



ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА ТОРЦЕВЫХ НАПЛАВОК МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛОПАТОК ИЗ НИКЕЛЕВЫХ СУПЕРСПЛАВОВ

Академик НАН Украины **К. А. ЮЩЕНКО**, **Б. А. ЗАДЕРИЙ**, **А. В. ЗВЯГИНЦЕВА**, кандидаты техн. наук, **В. С. САВЧЕНКО**, д-р техн. наук, **И. С. ГАХ**, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины), **О. П. КАРАСЕВСКАЯ**, канд. физ.-мат. наук (Ин-т металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины)

Исследованы особенности кристаллографии и структуры металла наплавки на свободные торцы монокристаллических лопаток из никелевого жаропрочного сплава ЖС-26. Установлена их зависимость от кристаллографической ориентации исходного металла. Показано, что наследование кристаллографической ориентации и изменение структурного состояния исходного металла металлом наплавки подчиняется в общем тем же качественным закономерностям, что и при сварке.

Ключевые слова: электронно-лучевая наплавка, присадочный материал, монокристаллы, жаропрочные никелевые суперсплавы, кристаллографическая ориентация, форма фронта кристаллизации, термический градиент, направление преимущественной кристаллизации, плотность дислокаций

Систематизация эксплуатационных повреждений лопаток ГТД, выполненная авторами настоящей работы, а также данные работ [1–3] показывают, что основная доля дефектов приходится на кромку. Из них одна большая часть (50...90 %) — на входную, другая — на торец и выходную кромку. Ремонт указанных повреждений главным образом осуществляют дуговой или плазменной наплавкой и электронным лучом. В лопатках, полученных способом направленной кристаллизации, на ремонтируемую кромку выходит моно-, би- или трикристалл. Кристаллографическая ориентация наплавляемой кромки определяется расположением дефекта.

Известно, что при сварке монокристаллов жаропрочных суперсплавов на основе никеля структура металла шва в первую очередь определяется кристаллографической ориентацией исходного металла и направлением сварки [4–9].

Специфика термомодеформационного цикла, форма фронта застывания ванны расплавленного металла и другие особенности обуславливают различие в структуре швов и наплавленного металла. Целью настоящего исследования являлось изучение влияния исходной кристаллографической ориентации подложки наплавляемого монокристалла на степень наследования ее наплавленным металлом и особенности структурных изменений в исходном монокристалле.

С целью получения сопоставимых результатов, исключающих влияние на структуру естествен-

ных флуктуаций, условий и режимов выращивания и наплавки образцов разной поставки, исследования выполняли на бикристаллах и только контрольные — на монокристаллах.

Исходные заготовки размером 60×80 мм никелевого суперсплава ЖС-26 получали в процессе выращивания монокристаллических пластин толщиной 6...8 мм способом высокоскоростной направленной кристаллизации. Химический состав сплава, мас. %: 0,8...1,2 V; 4,3...5,6 Cr; 0,8...1,2 Ti; 0,8...1,4 Mo; 10,9...12,5 W; 8,0...10,0 Co; 4,5...8,0 Al; 1,4...1,8 Nb; 0,22...0,27 Mn; 0,9...1,1 Fe; 0,13...0,18 C. Один из кристаллов выбрали таким образом, чтобы его кристаллографическая ориентация была близка к направлению осей высокой симметрии. Наплавку осуществляли полойно электронным лучом на торец пластины с применением присадочного материала того же состава, что и исходный сплав. Высота наплавляемого за один проход слоя составляла 1,5...2,0 мм. В экспериментах наплавляли до трех слоев (рис. 1). Значения параметров режимов наплавки ограничивались необходимостью получения качественного формирования наплавленного металла (отсутствие напылов, сплавление с основным металлом (ОМ), плавная форма поверхности), а также отсутствием трещин.

Выполненные исследования показали, что склонность к образованию трещин монокристаллов конкретного сплава при наплавке на торец определяется высотой наплавленного слоя; количеством проходов; исходными кристаллографической ориентацией и структурой.

При высоте наплавленного металла до 1 мм трещины наблюдаются весьма редко. Увеличение высоты наплавленного металла, как и количества проходов, повышает вероятность образования

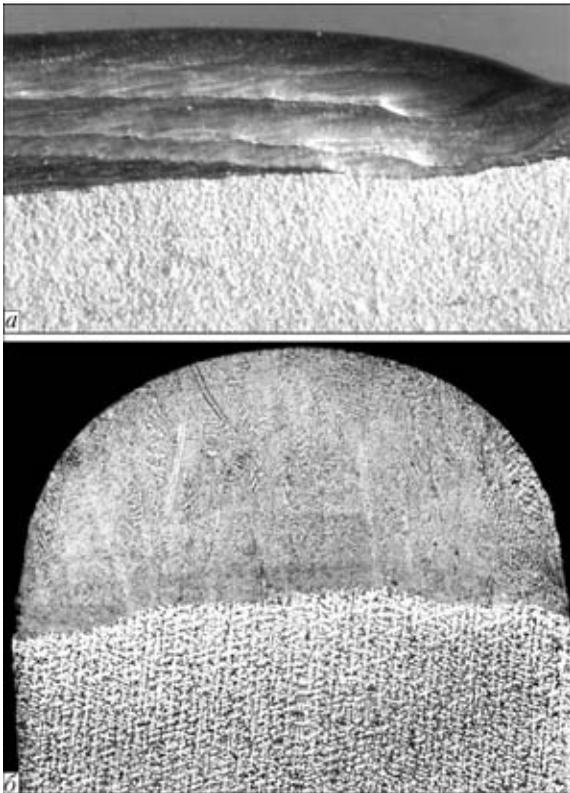


Рис. 1. Внешний вид (а, X5) и макрошлиф (б, X25) трехслойной наплавки на торец образца (направление наплавки [013], плоскость наплавки (100), плоскость шлифа (031))

