



ВЛИЯНИЕ ГЕОМЕТРИИ СВАРОЧНОЙ ВАННЫ НА СТРУКТУРУ МЕТАЛЛА ШВОВ МОНОКРИСТАЛЛОВ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

К. А. ЮЩЕНКО¹, И. С. ГАХ¹, Б. А. ЗАДЕРИЙ¹, А. В. ЗВЯГИНЦЕВА¹, О. П. КАРАСЕВСКАЯ²

¹ ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

² Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАНУ. 03680, г. Киев-142, бульв. Акад. Вернадского, 36.
E-mail: Karas@imp.kiev.ua

Основным дефектом, который препятствует реализации преимуществ монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов при создании сварных узлов и деталей газотурбинного двигателя, являются зерна случайной ориентации в металле шва. Целью настоящей работы было изучение особенностей структуры металла шва в зависимости от кривизны макрофронта кристаллизации сварочной ванны и определение допустимых отклонений направления максимального температурного градиента от ориентации преимущественного роста кристаллов. Эксперименты выполнялись с использованием электронно-лучевой сварки на монокристаллических образцах из промышленных жаропрочных никелевых сплавов ЖС26 и ЖС32, содержащих более 60 % упрочняющей γ' -фазы. Структуру сварных соединений исследовали с помощью методов оптической металлографии и рентгеновской дифрактометрии. Показано, что основными условиями сохранения монокристаллической структуры при сварке монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов являются соответствие плоскости сплавления осям высокой симметрии монокристалла и совпадение направления максимального теплоотвода по фронту кристаллизации сварочной ванны с ориентацией преимущественного роста кристалла $\langle 001 \rangle$. Установлены предельные отклонения для исследуемых сплавов и условий сварки. Библиогр. 15, рис. 9.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, монокристалл, жаропрочный никелевый сплав, кристаллографическая ориентация, сварной шов, геометрия сварочной ванны, распределение дислокаций, направление роста кристалла, направление максимального теплоотвода, угол отклонения, зерна случайной ориентации

На основе анализа температурных и ориентационных условий выращивания монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов и экспериментальных работ по сварке, проведенных ранее [1–4], установлено, что основными критериями качества сварных соединений являются сохранение металлом шва исходной кристаллографической ориентации и монокристаллической структуры. Последнее оценивается наличием в металле шва зерен случайной ориентации, которые отличаются от исходной кристаллографической ориентации свариваемого материала. Наилучшие результаты достигаются при условии, когда поверхность сплавления совпадает с осями высокой симметрии [4–8]. В этом случае кристаллографическая ориентация плоскости кромок свариваемого стыка должна быть близка к $\{100\}$, что достигается при соответствии плоскости и направления сварки: $\{001\}$, $\langle 100 \rangle$ и $\{110\}$, $\langle 011 \rangle$ (рис. 1). Установлено, что при таких кристаллографических условиях зерна случайной ориентации могут составлять до 2...10 % объема сварного шва. По мере отклонения больше чем на 4° от симметричных условий количество зерен может возрасти до 60...80 %.

Следует отметить, что даже при строгом соблюдении указанных условий симметрии в шве

возможно появление от 2 до 4 % зерен случайной ориентации. Такие нарушения монокристалличности сварного шва могут быть обусловлены тем, что сварочная ванна имеет кривизну, поэтому по фронту кристаллизации направление максимального температурного градиента G изменяется относительно направления преимущественного роста кристаллов $\langle 001 \rangle$ (рис. 2). Это влечет за собой нарушение одного из основных условий направленной кристаллизации, а именно ориентационного влияния подложки на рост монокристалла. Поэтому разориентация между G и направлением преимущественного роста $\langle 001 \rangle$ на фронте кри-



Рис. 1. Микроструктура металла шва сварного соединения сплава ЖС26 с симметричной кристаллографической ориентацией



таллизации приводит к формированию высокоугловых зерен.

