизации. Причем необходимо учитывать, что большеугловые границы более склонны к растрескиванию, чем малоугловые. В суперсплавах с высокой склонностью к растрескиванию этого можно избежать, сохраняя угол разориентировки границ ниже критического значения $< 13^\circ$ [13, 22].

Кристаллизационные трещины отсутствуют в монокристаллах и малоугловых бикристаллах при малом значении угла разориентировки границ. Согласно требованиям, предъявляемым к ростовой структуре монокристалльных лопаток (а соответственно и к швам, наплавляемым на эти сплавы), допустимая разориентация субструктуры для лопаток турбин стационарных ГТУ не должна превышать $\Delta \leq 5^\circ$ [23].

Минимизация количества зерен случайной ориентации, а следовательно, минимальная вероятность межкристаллитного растрескивания возможна при сохранении плоского фронта и малой глубины сварочной ванны. Соблюдение таких условий ведения процесса приводит к направленной кристаллизации металла сварочной ванны вдоль превалирующего роста монокристалла $\langle 001 \rangle$.

Управление формой ванны и поддержание плоского фронта кристаллизации при сварке монокристалла является необходимым условием для формирования монокристалльной структуры металла швов. Так, при ориентации роста монокристалла $\langle 001 \rangle$ и направлении сварки [100] образование зерен случайной ориентации может составлять 2...4 об. % по плоскости сварного шва [13].



Форма или очертания ванны значительно влияют на направление реального дендритного роста и результирующую скорость кристаллизации в процессе сварки. Когда ванна относительно глубокая ($h/w \leq 1$, где h — высота; w — ширина), рост активен в четырех направлениях типа $\langle 100 \rangle$: дендриты растут от дна ванны в направлении $[001]$; от сторон ванны — в направлениях $[010]$ и $[0\bar{1}0]$ и с задней части ванны — вдоль направления движения источника нагрева $[100]$. Преимущественный рост происходит вдоль направления $[100]$, что согласуется с направлением движения источника нагрева, является условием максимальной скорости роста, почти равной скорости движения источника в локальном месте шва. Когда ванна мелкая ($h/w < 1/3 \dots 2/3$), рост может происходить только с нижней части ванны. В этом случае максимальная скорость дендритного роста при кристаллизации составляет только 70 % скорости перемещения источника нагрева и обеспечивает формирование ориентированной ростовой структуры при кристаллизации расплава. Большая вкладываемая мощность стимулирует рост дендритов от боковых сторон ванны, так называемых дезориентированных дендритов, что не обнаружено в случае плоской (мелкой) ванны при малом тепловложении [3].

Таким образом, доля случайных зерен и склонность к растрескиванию определяется и коррелируется способом наплавки и его параметрами. ЗСО отсутствуют при малых скоростях и малой вкладываемой мощности процесса. При большой скорости сварки (около 6 мм/с [19]) образуются высокие температурные градиенты и имеют место повышенные скорости охлаждения, возрастают сварочные напряжения и скорость деформации, соответственно растет вероятность растрескивания.

На кристаллографическом уровне появление трещин вероятно при возникновении зон с локальными напряжениями, связанными с неравномерным распределением дислокаций в наплавленном шве. Гомогенное распределение дислокаций обуславливает формирование субзеренной структуры с малыми углами разориентировки. При накоплении в кристаллизующемся металле большого количества дислокаций и неравномерности их распределения возникают поля внутренних напряжений. Наличие областей локальных напряжений (чаще всего по границам ЗСО) может вызывать преждевременное разрушение (растрескивание) при объемных и термических деформациях [6, 22].

В случае наплавки торца монокристалла плотность дислокаций в металле шва значительно меньше, чем при сварке, что вызвано поддержанием симметричных условий формирования шва, включая создание плоского фронта кристаллизации, наследования исходной ориентации основы (с минимальными углами отклонений), односторонности теплоотвода и др.

Необходимую геометрию торцевой кромки сегментов лопатки формировали путем многопроходной аргодуговой наплавки (несколько последовательных проходов источника сварки). Зерна с большеугловыми границами при базовом подходе формирования монокристалльного шва обычно образуются в его верхней части, т. е. в области большего переохлаждения. Эта нежела-

тельная зона может быть переплавлена следующим проходом при сварке и вновь замещена монокристалльной структурой, сформированной в надлежащих симметричных условиях. В случае рассмотрения одно-, двух- и более проходов установлено, что большая часть шва переплавляется и замещается монокристалльными слоями последующих проходов. Этим приемом в процессе сварки зона с ЗСО может быть смещена в верхнюю часть формирующегося шва, где впоследствии будет удалена при механическом восстановлении геометрии изделия.