трещин. Неблагоприятная для наследования кристаллографическая ориентация, не совпадающая с осями высокой симметрии исходного монокристалла (как и наличие в нем высокоугловых границ зерен) ведет к искажению исходной структуры, формированию зерен другой ориентации, образованию трещин. Однако при небольшой (меньше 6°) разориентации зерен, «мягком» термическом цикле (скорость наплавки 10...20 м/ч, подогрев 400...600 °С) и небольшой высоте наплавленного металла трещины не образуются. При наличии большеугловых границ зерен трещины могут зарождаться не только в наплавленном металле, но и в металле ЗТВ, на некотором отдалении от линии сплавления, что, очевидно, в большей мере связано не со структурными превращениями (измельчение γ' -фазы и пр.), а с особенностями распределения термических напряжений. Следует также отметить, что при наплавке вероятность образования трещин гораздо ниже, чем при сварке пластин встык, что, очевидно, связано с особенностями распределения сварочных напряжений по сечению соединения, их значением и более благоприятной геометрией фронта кристаллизации (рис. 1), а следовательно, и совершенством структуры наплавленного металла.

Исследования выполняли на продольных и поперечных шлифах с применением методов оптической металлографии и рентгеновской дифрактометрии. Оценивали распределение интенсив-

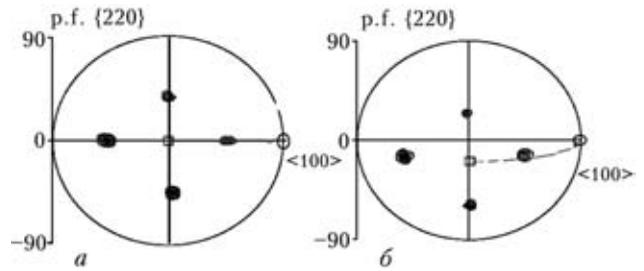


Рис. 2. Полосные фигуры {220} для кристалла II (а) и I (б) (квадрат — ориентация (001). Направление наплавки в кристалле II — $\langle 010 \rangle$, I — $\langle 013 \rangle$; плоскости шлифа в кристалле II — {001}, I — {031}

ности рассеянного рентгеновского излучения вблизи узлов обратной решетки. Изучали участки при облучении площади размерами 0,3X2 мм и положении рефлекса в направлении, перпендикулярном плоскости наплавленного металла, переходя последовательно от ОМ к наплавленному, при этом облучаемая (исследуемая) область оставалась параллельной линии сплавления (кромке образца). Изучали 36 участков на поверхности образца шириной 10 мм. Шаг перемещения составлял 0,28 мм. Более подробно суть методики изложена в работах [7–9].

Из рассмотрения полюсных фигур (рис. 2) видно, что в кристалле II исследуемого образца ориентация поверхности пластины и наплавленного металла (кромки, по которой выполняли наплавку) одинаковы и соответствуют с точностью до 2° ориентации $\langle 100 \rangle$. В кристалле I ориентация пластины (013), а поверхности (кромки) наплавленного металла $\langle 100 \rangle$. Таким образом, поверхности кристаллов, по которым и выполняли наплавку, являются плоскостями зоны $\langle 100 \rangle$. Морфология кристаллической структуры и кристаллография наплавленных образцов кристаллов I и II представлены на рис. 3, 4. Из рисунков видно, что исходная кристаллографическая ориентация на мезоуровне наследуется достаточно точно, при значительном измельчении элементов структуры шва.

Как видно из рис. 5, положение максимума распределения $I_{q\parallel}$ отражений в ОМ и наплавленном металле совпадают, т. е. сохраняются значения параметров решеток γ - и γ' -фаз [10]. Ширина отражения в наплавленном металле возрастает по сравнению с ОМ на 10...15 % в кристалле I и на 4 % (на уровне погрешности) в кристалле II. Таким образом, дефектность (плотность дислокаций) структуры металла при наплавке на несимметрично сориентированном кристалле I гораздо больше, чем на симметрично сориентированном II. Однако это возрастание (отличие) гораздо меньше, чем при сварке [8, 9].

Форма и ширина распределения отражений $I_{q\perp}$ в ОМ (рис. 6, а, д) имеет типичный вид для ростовых монокристаллов — во всех азимутальных