Целью настоящей работы являлось изучение особенностей структуры металла шва в зависимости от кривизны макрофронта кристаллизации сварочной ванны и определение допустимых отклонений направления максимального температурного градиента от ориентации преимущественного роста кристаллов.

Эксперименты по сварке выполняли на монокристаллических образцах из промышленных жаропрочных никелевых сплавов ЖС26 и ЖС32 размером 50×40×1,5...2,5 мм, вырезанных из лопаток или заготовок, которые получены методом высокоскоростной направленной кристаллизации, с содержанием более 60 % γ' -фазы. Место реза перед сваркой шлифовали. Образцы перед сваркой термообработывали по стандартным режимам. Сварку выполняли электронным лучом в вакууме на скоростях 20...80 м/ч. Конкретные значения параметров сварки выбирали из условий получения швов требуемой геометрии. Для создания более однородного температурного поля и снижения сварочных напряжений сварку осуществляли с предварительным подогревом 300...600 °С.

Структуру сварных соединений исследовали на продольных и поперечных шлифах с применением методов оптической металлографии и рентгеновской дифрактометрии [5–9]. Оценивали распределение интенсивности рассеянного рентгеновского излучения вблизи узлов обратной решетки. Изучали участки при облучении площади размерами 0,3×2 мм и положении рефлекса в направлении, перпендикулярном плоскости стыка, переходя последовательно все характерные зоны сварного соединения (ОМ–ЗТВ–шов–ЗТВ–ОМ), при этом (облучаемая) исследуемая область оставалась параллельной кромке стыка. Изучали 36 участков на поверхности образца шириной 10 мм. Шаг перемещения составлял 0,28 мм. Более подробно методика изложена в работах [4–9].

С помощью рентгеновского анализа образцы ориентировали и выбирали направление сварки. О кристаллографической ориентации металла шва, наличии и количестве зерен случайной ориентации, их относительной площади судили исходя из анализа полюсных фигур. Плотность дислокаций и их распределение оценивали по ширине, форме и однородности распределения интенсивности, т. е. почернению рентгеновских рефлексов.

Выполненные металлографические и рентгеновские исследования позволили выделить отдельные структурные зоны металла шва, связанные с кривизной сварочной ванны (рис. 2, 3).

Зона А представляет собой часть шва возле линии сплавления, которая характеризуется пре-

валирующим совпадением направления максимального температурного градиента с ориентацией преимущественного роста кристалла <001>. Непосредственно возле линии сплавления можно различить узкую (0,3...0,5 мм) полоску эпитаксиального роста. Дальше в глубине шва наблюдается мелкодендритная структура направленной кристаллизации с достаточно точным наследованием ориентации исходной кромки (см. рис. 4), высокоугловые границы зерен отсутствуют (см. рис. 3, 5). Металл этой зоны характеризуется незначительной степенью деградации монокристаллической структуры. Несмотря на заметное возрастание плотности дислокаций, распределение интенсивности рентгеновского отражения $I_{q\perp}$ относительно плавное, близкое к основному металлу. Изоинтенсивные линии имеют вид плавных эллипсоподобных кривых (см. рис. 3, б), что отвечает монокристаллическому состоянию металла с равномерным распределением краевых дислокаций.

Зона Б представляет собой зону критического отклонения максимального температурного градиента от направления преимущественного роста кристалла, где первая часть сварного шва наследует ориентацию исходного монокристалла, а в другой имеет место нарушение направленной кристаллизации и формирование зерен случайной ориентации с возможным образованием по границам зерен трещин (см. рис. 3). Рентгенографически это проявляется в дополнительных отражениях на полюсных фигурах (см. рис. 5), наличием в распределении $I_{q\perp}$ отклонений интенсивности на значительные угловые значения от максимального (см. рис. 3). Для металла этой зоны, наследующей исходную ориентацию свариваемого монокристалла, характерным является заметная неоднородность и локализация дислокаций, о чем свидетельствуют нерегулярные ломаные изоинтенсивные кривые $I_{q\perp}$. Расширение распределения отражений $I_{q\perp}$ по разным азимуталь-

