

PACS numbers: 61.50.-f, 61.66.Dk, 64.70.dg, 81.10.Aj, 81.20.Vj

О природе зёрен случайной ориентации в сварных швах монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов

К. А. Ющенко, Б. А. Задерий, И. С. Гах, А. В. Звягинцева,
О. П. Карасевская*

*Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины,
ул. Боженко, 11,*

03680, ГСП, Киев-150, Украина

**Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,
бульв. Акад. Вернадского, 36,
03680, ГСП, Киев-142, Украина*

Изучено наследование кристаллографической ориентации в зоне сварного шва в монокристаллах никелевых жаропрочных сплавов при электронно-лучевой сварке. Показано, что нарушение монокристаллической структуры в сварном шве связано с образованием зёрен случайной ориентации (ЗСО). Установлены два вида ЗСО в зависимости от механизма их формирования. Один вид возникает в процессе кристаллизации металла сварного шва в результате несоответствия направления максимального температурного градиента по фронту кристаллизации сварочной ванны с ориентацией преимущественного роста кристалла $\langle 001 \rangle$. Второй вид образуется под действием термомодеформационного сварочного цикла, когда определяющая роль в возникновении ЗСО отводится механическим свойствам материала в подсолидусном температурном интервале. Обсуждаются пути предотвращения возникновения ЗСО.

Вивчено успадкування кристаллографічної орієнтації в зоні зварного шва в монокристалах нікелевих жароміцних стопів при електронно-променево-му зварюванні. Показано, що порушення монокристалічної структури в зварному шві пов'язане з утворенням зерен випадкової орієнтації (ЗВО). Встановлено два види ЗВО залежно від механізму їх формування. Один вид виникає в процесі кристалізації металу зварного шва внаслідок невідповідності напрямку максимального температурного градієнта за фронтом кристалізації зварювальної ванни з орієнтацією переважного зростання кристала $\langle 001 \rangle$. Другий вид утворюється під дією термомодеформаційного зварювального циклу, коли визначальна роль у виникненні ЗВО відводиться механічним властивостям матеріалу в підсолідусному температурному інтервалі. Обговорюються шляхи запобігання виникненню ЗВО.

Inheritance of the crystallographic orientation in the weld zone in single-crystal heat-resistant nickel alloys under the electron-beam welding is studied. As shown, the violation of single-crystal structure in the weld seam is caused by the formation of randomly oriented grains (ROGs). Two types of ROGs depending on the mechanism of their formation are determined. One type occurs during the solidification of the weld metal because of mismatch between the direction of maximum temperature gradient at the crystallization front in a molten pool and the preferential crystal-growth orientation $\langle 001 \rangle$; the second type takes place under the action of thermal-welding cycle, when the mechanical properties of the material in temperature range below the solidus play the determining role in ROGs' appearance. The ways to prevent the occurrence of ROGs are discussed.

Ключевые слова: сварной шов, зёрна случайной ориентации, микроструктура, дислокационная структура, монокристалл, жаропрочный никелевый сплав, электронно-лучевая сварка.

(Получено 26 июля 2013 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Современные монокристаллические жаропрочные никелевые сплавы типа ЖС характеризуются сложным легированием, что обеспечивает их фазовую стабильность, низкую диффузионную подвижность легирующих элементов при повышенных температурах, а отсутствие большеугловых границ позволяет достигать оптимального комплекса механических свойств [1, 2]. Это, однако, определяет недостаточную технологичность таких монокристаллов, в данном случае — свариваемость [3, 4]. Из теории и практики выращивания монокристаллов никелевых сплавов известно, что оптимальные структурные параметры достигаются путем выполнения температурно-временных и ориентационных условий направленной кристаллизации, главные из которых — величина и направление максимального температурного градиента на фронте кристаллизации, скорость кристаллизации, их соотношение, кристаллографическая ориентация кристаллизационной затравки. Однако процессы формирования структуры сварного шва на реальных изделиях существенно отличаются от таковых при выращивании монокристаллов [5], а именно, при сварке происходит кристаллизация небольшого объема материала при значительном его перегреве; наблюдаются значительные скорости охлаждения, т.е. малое время нахождения в расплавленном состоянии металла сварочной ванны; реализуется сложная пространственная форма и меняющаяся кристаллографическая ориентация фронта кристаллизации; существуют временные и остаточные напряжения как в самом шве, так и в зоне термического влияния. Различие кристаллизационных процессов при

сварке и выращивании монокристаллов приводит к тому, что не только количественные зависимости, но и технологические способы их реализации при росте кристаллов, не могут быть использованы применительно к сварочным процессам.