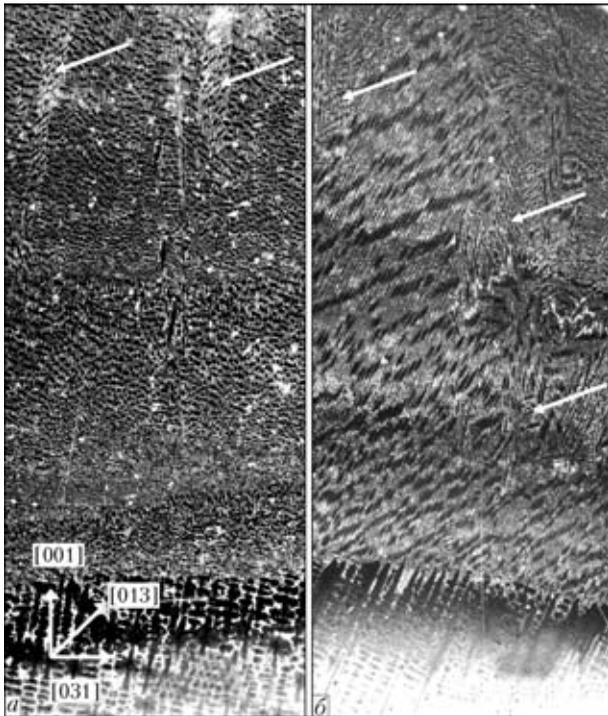


Рис. 3. Микрошлифы ($\times 50$) и кристаллография наплавленных образцов (темное поле) кристалла I: *a* — продольный; *b* — поперечный шлиф (стрелки — зерна другой ориентации в наплавленном металле)

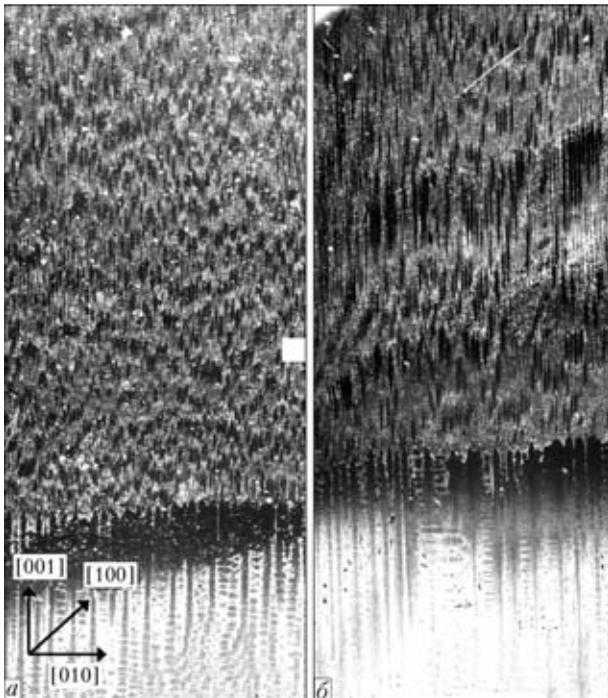


Рис. 4. Микрошлифы ($\times 50$) и кристаллография наплавленных образцов (темное поле) кристалла II: *a* — продольный; *b* — поперечный шлиф

направлениях плавная, а изоинтенсивные линии эллипсовидные. Как видно из рис. 6, *a*, отражение (024) для кристалла II находится точно на вертикали (355° — приборные координаты на рис. 6, следовательно, 5° — отклонение от вертикали). Стрелка на рис. 6, *a* показывает направление нап-

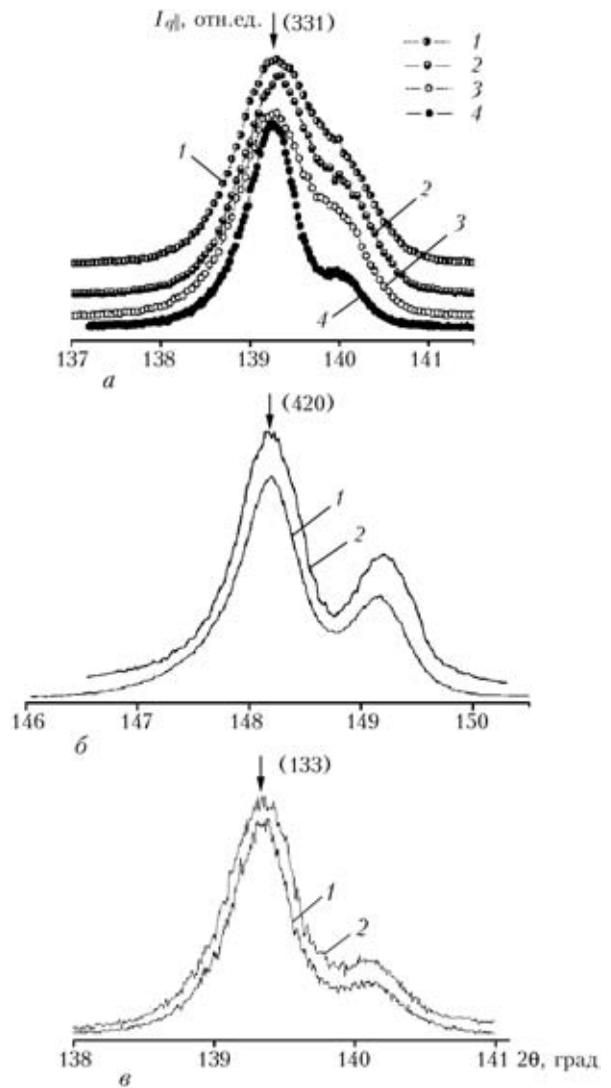


Рис. 5. Распределение интенсивности $I_{q\perp}$ на разных участках в сварном соединении (*a*): 1 — металл шва у ЗС; 2 — ось шва; 3 — ЗТВ; 4 — ОМ; наплавленном металле (*b*, *в*) (*b* — кристалл I, отражение (420); *в* — II, (133)): 1 — ОМ; 2 — наплавленный. Ориентация поверхности сплавления в сварном соединении $\{011\}$, в наплавленном — $\{100\}$