Таким образом, при формировании на фрагментах образцов (в дальнейшем — на лопатке) наплавленных швов акцентировали внимание на ориентационной однородности и наследовании металлом шва кристаллографической ориентации наплавленной основы. Для минимизации количества образующихся ЗСО и, как следствие, кристаллизационных трещин необходимо сохранять плоский фронт кристаллизации и отклонение температурного градиента от ориентации преобладающего роста монокристалла не более, чем на 15° [17, 22].

Процесс наплавки ТИГ образцов и сегментов вели в таких условиях, при которых поглощаемая мощность составляла менее 100 Вт, причем по параметрам процесса наплавленные швы находились в области, мало подверженной кристаллизационному растрескиванию (рис. 2).

Качество наплавленных на сплав CMSX-4 швов, сформированных наплавкой ТИГ с применением четырех вариантов сварочной проволоки, оценивали по наличию кристаллизационных трещин, сварочных дефектов, развитости зоны термического влияния, наличию ЗСО, направлению роста монокристалла на линии сплавления и в нижней части шва и т. д. (рис. 3).

При одинаковых условиях процесса сварки структура наплавленных швов имела как подобные, так и разные черты. При наплавке монокристалльного сплава вдоль преобладающего направления роста $\langle 001 \rangle$ и движении источника в плоскости (100) формируется довольно плотная структура шва. На линии сплавления CMSX-4/наплаваемый сплав и в нижней части шва располагается область, характеризующаяся сохранением кристаллографической ориентации базового монокристалла, которая составляет как минимум половину общей площади наплавленного шва (рис. 3, а, в, д).

На линии сплавления обнаружена полоска шириной 20...50 мкм эпитаксиального роста, выше — мелкодендритная структура направленной кристаллизации с наследованием кристаллографической ориентации исходной наплаваемой кромки (рис. 3, е).

Металл верхней части наплавленных швов содержит большое количество зерен с большеугловыми границами, возникновение которых обусловлено значительной плотностью дислокаций. В результате этого структура приобретала ячеисто-дендритный характер.

При использовании в качестве присадочных материалов дисперсионно-твердеющих сплавов Rene-41, Waspalloy и IN738, отмечено увеличение глубины сварочной ванны и формирование фронта кристаллизации, отличного от плоского (рис. 3, а, в). Очевидно, что расплавленные высоколегированных сварочных проволок требует большего тепловложения, что в свою очередь усиливает