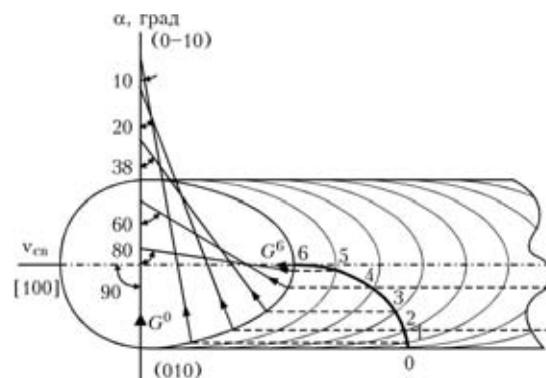


Рис. 2. Схематическое изображение смены направления максимального температурного градиента G по фронту кристаллизации сварочной ванны: А, Б, В — характерные структурные участки сварного шва; α — угол отклонения G

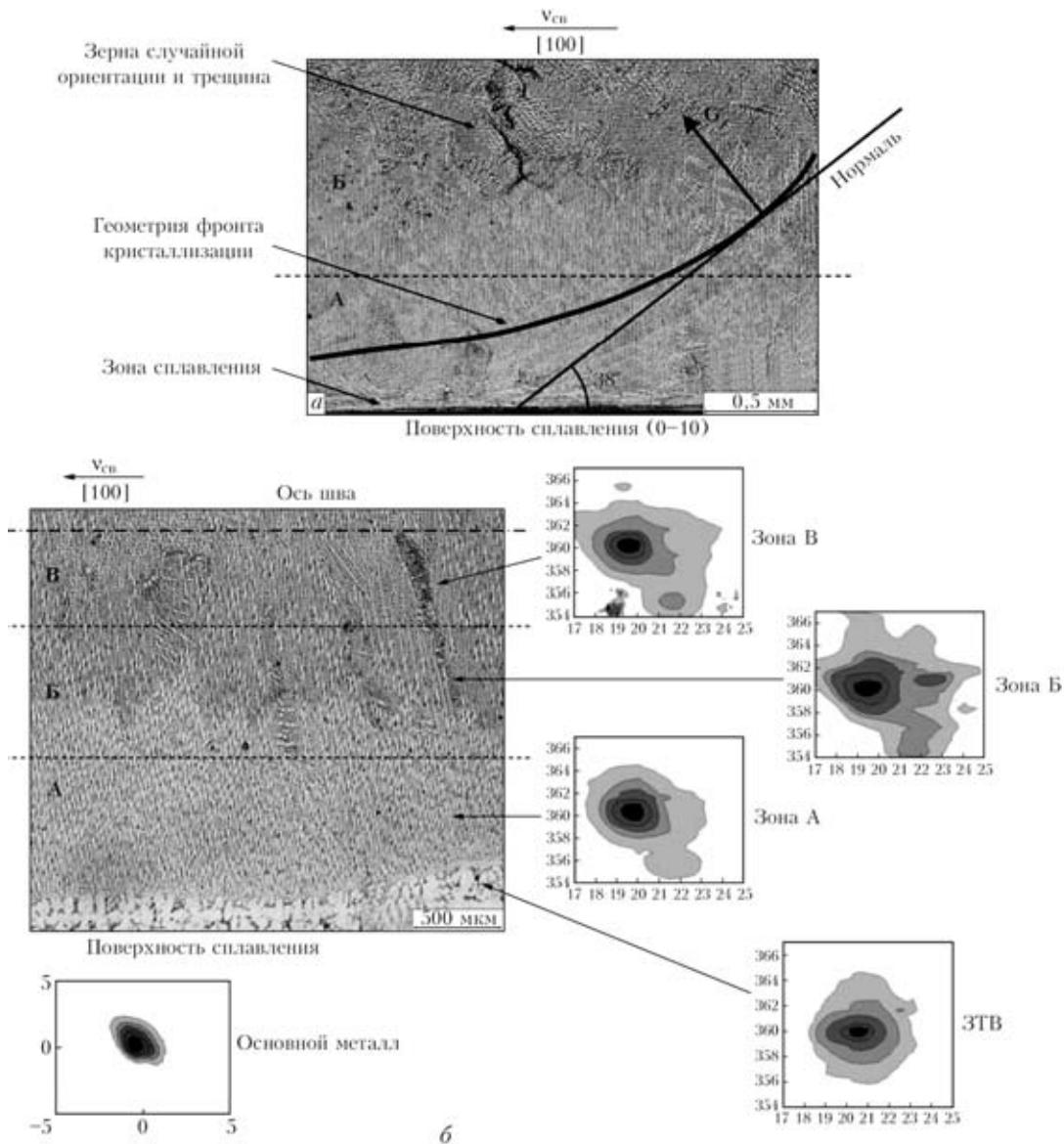


Рис. 3. Микроструктура (а) и изоинтенсивные кривые $I_{q\perp}$ (б) участков металла шва, отвечающих разному отклонению максимального температурного градиента по фронту кристаллизации сварочной ванны (см. рис. 2) (численные значения по осям зоны даны в градусах)

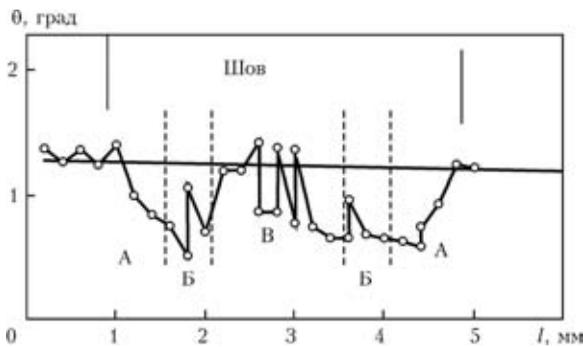


Рис. 4. Изменение кристаллографической ориентации, близкой к $\{100\}$, по ширине сварного соединения

ным направлениям связано с появлением систем вторичных дислокаций и увеличением их общей плотности. В металле этой зоны формируется многоуровневая дислокационная структура, кото-

рая приводит к локализации напряжений в неоднородных дислокационных ансамблях. В результате в сварном шве образуются зерна случайной ориентации с высокоугловыми границами. Развитие неоднородных разориентировок вызывает ускорение деформаций и разрушение монокристаллов, а также образование трещин в сварных швах этих материалов [10–15]. В зоне Б, кроме формирования зерен случайной ориентации, в части, которая наследует исходную ориентацию, наблюдается последовательное с удалением от свариваемых кромок отклонение кристаллографической ориентации