лавки на шлифе вдоль линии сплавления. В ЗТВ на изоинтенсивных линиях наблюдается изменение первоначальной эллипсовидной формы распределения $I_{q\perp}$. Параллельно линии сплавления наблюдается уширение в направлении выполнения наплавки (рис. 6, *б*), которое усиливается в зоне сплавления (ЗС) (рис. 6, *в*), т. е. имеет место разворот вокруг направления, перпендикулярного к поверхности наплавки. В наплавленном металле наблюдаются единичные отражения слабой интенсивности, что соответствует наличию зерен другой ориентации (см. рис. 3). В слоях, ближайших к ОМ, ширина изоинтенсивных линий максимальная (рис. 6, *в*). В слоях, удаленных от ОМ (рис. 6, *з*), при наблюдаемом уширении в направлении, параллельном линии сплавления, ширина отражения уменьшается перпендикулярно линии сплавления. Так как размытие рефлекса от-

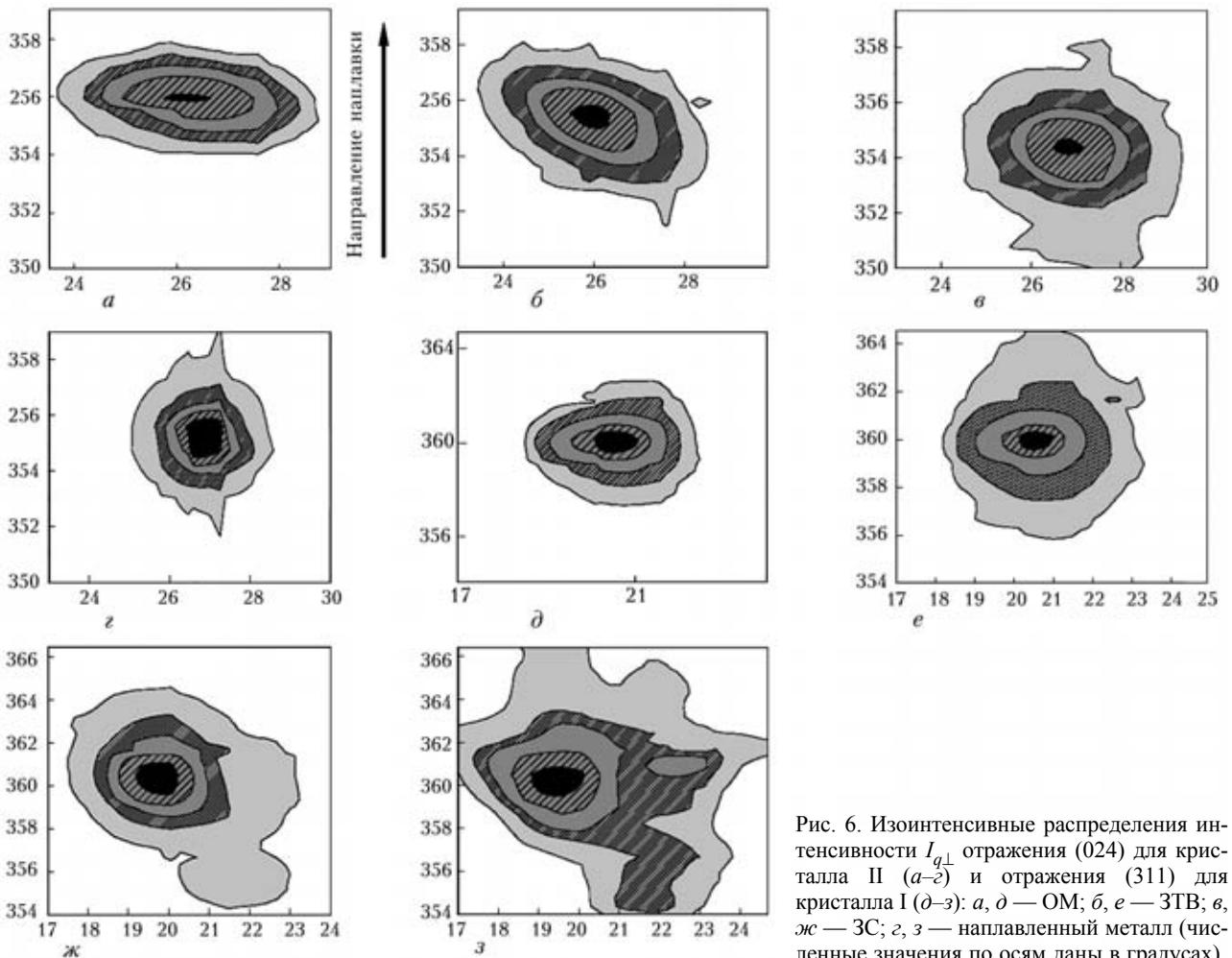


Рис. 6. Изоинтенсивные распределения интенсивности $I_{q\perp}$ отражения (024) для кристалла II (a - $б$) и отражения (311) для кристалла I ($в$ - $ж$): $a, б$ — ОМ; $в, е$ — ЗТВ; $в, ж$ — ЗС; $г, з$ — наплавленный металл (численные значения по осям даны в градусах)

ражает направление преимущественных напряжений в плоскости образца, можно сделать вывод о наличии значительных продольных напряжений у линии сплавления и их уменьшение у поверхности наплавленного металла.