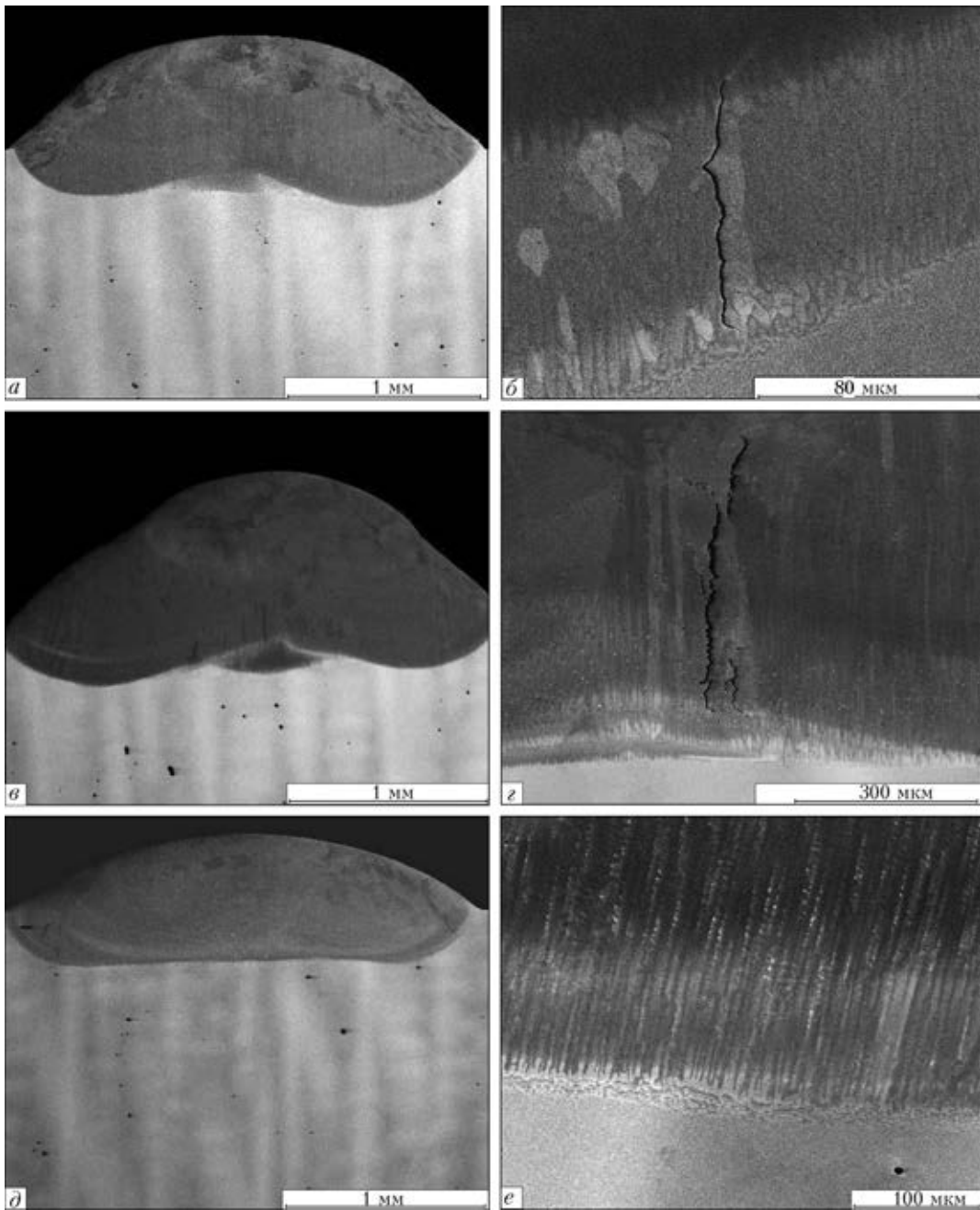


Рис. 3. Структура однопроходных швов и линии сплавления, сформированных способом аргонодуговой сварки с применением различных присадочных материалов на монокристалле CMSX-4: *a, б* — Rene-41; *в, г* — IN738; *д, е* — IN625

кривизну плоскости кристаллизации. Последняя вызывает разориентировку растущих зерен относительно базового направления монокристалла более, чем на 15° , образование на границе сплавления и в нижней части шва ЗСО, перпендикулярных линии сплавления (рис. 4).

В случае применения в качестве присадочного материала жаропрочного сплава Rene 41 с содержанием 4,75 мас. % (Al+Ti) сформированные швы имели дискретные кристаллизационные трещины как на линии сплавления, так и в верхней части шва, а также достаточное количество ЗСО, обусловленных кривизной сварочной ванны и несовершенством монокристаллической основы.

Боковые области швов, сформированных с использованием проволок сплавов Rene-41 и Waspaloy харак-

теризовались как наличием отдельных ЗСО, в основном перпендикулярных фронту кристаллизации, так и разориентированных зерен с большеугловыми границами (рис. 3, 4). Последние ориентированы в направлении к вершине сварного шва в связи с кривизной сварочной ванны и отклонением температурного градиента от направления преимущественного роста. При нарушении условий направленной кристаллизации и роста формировались зерна другой кристаллографической ориентации. Рост дендритов вдоль направления [110], согласующийся с направлением движения источника нагрева, был причиной максимальной скорости роста фронта кристаллизации на боковых поверхностях шва.

Сплав IN738 благодаря легирующему комплексу 6,8 мас. % (Al+Ti) и физико-механическим характери-