на $1...2^\circ$ от исходной (рис. 4). Изменение ориентации характеризует уровень макро- и микронапряжений, компенсация которых за счет значительного разворота кристаллической решетки более чем на 5° также может приводить к нарушению монокристаллического стро-



ения металла и образованию большеугловых границ [10–15].

Зона В представляет собой участок металла сварного шва, в котором направление максимального температурного градиента практически совпадает с кристаллографической ориентацией легкого роста. В этой зоне возможно формирование отдельных большеугловых границ в результате несогласованности стыковки растущих дендритов с разных сторон сварочной ванны.

Для сварных соединений с отличающейся от высокой симметрии кристаллографической ориентацией указанные структурные зоны проявляются более четко. В этом случае ширина зоны Б становится намного больше, а ее положение относительно оси шва, как и количество зерен случайной ориентации, кроме кривизны фронта кристаллизации сварочной ванны, зависят от того, насколько исходная ориентация монокристалла отличается (рис. 6) от высокой симметрии [7].

Таким образом, формирование монокристаллической структуры металла сварного шва обеспечивается при постоянстве направления температурного градиента в каждой точке сварочной ванны — условии плоского макрофронта кристаллизации — и его совпадения с ориентацией преимущественного роста кристаллов $\langle 001 \rangle$.