В отличие от кристалла II в кристалле I на вертикали (359° — приборные координаты на рис. 6, следовательно, 1° — отклонение от вертикали) располагается отражение (311). Как и в кристалле II, в ЗТВ кристалла I изоинтенсивные линии распределения $I_{q\perp}$ расширяются в направлении, параллельном линии сплавления, эллипсовидные кривые трансформируются в круглые. В ЗС наблюдается разворот вокруг направления, перпендикулярного дендритам в ОМ (рис. 6, ж), т. е. проекция уширения на плоскость образца перпендикулярна проекции дендритов на эту же плоскость. Уже на линии сплавления видны отражения другой ориентации, отклоняющиеся от основного рефлекса преимущественно в направлении его размытия (рис. 6, жс). В наплавленном металле, в слоях, ближайших к ОМ, в распределении $I_{q\perp}$ с увеличением ширины отражения в различных направлениях наблюдаются и локализованные, несимметричные участки повышенной интенсивности (рис. 6, жс), что характерно и для

сварных швов. В слоях, удаленных от ОМ (рис. 6, з), на изоинтенсивных кривых наблюдается уширение в разных направлениях — как перпендикулярных проекции направления дендритов на плоскость образца, так и в другом направлении. Таким образом, остаточные напряжения в отличие от кристалла II с однородным их распределением в кристалле I локально неоднородны. Очевидно, сказывается несимметричность кристаллографической ориентации исходного монокристалла с осями высокой симметрии.

Следует отметить, что при довольно четком наследовании всеми слоями многослойной наплавки исходной кристаллографической ориентации рассмотренных монокристаллов (см. рис. 3, 4) имеют место следующие особенности, которые не столь значительны в численном выражении, однако важны для понимания механизма наследования.

В наплавках на кристаллы I и II (рис. 7, а) наблюдается изменение ориентации в плоскости шлифа на $1,5^\circ$ вблизи ЗС, а затем по мере удаления от линии сплавления ориентация наплавленного металла приближается к ОМ. Разворот в кристаллах I и II примерно одинаковый, а характер этого изменения вблизи ЗС разный. В кристалле II (ориентация в плоскости шлифа (001)) разворот

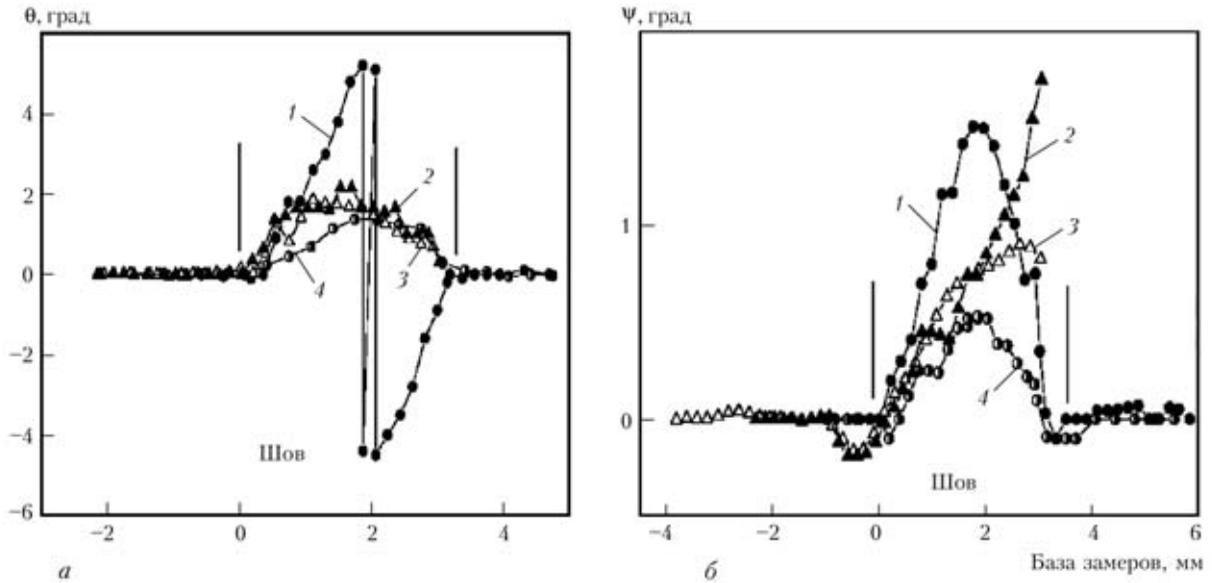


Рис. 7. Изменение ориентации по сечению пластины в сварном соединении и наплавленном металле по отношению к поверхности сплавления (а) и направлению сварки или наплавки (б): 1 — поверхность сплавления {110} ($15...18^\circ$ к {310}); 2 — {310}; 3 — {100}; 4 — {100}; «0» — ЗС наплавленного металла и сварного шва; ширина швов и высота наплавов примерно 3 мм

в зоне сплавления плавный, а в кристалле I (ориентация (013)) — скачкообразный с появлением в распределении интенсивности $I_{q\perp}$ локальных неоднородностей и фрагментации кристалла (рис. 8). Вероятно, разворот связан с несовпадением направления термического градиента с нормалью к поверхности (кромки) образца, а значит и формой фронта затвердевания сварочной ванны. Для кристалла II это ведет к плавному изменению ориентации в наплавленной зоне и скачкообразному для кристалла I, что, возможно, также связано с кристаллографией образцов, симметричной для II образца и асимметричной для I.