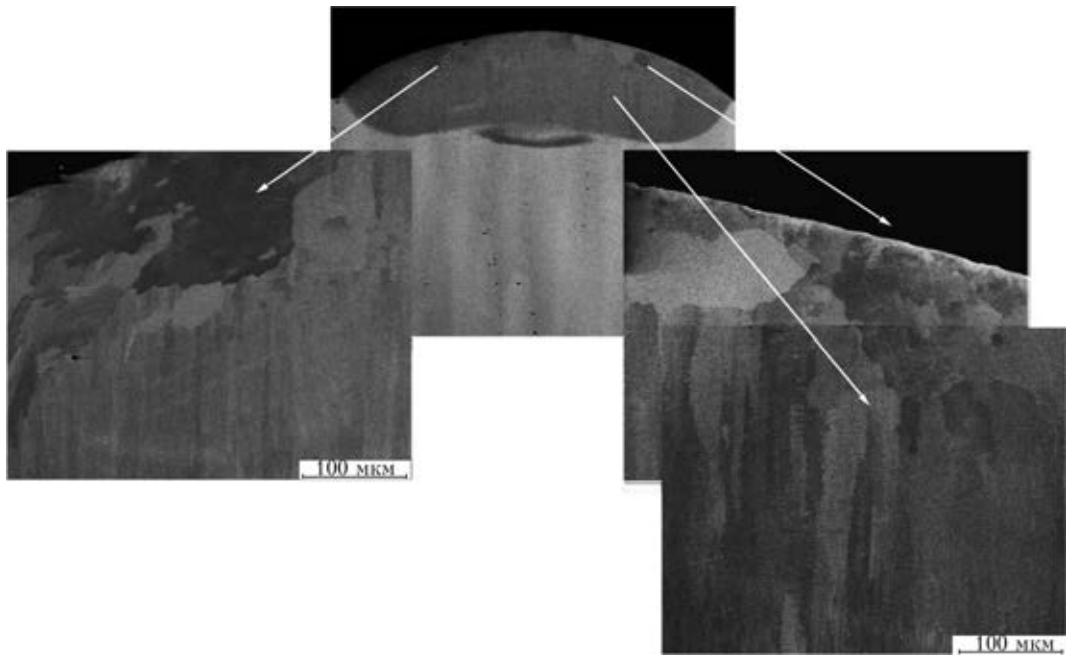


Рис. 4. Особенности микроструктуры наплавленного шва, сформированного с применением присадочного материала Waspaloy на сплаве CMSX-4; здесь и на рис. 5, 6 стрелками указаны фрагменты шва

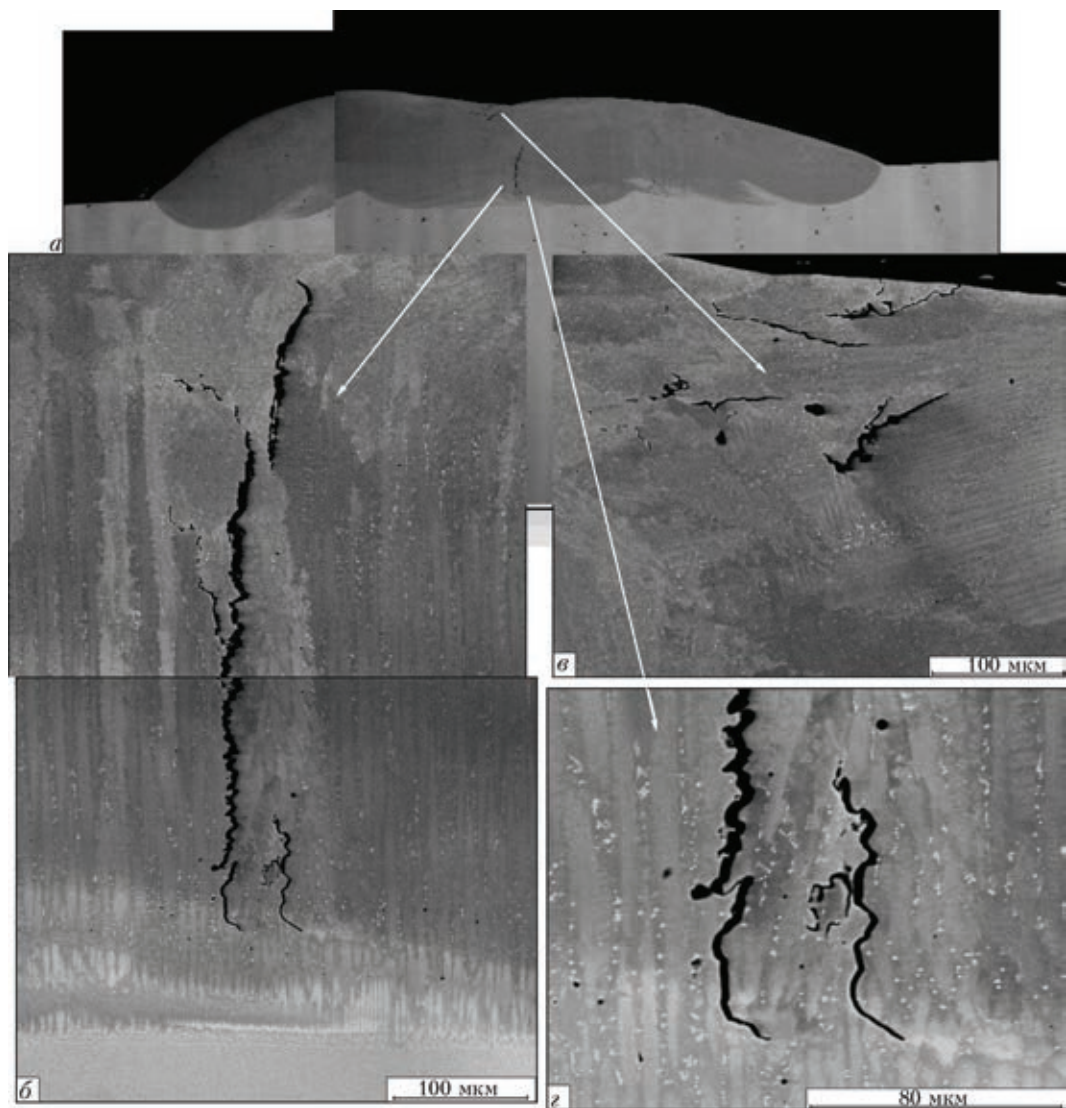


Рис. 5. Кристаллизационные межзеренные трещины в металле двухпроходного шва, сформированного с применением присадочного материала IN738 на сплаве CMSX-4: *a* — общий вид шва; *б, в* — трещины в центре и на поверхности шва; *г* — вершина шва