Путем вариации параметров режимов электронно-лучевой сварки, сканирования пучка на монокристаллических образцах сплавов ЖС26 и ЖС32 с различной кристаллографической ориентацией было достигнуто формирование сварных швов с плоским макрофронтом кристаллизации, при котором ориентация максимального температурного градиента в процессе кристаллизации была постоянной. В зависимости от ориентации свариваемого монокристаллического образца и плоскости сплавления значение отклонения максимального температурного градиента от направления преимущественного роста кристалла $\langle 001 \rangle$ варьировалось от 0 до 30° .

Изучение структуры соответствующих швов показало, что нарушение кристаллографической ориентации и монокристаллической структуры в основном концентрируется на тех участках металла шва, где направление максимального температурного градиента на фронте кристаллизации сварочной ванны отклоняется от ориентации преимущественного роста на углы примерно 15° . Это позволило установить допустимую разориентацию, которая обеспечивает формирование шва с монокристаллической структурой.

Исходя из анализа результатов, полученных в ходе изучения формирования структуры металла шва при сварке монокристаллов, было предло-

жено управлять геометрией сварочной ванны таким образом, чтобы направление температурного градиента по всему макрофронту кристаллизации не отклонялось от $\langle 001 \rangle$ на углы, превышающие допустимый уровень, что позволит исключить зо-

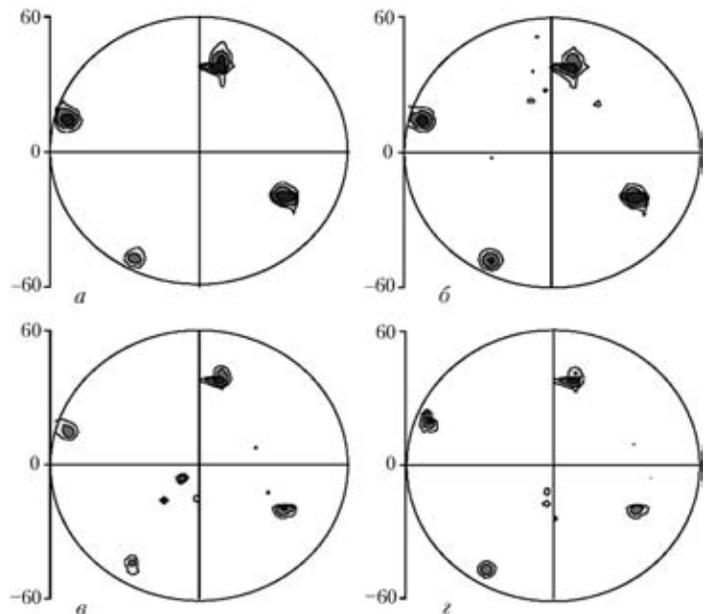


Рис. 5. Полусные фигуры для металла шва сварного соединения с кристаллографической ориентацией, близкой к $\{100\}$: а — основной металл; б–г — зона соответственно А, Б, В (см. рис. 3, 4)