В кристаллах I и II наблюдается изменение ориентации наплавленного металла также относительно плоскости образца (рис. 7, б). Разворот в кристалле II примерно 1° , в кристалле I примерно 2° . Изменение ориентации в кристалле II начи-

нается в ЗС, в кристалле I — в ЗТВ. Разворот в ЗТВ, очевидно, происходит в результате возросшей плотности дислокаций (что видно из распределений интенсивности $I_{q\perp}$) под действием сварочных напряжений. По-видимому, исходная кристаллографическая ориентация и разворот (2°) являются причинами фрагментации кристалла (появления зерен другой ориентации, локальной неоднородности в распределении $I_{q\perp}$). В кристалле II на внешнем крае заметно уменьшение изменения ориентации по отношению к ОМ, а в кристалле I поворот на внешней кромке образца нарастает.

Очевидно, что соотношение направления максимального термического градиента (форма сварочной ванны) и направления преимущественного роста являются основными факторами, влияющи-

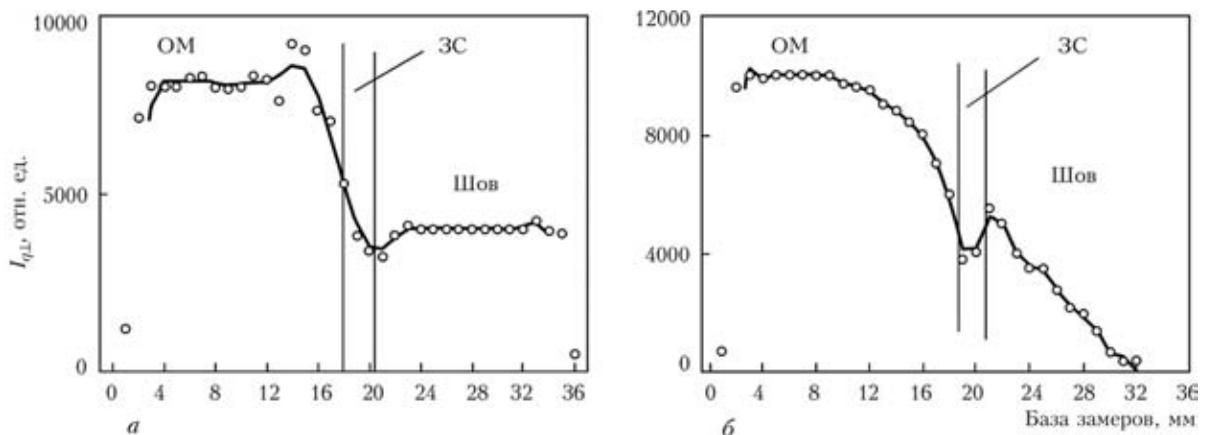


Рис. 8. Изменение максимальной интенсивности распределения $I_{q\perp}$ по высоте наплавки для кристалла I, отражение (420) (а) и кристалла II, отражение (113) (б)

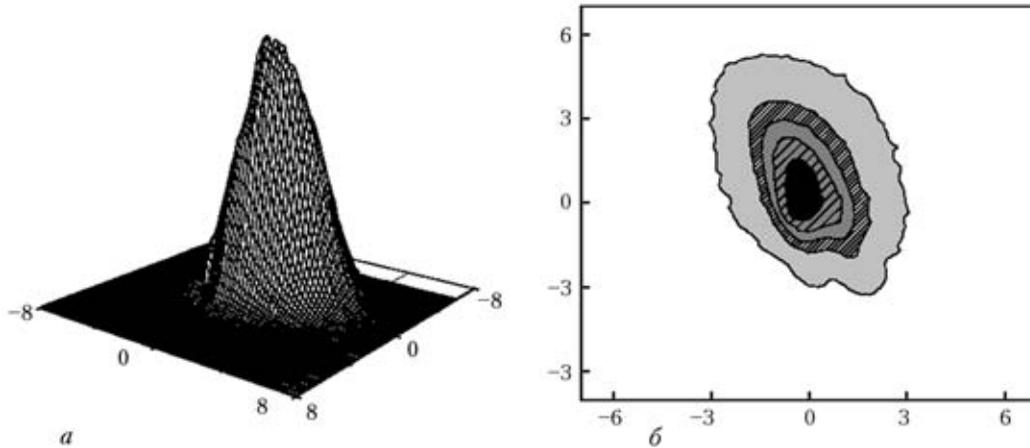


Рис. 9. Трехмерное (а) и изоинтенсивное (б) распределение интенсивности $I_{q\perp}$ отражения (331) в исходном материале (численные значения по осям даны в градусах)

ми на особенности структурообразования в наплавленном металле.

Наблюдается сильное отличие интенсивности $I_{q\perp}$ в наплавленном металле на кристаллах I и II (рис. 8). В кристалле II интенсивность в наплавленном металле на значительном расстоянии от ОМ постоянная (хотя и ниже, чем в ОМ). В кристалле I интенсивность в наплавленном металле снижается непрерывно с удалением от ОМ. Можно выделить такие особенности поведения интен-

сивности: интенсивность отражения в наплавленном металле значительно ниже (в 2 раза), чем в ОМ (кристалл II). Есть провал интенсивности на стыке ОМ и первого слоя наплавленного металла. Абсолютные значения интенсивности отражений могут уменьшаться также в результате измельчения структуры [11], так как когда структурные составляющие становятся более мелкими, дифракция излучения на них приводит к необратимому выходу рентгеновского пучка из интервала углов диф-