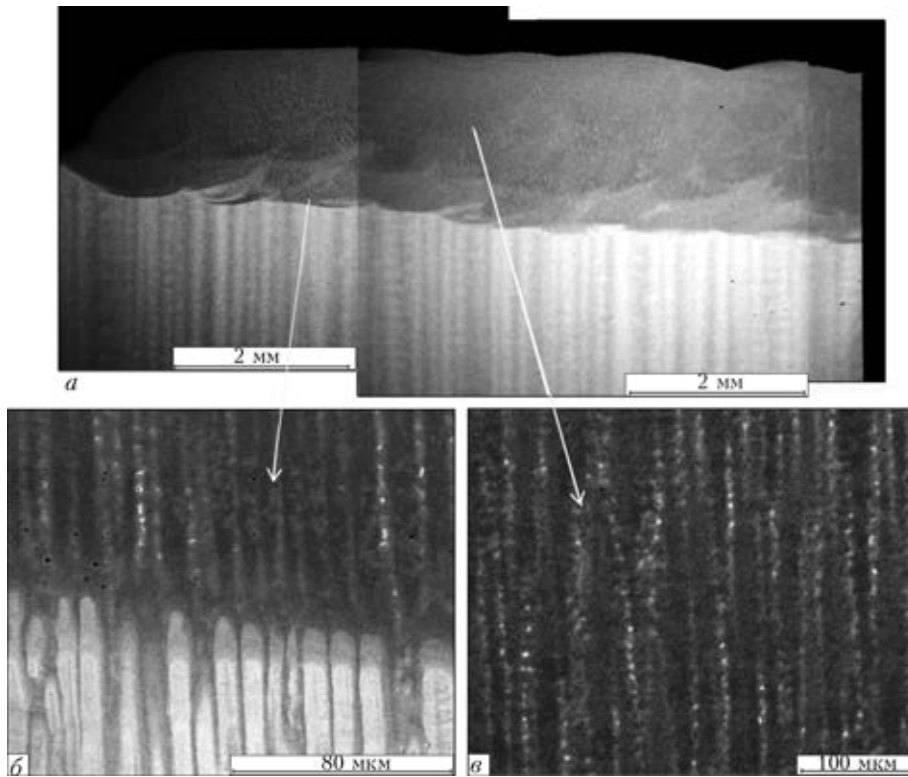


Рис. 6. Микроструктура продольного сечения шва, наплавленного по торцу монокристалльной лопатки с использованием присадочного сплава IN625: *a* — общий вид шва; *б* — линия сплавления; *в* — наплавленный металл

кам относится к категории трудносвариваемых сплавов. Он более восприимчив к возникновению трещин дисперсионного твердения, чем рассмотренные присадки. Это нашло подтверждение при исследовании структуры швов, наплавленных на монокристалл CMSX-4 (рис. 5).

В структуре поперечного сечения двухпроходного наплавленного сплава IN738 обнаружены развитые кристаллизационные трещины как в центральной части шва, так и в верхней его части. Скорее всего, при осуществлении первого и второго проходов по торцу образца в центре шва, находящегося в расплавленном состоянии, и последующей кристаллизации металла в зоне сплавления формируются ЗСО, по которым затем развиваются горячие продольные трещины длиной от 200 до 650 мкм (рис. 5). При этом растрескивание происходит по границам зерен или зонам срастания кристаллитов. Трещины распространяются из верхней части шва вниз в направлении к линии сплавления и затухают в зоне эпитаксиального роста (второго прохода) монокристалла (рис. 5, *з*).

Поскольку во всех рассмотренных швах, сформированных с использованием присадочных проволок Rene-41, Waspaloy и IN738, присутствовали нежелательные ЗСО и кристаллизационные трещины, возникшие в процессе затвердевания и естественного старения, предпочтение отдано сплаву IN625, имеющему структуру аустенитного твердого раствора на основе никеля и хрома, легированного молибденом и ниобием. Выбор сплава IN625 в качестве присадочного материала для наплавки монокристалла определялся его высоким сопротивлением усталости, прочностью на разрыв, удовлетворительным сопротивлением ползучести, стойкостью против окисления, свариваемостью и удовлетворительной обраба-

тываемостью (рис. 1) [23]. Массовая доля углерода в сплаве составляла 0,05 %.