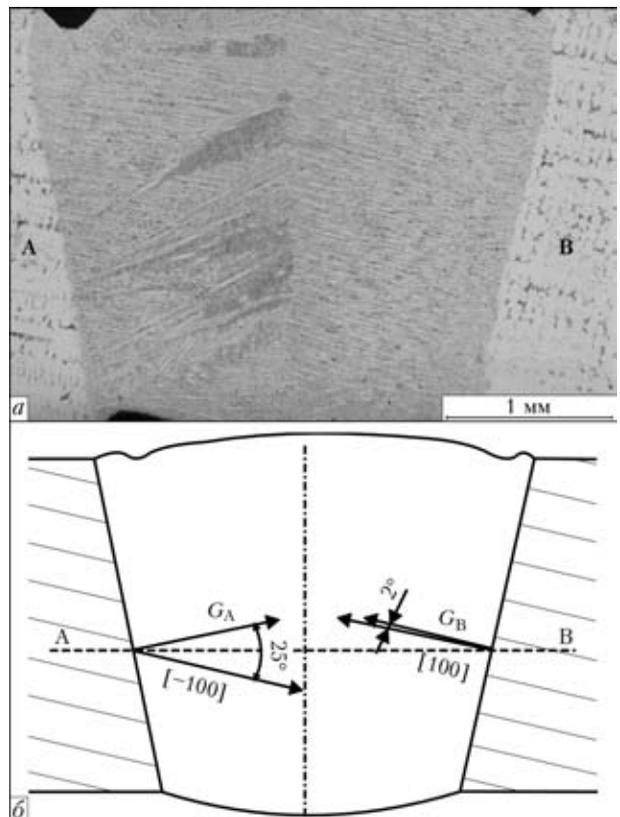


Рис. 6. Асимметрия кристаллизации металла сварного шва сплава ЖС26: а — микроструктура; б — ориентационная схема

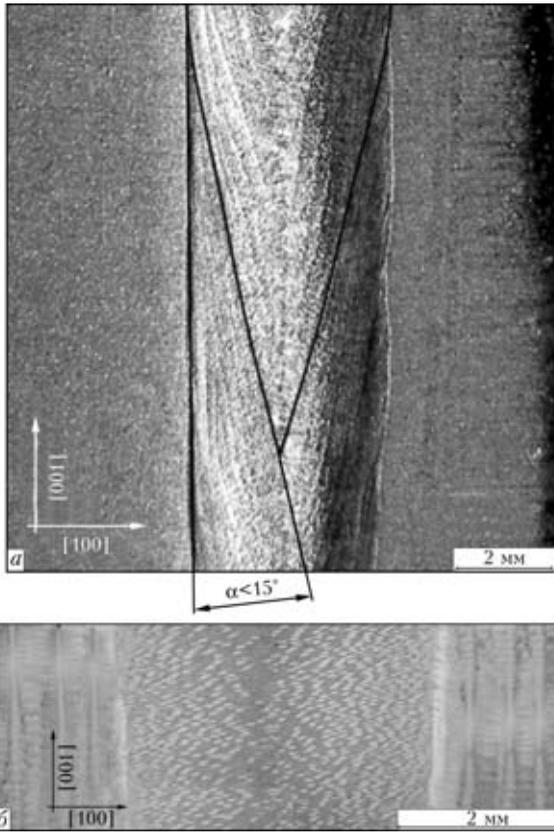


Рис. 7. Внешний вид (а) и микроструктура монокристаллического сварного шва (б) сплава ЖС32, полученного при управлении кристаллизацией сварочной ванны (α — угол отклонения макрофронта кристаллизации сварочной ванны от $\{100\}$)

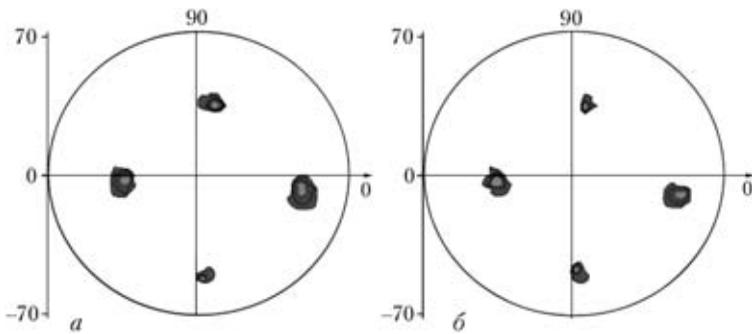


Рис. 8. Полусные фигуры $\{220\}$ основного металла (а) и металла сварного шва (б), полученного при управлении кристаллизацией сварочной ванны