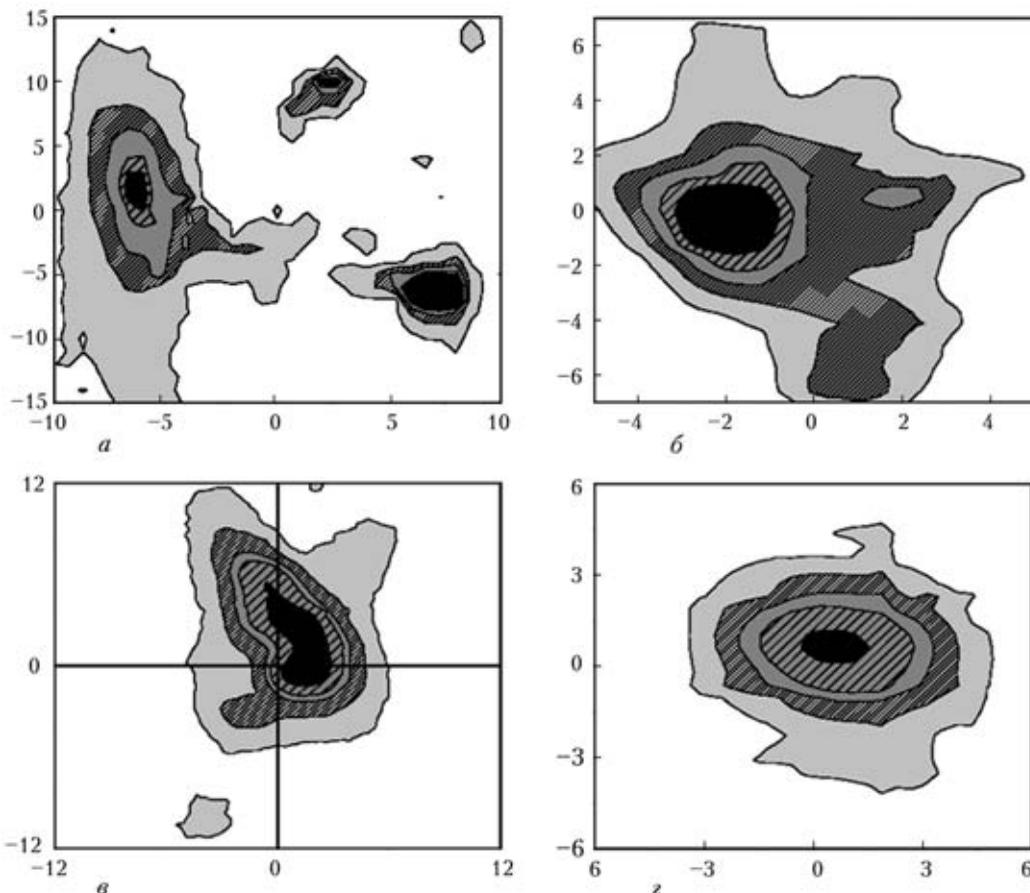


Рис. 10. Распределение интенсивности $I_{q\perp}$ отражений (331) в зоне сварного шва (а, в) и наплавки (б, г) при разных поверхностях сплавления: а, б, в — {310}, г — {100} (численные значения по осям даны в градусах)



ракции [10, 12]. При микроструктурном исследовании наплавленного металла видно, что расстояние между дендритами уменьшилось в 5...10 раз.

Особо следует отметить, что в наплавленном металле на кристалле II интенсивность $I_{q\perp}$ уменьшается примерно в 2 раза и остается неизменной по всей высоте наплавленного металла. В кристалле I с таким же измельчением дендритов в наплавленном металле интенсивность непрерывно уменьшается, что может быть связано с фрагментацией кристалла и появлением зерен другой ориентации в облучаемом объеме. Количество зерен случайной ориентации в наплавленном металле кристалла I увеличивается в направлении к краю по высоте. Это соответствует наличию локальных неоднородностей и образованию дополнительных к основным случайных отражений в распределении $I_{q\perp}$ для кристалла I. Таким образом, рассмотренный характер изменения определяется тем, насколько близка (совпадают) ориентация фронта кристаллизации к направлению преимущественного роста кристалла.

Вероятно, наблюдаемые структурные и кристаллографические изменения по высоте наплавленного металла также связаны с последовательным выклиниванием дендритов неблагоприятной кристаллографической ориентации, а увеличение количества зерен другой ориентации связано с переохлаждением поверхности наплавленного металла вследствие испарения.

Анализируя результаты, полученные при исследовании структурных изменений в процессе наплавки на кромку монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов, можно заключить, что наследование исходных структурных состояний и кристаллографии наплавленного металла подчиняется тем же качественным закономерностям, что и при сварке [7–9, 12]:

— сохраняется монокристалличность и общая кристаллографическая ориентация;

— имеет место четкая зависимость наследования исходного структурного состояния от асимметрии кристаллографии исходного металла (подложки) и направления наплавки (сварки);

— значительно уменьшаются размеры структурных составляющих и увеличивается плотность дислокаций в наплавленном металле (шве);

— параметры решетки γ - и γ' -фаз (в пределах ошибки) остаются практически неизменными на всех участках (см. рис. 5);

— вероятно, что возникновению трещин в наплавленном металле, как и при сварке, способствует формирование локальных зон напряжений, связанных с неоднородным распределением дислокаций.