Ранее было показано [3, 4, 6–10], что за счет легирования и параметров режимов сварки удается в сварном соединении монокристаллических сплавов типа ЖС преодолеть химическую нестабильность γ - и γ' -фаз и добиться отсутствия макродефектов. Основным структурным дефектом в металле сварного шва являются зерна случайной ориентации (ЗСО) (рис. 1). Они представляют собой участки с дендритной структурой, отличающиеся от остального материала шва кристаллографической ориентацией, и ограниченные большеугловыми границами [6–12]. Часто ЗСО наблюдаются с одной стороны от центра сварного шва и связывают их образование, как и в условиях выращивания [14, 15], с отклонением направления максимального температурного градиента от направления преимущественного роста $\langle 001 \rangle$ [6, 8, 13], что, однако, не объясняет многие случаи их асимметричного образования. Наличие ЗСО уменьшает пластичность, провоцирует образование трещин и снижает работоспособность сварных соединений. Выяснению причин деградации сварных швов монокристаллов и механизма образования ЗСО, как и путей предотвращения их возникновения, посвящена настоящая работа.

2. МЕТОДИКА

Исследования структуры сварных соединений, полученных электронно-лучевой сваркой (ЭЛС) с полным проплавлением материала, выполнялись на монокристаллических пластинах 40×100 мм и толщиной 1,5–2,5 мм сплавов типа ЖС разных кристаллографиче-

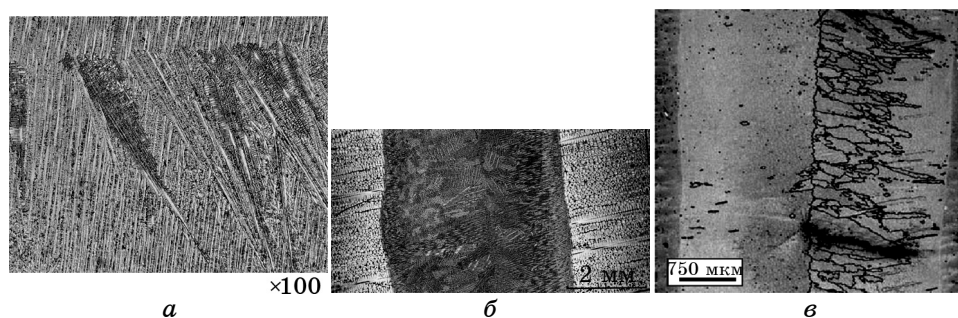


Рис. 1. Металлография сварных швов при ионном травлении: остроугольные (а), округлые и остроугольные (б) ЗСО в сплаве ЖС26. Преимущественное расположение ЗСО [8] (в) с разориентацией границ 1° , 5° и 10° .

ских ориентаций. Скорость ЭЛС менялась от 10 до 60 м/ч, часть сварных соединений выполнялась с предварительным подогревом до 200–600°C. Ширина сварных швов составляла 2,5–3,2 мм. Микроструктура металла шва определялась методом ионного травления. Исследования выполняли методами оптической металлографии и рентгеновской дифрактометрии. Изучали серии участков на поверхности образца шириной ≈ 25 мм, что в ≈ 10 раз превышает ширину сварного шва. Оценку структуры выполняли при облучаемой площади размерами 0,2–2 мм² с ее перемещением в направлении, перпендикулярном направлению сварки, переходя последовательно все характерные зоны сварного соединения: основной металл (ОМ)–зона термического влияния (ЗТВ)–сварной шов (СШ)–ЗТВ–ОМ с шагом перемещения $\approx 0,28$ мм. По полюсным фигурам определяли кристаллографическую ориентацию участков сварного соединения, наличие и количество ЗСО в пределах облучаемой площади. Анализ формы и ширины интенсивности отдельных отражений выполняли в направлении дифракционного вектора ($I_{q\parallel}$) и в перпендикулярной ему плоскости ($I_{q\perp}$), как для объемов сварного шва, наследующих ориентацию исходного монокристалла, так и для ЗСО. Это, в соответствии с [16–19], позволило оценить плотность и распределение дислокаций в этих участках сварного соединения. Для каждого типа рефлексов в зонах ОМ, ЗТВ, СШ определяли характер распределения дислокаций по форме и полуширине ($\delta q_{\perp 1}$ и $\delta q_{\perp 2}$) распределения интенсивности в азимутальной плоскости $I_{q\perp}$ в направлениях максимального ($\delta q_{\perp 1}$) и ему перпендикулярного ($\delta q_{\perp 2}$) уширения по методикам [18, 19]. Оценку величины плотности дислокаций ρ выполняли также по ширине δq_{\parallel} распределений интенсивности на θ – 2θ -рентгенограммах ($I_{q\parallel}$) с учетом эталона при помощи преобразования Фурье в соответствии с соотношением $\rho \propto |\delta q_{\parallel}| \text{ctg} \theta$. Для оценки плотности дислокаций в ЗСО использовали усредненные значения не менее 30 измерений уширений δq_{\parallel} , $\delta q_{\perp 1}$ и $\delta q_{\perp 2}$.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рисунке 2 представлены полюсные фигуры для зоны сварного шва образцов, полученных при одинаковых режимах сварки монокристаллов с разной поверхностью сплавления. На обеих полюсных фигурах наблюдаются как интенсивные отражения, соответствующие монокристаллической части закристаллизованного сварного шва, так и слабые отражения от ЗСО. Для образца на рис. 2, а в соответствии с кристаллографической ориентацией поверхности пластины $\cong \{110\}$ при направлении сварки $\cong \langle 335 \rangle$ плоскость сплавления $\cong \{654\}$ по всему криволинейному фронту сварочной ванны существует отклонение максимального температурного градиента от