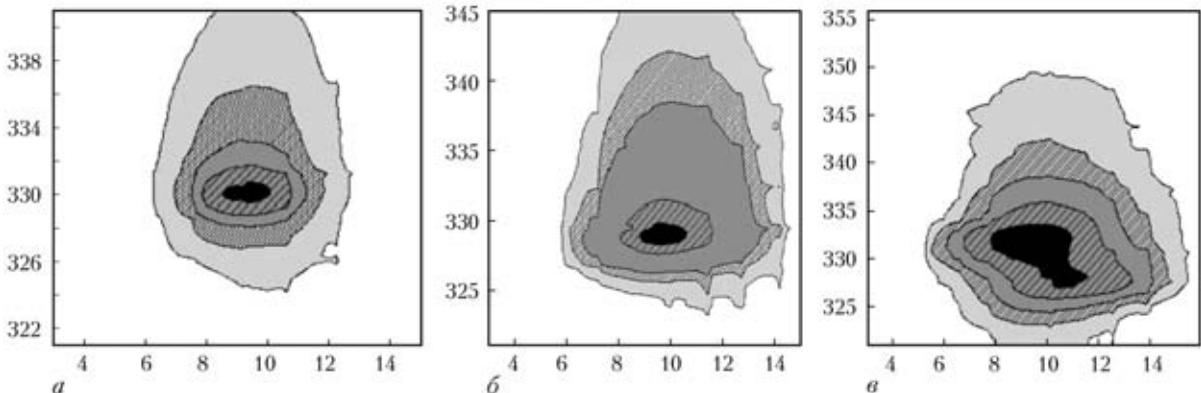


Рис. 9. Распределение $I_{q\perp}$ отражения (200) в различных зонах сварного соединения: а — основного металл; б — металл ЗТВ; в — металл шва (численные значения по осям даны в градусах)

ну критичного отклонения зоны Б (см. рис. 3), в которой формируются зерна случайной ориентации. Технологически это можно достичь за счет параметров режима электронно-лучевой сварки и ориентации стыка соединения в допустимых пределах с кристаллографической плоскостью (100).

Металло- (рис. 7) и рентгенографические (рис. 8, 9) исследования иллюстрируют положительный результат такого подхода, который выражается в формировании металла шва с достаточно высоким кристаллографическим совершенством и сохранением ориентации исходного свариваемого материала. Сравнение полюсных фигур основного металла и металла сварного шва (рис. 8) показывает сохранение положения основных рефлексов отражений при отсутствии рефлексов другой ориентации. Распределение $I_{q\perp}$ отражения (200) в различных зонах сварного соединения свидетельствует (рис. 9) об однородном распределении дислокаций в объеме шва несмотря на повышение их плотности. Если не существует разделения рентгеновского отражения $I_{q\perp}$, то отсутствуют и высокоугловые границы. Уровень разориентации структурных составляющих металла шва находится в пределах 2° и не превышает допустимого значения для жаропрочных монокристаллов (порядка 5°), при котором нарушается монокристалличность материала. Принципы выбора и управления формой сварочной ванны апробированы при восстановлении монокристаллических рабочих лопаток из сплава ЖС32.

Таким образом, при электронно-лучевой сварке монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов основными кристаллографическими параметрами сварного соединения являются не только соответствие плоскости сплавления осей высокой симметрии монокристалла, но и кристаллографическая ориентация на макрофронте затвердевания сварочной ванны. Существует крити-



ческий угол отклонения направления максимального теплоотвода по отношению к направлению преимущественного роста кристаллов $\langle 001 \rangle$. Для исследуемых сплавов и условий сварки критический угол отклонения находится в пределах 15° .

Выводы

1. Эксперименты по сварке электронно-лучевым способом монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов типа ЖС с содержанием более 60 % γ' -фазы позволили установить, что характерными дефектами сварных швов является частичное наследование кристаллографической ориентации основного металла с образованием зерен случайной ориентации и возможным образованием зернограничных трещин.

2. Изучено влияние кривизны макрофронта затвердевания сварочной ванны на наследование исходной кристаллографической ориентации металлом сварного шва и совершенство его структуры. Показано, что для предупреждения образования зерен случайной ориентации и трещин необходимо обеспечить форму сварочной ванны, при которой исключается возможность отклонения направления прохождения температурного градиента по фронту кристаллизации от направления на угол, превышающий допустимый.