В наплавленном металле на торце в связи с более плоской формой макрофронта кристалли-

зации, а следовательно, более однонаправленным теплоотводом, а также меньшими сварочными напряжениями по сравнению со сварными швами, имеют место:

— более однородное распределение дислокаций (рис. 6, 10);

— снижение отклонения кристаллографической ориентации наплавленного металла от исходной в 2...3 раза (см. рис. 7);

— уменьшение в 8...10 раз количества зерен случайной ориентации при отклонении кристаллографической ориентации наплавливаемых кромок от направления осей высокой симметрии (рис. 9, 10);

— возрастание плотности дислокаций: для сварных швов, полученных при низких скоростях сварки (примерно 10...20 м/ч), плотность дислокаций возрастает в 6...8 раз, а при высоких (примерно 60...80 м/ч) — в 15...20 по сравнению с исходной (см. рис. 5, 6, 9, 10).

Выводы

1. Качество наплавки на торец монокристаллов литейных жаропрочных никелевых сплавов соизмеряется геометрией наплавленного металла, отсутствием трещин, степенью отклонения кристаллографической ориентации шва от исходной подложки, наличием зерен другой ориентации, плотностью, концентрацией и распределением дислокаций.

2. Склонность к образованию трещин в основном зависит от скорости наплавки, высоты валика, кристаллографической ориентации исходного металла и шва.

3. Степень отклонения кристаллографической ориентации от исходной, образование зерен другой ориентации, плотность и распределение дислокаций зависит при практически плоском макрофронте кристаллизации главным образом от кристаллографической ориентации исходного монокристалла, направления выполнения шва по отношению к осям высокой симметрии и совершенства его монокристаллической структуры.

4. В объеме исследованных режимов и условий наплавки на торец монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов имеет место наследование кристаллографической ориентации исходного металла при достаточно совершенной монокристаллической структуре.

5. Наплавку на торец монокристаллов литейных жаропрочных сплавов типа ЖС-26 рекомендуется осуществлять на материале, сориентированном близко к осям высокой симметрии с применением присадочного материала толщиной 1...1,5 мм того же химического состава при высоте наплавленного металла за один проход не более 2 мм. Скорость наплавки рекомендуется в пределах 10...15 м/ч.



1. *Смолин А. А., Спорягина Н. М.* Оценка механической повреждаемости ротора компрессора в эксплуатации // Ресурс и надежность ГТД. — М.: ЦИАМ, 1976. — С. 66–72.
2. *Ильченко Г. А., Андреев В. И., Гусева Т. П.* Анализ эксплуатационных дефектов и вопросы ремонта лопаток ГТД // Материалы XI конф. молодых ученых НИИТ. — М.: ОНТИ, НИИТ, 1979. — С. 49–52.
3. *Каблов Е. Н.* Литые лопатки газотурбинных двигателей. Сплавы, технология, покрытия. — М.: МИСИС, 2001. — 650 с.
4. *Pollock T. M., Murphy W. H.* The breakdown of single-crystal solidification in high refractory nickel-base alloys // Metall. Mater. Trans. A. — 1996. — 27. — P. 1081–1094.
5. *Stray grain formation in single crystal Ni-base superalloy welds / J.-W. Park, S. S. Baby, J. M. Vitek et al.* // J. of Appl. Phys. — 2003. — 94, № 6. — P. 4203–4209.
6. *Single crystal laser deposition of superalloy / M. Gaumann, C. Bezencon, P. Canalis, W. Kurz* // Sci. and Technol. of Adv. Materials. — 2001. — 49. — P. 1051–1062.
7. *Особенности кристаллического строения сварных соединений монокристаллов / Б. А. Задерий, К. А. Ющенко, О. П. Карасевская и др.* // Автомат. сварка. — 2003. — № 5. — С. 14–21.
8. *Структурные изменения в процессе сварки монокристаллов никелевых суперсплавов при кристаллографически асимметричном расположении сварочной ванны / К. А. Ющенко, Б. А. Задерий, О. П. Карасевская и др.* // Металлофизика и новейшие технологии. — 2006. — 28, № 11. — С. 1509–1527.
9. *Склонность к образованию трещин и структурные изменения при ЭЛС монокристаллов жаропрочных никелевых суперсплавов / К. А. Ющенко, Б. А. Задерий, О. П. Карасевская и др.* // Автомат. сварка. — 2008. — № 2. — С. 10–19.
10. *Рентгенография в физическом материаловедении / Под ред. Ю. А. Багаряцкого.* — М.: Металлургиздат, 1961. — 368 с.
11. *Овсиенко Д. Г., Соснина Е. И.* О получении монокристаллов заданной ориентации из расплавов // Физ.-хим. мех. материалов. — 1956. — № 2. — С. 16–18.
12. *Сварка и наплавка жаропрочных никелевых сплавов с монокристаллической структурой / К. А. Ющенко, Б. А. Задерий, О. П. Карасевская и др.* // Автомат. сварка. — 2008. — № 11. — С. 1–7.

Peculiarities of crystallography and structure of metal of the claddings on free ends of single crystal blades of nickel superalloy JS-26 were studied. Their dependence on crystallographic orientation of initial metal was established. It is shown that, in general, inheritance of crystallographic orientation and changes of structural state of the initial metal in cladding obey the same qualitative rules as in welding.

Поступила в редакцию 03.02.2009

СВАРНЫЕ МОСТОВЫЕ КОНСТРУКЦИИ



Строительство Подольско-Воскресенского мостового перехода через р. Днепр в Киеве. ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ осуществляет разработку технологии сварки, научно-инженерное сопровождение при монтаже металлоконструкций, выполняет входной контроль прибывающих на строительство металлоконструкций.

**ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ,
Киев-150, ул. Боженко, 11.
Тел.: 287-62-13;
факс: (38044) 528-04-86;
E-mail: office@paton.kiev.ua**