Вторичные фазы в структуре данного сплава представлены в незначительном количестве в виде карбидов MeC, Me₆C. После длительной термообработки в матрице сплава выделяются карбиды типа Me₂₃C₆ и упрочняющая дельта фаза γ''-Ni₃Nb, стабильная до температуры 800 °C [3].

Микроструктура поперечного сечения однопроходного наплавленного шва, сформированного с использованием сплава IN625, отличается достаточно плотным ориентированным строением (2/3 площади шва) — рис. 3, *д*. При относительно мелкой ванне, когда ее глубина составляет меньше половины ширины шва ($h/w \ll 0,5$), зафиксирована направленная кристаллизация с преимущественным ростом, соответствующим ориентации монокристаллической основы.

В наплавленных швах, сформированных с применением IN625, кристаллизационные трещины не обнаружены. Лишь у боковых поверхностей шва отмечен рост дендритов от боковых сторон ванны, так называемых дезориентированных дендритов, при определенной кривизне фронта кристаллизации (рис. 3).

В продольном сечении наплавленного шва по торцу спинки лопатки четко прослеживается поэтапное движение сварочного источника вдоль плоского фронта кристаллизации (рис. 6). Ориентированный дендритный рост металла шва вдоль направления монокристалла [001] зафиксирован по всему фронту кристаллизации. В соответствии с анализом химического состава сечения наплавленного валика высотой 2,0...2,5 мм обнаружен плавный переход от металла шва к материалу присадки — сплаву IN625 (на поверхности шва).

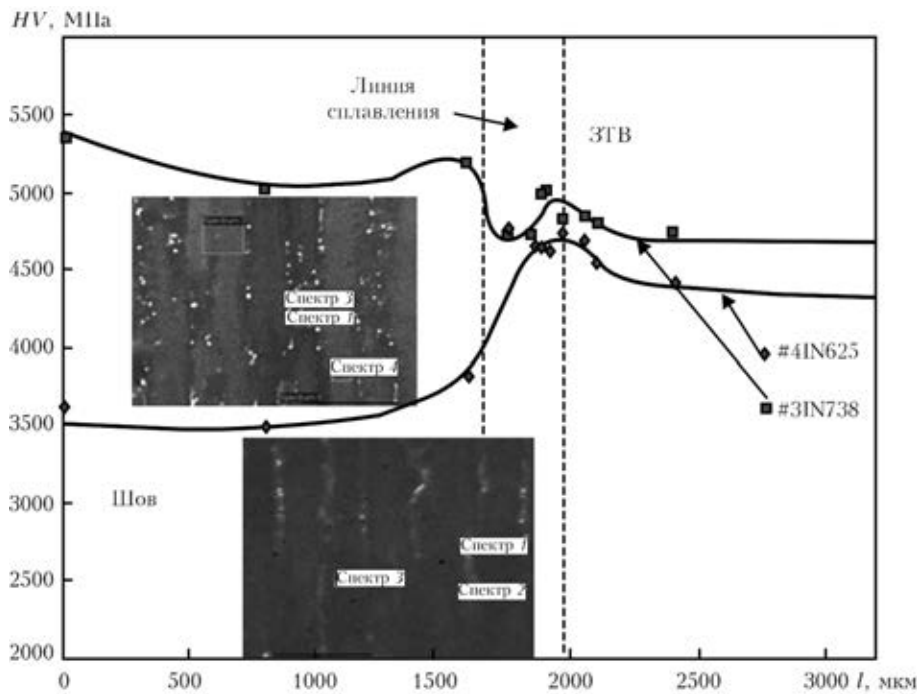


Рис. 7. Распределение микротвердости в наплавленном шве по глубине шва и ЗТВ на сплаве CMSX-4, полученных с применением присадочных проволок IN625 и IN738; l — расстояние от поверхности наплавленного шва

При сохранении плоского фронта кристаллизации на линии сплавления зафиксирован эпитаксиальный рост наплавленного металла и дендритное столбчатое строение формирующегося шва (рис. 6). Эпитаксиальный рост присутствовал в случае многофазной кристаллизации сплава в наплавленном шве. Дендриты избыточного твердого раствора на основе наплавляемого материала кристаллизуются, наследуя решетку зерен основного металла. Эпитаксиальный рост наплавляемого металла на линии сплавления более выражен в случае нескольких проходов источника сварки. Таким образом, зона эпитаксиального роста изменялась в пределах от 10 до 50 мкм (рис. 6, б, г).