3. Результаты выполненных исследований использованы при разработке принципиальной технологии электронно-лучевой сварки жаропрочных никелевых сплавов, позволяющей обеспечить сохранение монокристаллической структуры с разориентацией субструктуры $\leq 2^\circ$, а также отсутствия трещин и зерен случайной ориентации в металле сварного шва.

1. *Монокристаллы* никелевых жаропрочных сплавов / Р. Е. Шалин, И. Л. Светлов, Е. Б. Качанов и др. — М.: Машиностроение, 1977. — 336 с.
2. *Каблов Е. Н.* Литые лопатки газотурбинных двигателей. Сплавы, технология, покрытия. — М.: МИСИС, 2001. — 650 с.

3. *Pollock T. M., Murphy W. H.* The breakdown of single-crystal solidification in high refractory nickel-base alloys // *Metal. Mater. Trans. A.* — 1996. — **27**. — P. 1081–1094.
4. *Гах І. С.* Фізико-технологічні особливості електронно-променевого зварювання високонікелевих жароміцних сплавів з монокристалічною структурою: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — К., 2011. — 20 с.
5. *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.
6. *Особенности* структуры металла торцевых наплавов монокристаллических лопаток из никелевых суперсплавов / К. А. Ющенко, Б. А. Задерий, А. В. Звягинцева и др. // *Автомат. сварка.* — 2009. — № 8. — С. 46–53.
7. *Сварка и наплавка* жаропрочных никелевых сплавов с монокристаллической структурой / К. А. Ющенко, Б. А. Задерий, А. В. Звягинцева и др. // Там же. — 2008. — № 11. — С. 217–223.
8. *О возможности* наследования монокристаллической структуры сложнолегированных никелевых сплавов в неравновесных условиях сварки плавлением / К. А. Ющенко, Б. А. Задерий, А. В. Звягинцева, И. С. Гах // *Металлофизика и новейшие технологии.* — 2009. — **31**, № 4. — С. 473–485.
9. *Склонность* к образованию трещин и структурные изменения при ЭЛС монокристаллов жаропрочных никелевых суперсплавов / К. А. Ющенко, Б. А. Задерий, С. С. Котенко и др. // *Автомат. сварка.* — 2008. — № 2. — С. 10–19.
10. *Mughrabi H.* Dislocation wall and cell structures and long-range internal stresses in deformed metal crystals // *Acta met.* — 1983. — **31**. — P. 1367–1379.
11. *Панин В. Е., Лихачев В. А., Гриняев Ю. В.* Структурные уровни деформации твердых тел. — Новосибирск: Наука, 1985. — 226 с.
12. *Лихачев В. А., Панин В. Е., Засимчук Е. Э.* Кооперативные деформационные процессы и локализация деформации. — Киев: Наук. думка, 1989. — 320 с.
13. *Малыгин Г. А.* Самоорганизация дислокаций и локализация скольжения в пластически деформируемых кристаллах // *Физика твердого тела.* — 1995. — **37**, вып. 1. — С. 3–42.
14. *Сарафанов Г. Ф.* К теории образования неоднородных дислокационных структур // *Физика мет. и металловедение.* — 1998. — **85**, вып. 3. — С. 46–53.
15. *Конева Н. А., Козлов Э. В.* Физическая природа стадийности пластической деформации // *Изв. вузов. Физика.* — 1990. — № 2. — С. 89–106.

Поступила в редакцию 01.03.2013

Уважаемые читатели!

Во втором квартале 2013 г. выйдет в свет сборник «Сварка и наплавка меди и сплавов на ее основе» (Киев: Международная ассоциация «Сварка», 70×100/16, 224 с.).

Сборник включает статьи ученых и специалистов ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, опубликованные с 1953 по 2013 гг. в основном в журнале «Автоматическая сварка» по проблеме сварки и наплавки меди и сплавов на ее основе в производстве, при ремонте и восстановлении оборудования ответственного назначения.

Заказы на книгу просьба направлять в редакцию журнала «Автоматическая сварка»