Структурные изменения в материале шва и прилегающих зонах обычно фиксируются изменением микротвердости металла. Растворение упрочняющей фазы в процессе сварки и повторное (вторичное) ее выделение при охлаждении приводит к образованию дислокаций и увеличению их количества в металле шва, особенно в зоне сплавления. В непосредственной близости к линии сплавления градиент температуры G и соотношение G/v (v — скорость роста на фронте кристаллизации) достигают максимальных значений и являются причиной возникновения большого количества дислокаций [3, 20]. Изменение микротвердости показало, что наибольшие локальные напряжения, характеризующиеся повышением значений HV , соответствуют границе области сплавления и зоны перегрева. Растворение упрочняющей γ' -фазы при сварке и повторное ее выделение из твердого раствора приводит к объемным напряжениям в металле ЗТВ. Накопление объемных и сварочных напряжений может вызывать образование трещин в результате снижения релаксационной способности металла шва и ЗТВ в ходе пластической деформации.

Ширина зоны с повышенной микротвердостью была незначительной для нашего типа наплавки ТИГ и не превышала 100 мкм. Ниже данной области микротвердость постепенно снижалась и достигала уровня базового сплава (рис. 7). При сравнении двух типов швов, наплавленных с применением проволок IN738 и IN625, обнаружено, что более высокое значение микротвердости имел шов (с большей гетерофазностью структуры), наплавленный более легированным жаропрочным материалом, т. е. IN738, по сравнению со швом, полученным с использованием присадки IN625 (рис. 7). Это свидетельствует о том, что использование жаропрочных присадок обеспечивает повышенные значения прочности и твердости металлу наплавленных швов, уступая при этом пластичности наплавляемого материала.

При использовании сварочных проволок Rene-41 и IN625 тепловложение в процессе наплавки было меньше, чем в случае использования двух других типов высоколегированных проволок, причем имеющих больший диаметр — 1,0...1,1 мм. При меньшей мощности и соблюдении оптимальных параметров ведения процесса ТИГ формируется довольно мелкая ванна с плоским фронтом кристаллизации, обеспечивающим условия для ориентированного роста наплавляемого металла на следующее направление монокристаллической основы.

1. Пат. 2346075 С2 РФ, МПК С 22 F1/10, В 23 Р 6/04, В 22 D 19/10. Способ ремонта лопаток газовых турбин из никелевых и кобальтовых сплавов / А. М. Смыслов, М. К. Смыслова, К. С., Селиванов, А. Д. Мингажев. — Оpubл. 10.02.2009.
2. Pat. 2395199A2 EP. ICI. F 01D 5/00. Method for repairing gas turbine blades and a gas turbine blade / Ito Shoko, Hino Takehisa, Sakai Yoshiaki. — Publ. 14.12.2011.
3. Du Pont J. N., Lippold J. C., Kiser S. D. Welding metallurg and weldability of nickel-base alloys. — New Jersey, 2009. — P. 298–326.
4. Vitek J. M., David S. A., Babu S. S. Welding and weld repair of single crystal gas turbine alloys // Turbine Power Systems Conf. Galveston. — Texas, 2002. — Febr. 25–26.



5. *Ding R. G., Ojo O. A., Chaturvedi M. C.* Laser beam weld-metal microstructure in yttrium modified directionally solidified Ni₃Al-base alloy // *Intermetallics*. — 2007. — № 15. — P. 1504–1510.
6. *Liu W., DuPont J. N.* Effects of crystallographic orientations on crystal growth and microstructure development in laser surface — melted superalloy single crystals. Mathematical modeling of single crystal growth in a melt pool (Part II) // *Acta Materialia*. — 2005. — № 53. — P. 1545–1558.
7. *Experimental and Theoretical Analysis of Scanning Laser Epitaxy Applied to Nickel-Based Superalloys / R. Bansal, R. Acharya, J. J. Gambone, S. Das* // *Proc. of the Institution of Mechanical Engineers. Part B // J. of Engineering Manufacture*. — 2005. — **219**, № 4. — P. 496–503.
8. Ремонт изношенных в процессе эксплуатации элементов, конструкций бандажных полок литых рабочих лопаток турбины из сплавов типа ЖС / Г. И. Пейчев, В. Е. Замковой, Г. П. Калашников и др. // *Авиационно-космическая техника и технология*. — 2005. — № 9. — С. 221–223.
9. Особенности малоамперной аргонодуговой и микроплазменной порошковой наплавки на узкую подложку / А. В. Яровицин, К. А. Ющенко, А. А. Наконечный, И. А. Петрик // *Автомат. сварка*. — 2009. — № 6. — С. 46–53.
10. Склонность к образованию трещин и структурные изменения при ЭЛС монокристаллов жаропрочных никелевых суперсплавов / К. А. Ющенко, Б. А. Задерий, А. В. Звягинцева и др. // *Там же*. — 2008. — № 2. — С. 10–19.
11. Сварка и наплавка жаропрочных никелевых сплавов с монокристаллической структурой / К. А. Ющенко, Б. А. Задерий, И. С. Гах и др. // *Там же*. — 2008. — № 11. — С. 217–223.
12. Особенности структуры металла торцевых наплавки монокристаллов никелевых суперсплавов / К. А. Ющенко, Б. А. Задерий, И. С. Гах и др. // *Там же*. — 2009. — № 8. — С. 46–53.
13. *Гах И. С.* Физико-технологические особенности электронно-лучевой сварки высоконикелевых жаропрочных сплавов с монокристаллической структурой: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2011. — 20 с.
14. *Stray grain formation in single crystal Ni-base superalloy welds / J. W. Park, S. S. Babu, J. M. Vitek et al.* // *J. of applied physics*. — 2003. — **9**, № 6. — P. 4203–4210.
15. *Simulation of Stray Grain Formation in Investment Cast Turbine Blades / X. L. Yang, H. B. Dong, W. Wang, P. D. Lee* // *Solidification and Crystallization*: Ed. Dieter M. Herlach. — Germany: Publisher Wiley-VCH Verlag GmbH, 2004. — 322 p.
16. *Anderson T. D., DuPont J. N.* Stray grain formation and solidification cracking susceptibility of single crystal Ni-base superalloy CMSX-4 // *Welding J*. — 2011. — **90**, № 2. — P. 27–31.
17. *Vitek J. M.* The effect of welding conditions on stray grain formation in single crystal welds — theoretical analysis // *Acta Materialia*. — 2005. — № 53. — P. 53–67.
18. *Stray grain formation in nickel-base super alloy single-crystal welds / J. M. Vitek, S. S. Babu, Park J.-W., S. A. David* // *Metals & Materials Society*. — Tennessee, 2012. — P. 57–64.
19. *Anderson T. D., DuPont J. N.* Stray Grain Formation in Welds of Single-Crystal Ni-Base Superalloy CMSX-4 // *Metallurgical and materials transaction*. — 2010. — **41A**, № 1. — P. 181–193.
20. *Wilson B. C., Hickman J. A., Fuchs G. E.* The effect of solution heat treatment on a single-crystal Ni-based superalloy // *JOM*. — 2003. — № 3. — P. 35–40.
21. *Kool G. A.* Current and future materials in advanced gas turbine engines // *J. Thermal Spray Technology*. — 1996. — **5**, № 1. — P. 31–34.
22. *Solidification cracking of superalloy single crystal and bi-crystals / N. Wang, S. Mokadem M. Rappaz, W. Kurz* // *Acta Materialia*. — 2004. — № 52. — P. 3173–3182.
23. *Толорая В. Н., Орехов Н. Г., Чуварова Е. Н.* Безуглеродистые Re-содержащие никелевые сплавы для турбинных лопаток // *Литейн. пр-во*. — 2012. — № 6. — 16 с.

Research works were conducted to select the filler metal for repair of the tip end of the airfoil section of blades of single-crystal alloy CMSX-4 using method of argon arc surfacing. Material being deposited (alloy IN625) provides a required resistance of the tip end of the airfoil section of blades against oxidation and corrosion, as well creep resistance at operating temperatures, allows formation of deposited welds without hot cracks with a minimum amount of stray grains. Approach to integrated repair of blades of CMSX-4 alloy was developed, which consists in restoration of airfoil end by using surfacing and deposition of heat-resistant underlayer and thermal barrier coating on the product by the method of electron beam deposition and fulfillment all necessary thermomechanical treatments to extend the service life of critical GTE components. Ref. 23, Figs.7.

Key words: single-crystal alloys; orientation; stray grains; precipitation-strengthened alloys; heat affected zone; dendrite growth; deposited metal; heat-resistant coating; diffusion zone; thermal barrier coating

Поступила 25.01.2013

НОВАЯ КНИГА

ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНА РЕНТГЕНОГРАФІЯ ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ У МЕТАЛЕВИХ МАТЕРІАЛАХ. О.В. Білоцький. —

Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2012. — 224 с.

В монографии на основе системных исследований изложены впервые разработанные методические основы и результаты исследования особенностей кинетики фазовых превращений в лучах высокотемпературной рентгенографии металлических материалов. Кинематографические съемки осуществлены на оригинальных конструкциях рентгеновского оборудования. Показана доминирующая роль и значение изменений химического состава и физического состояния фазовых составляющих сплавов во время термической и химико-термической обработки как средства управления их структурой и свойствами.

Для научно-технических работников, разрабатывающих новые материалы и изучающих их строение и свойства, а также преподавателей, аспирантов и студентов вузов соответствующих специальностей.

Заказы на книгу просьба направлять в редакцию «Современная электрометаллургия»

Тел./факс: (38044) 200-82-77; 200-54-84

E-mail: journal@paton.kiev.ua