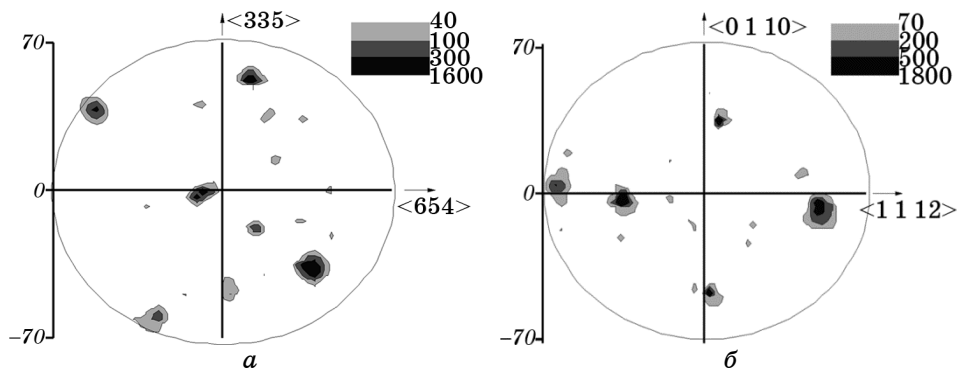


Рис. 2. Полусные фигуры $\{220\}$ сварных швов с ЗСО преимущественно остроугольного (*а*) и округлого (*б*) вида. Поверхность сплавления $\cong \{651\}$ и направление сварки $\cong \langle 335 \rangle$ для образца на рис. 2, *а* и, соответственно, $\cong \{1112\}$ и $\cong \langle 0110 \rangle$ для образца на рис. 2, *б*.

направления преимущественного роста, что и приводит к нарушению ориентационного условия направленной кристаллизации. Для другого образца (рис. 2, *б*) с кристаллографической ориентацией поверхности пластины $\cong \{001\}$ плоскость сплавления $\cong \{1112\}$ отклонена на угол менее 4° от направления преимущественного роста монокристаллов $\langle 001 \rangle$. Как было показано ранее [20], при сварке сплавов ЖС26 и ЖС32 с монокристаллической структурой, при оптимальном выборе формы сварочной ванны критическими значениями указанного отклонения от направления $\langle 001 \rangle$ являются для поверхности сплавления углы более 4° , для контура сварочной ванны — более 15° . В обоих случаях выдерживалась оптимальная форма сварочной ванны, но, если для образца с ориентацией поверхности пластины $\cong \{011\}$ нарушены условия направленного преимущественного роста в условиях ЭЛС, то для образца с ориентацией поверхности пластины $\cong \{001\}$ эти условия не нарушены, однако ЗСО получены в обоих образцах.

Металлографические исследования структуры сварных соединений монокристаллов никелевых сплавов выявили в швах ЗСО различной морфологии (рис. 3). Было выделено преимущественно два вида ЗСО: остроугольные, клиновидные зерна с ориентированной внутризёренной дендритной структурой по направлению максимального температурного градиента (рис. 3, *а*), подобно кристаллитам в швах поликристаллических сплавов при плоской схеме процесса кристаллизации, и округлые зерна с произвольной ориентацией дендритов, иногда близких к равноосным (рис. 3, *б*). ЗСО первого вида чаще всего наблюдаются в швах, выполненных на высоких скоростях, при введенной большой удельной мощности электронного луча и интенсивном теплоотводе, т.е. на «жестких» режимах сварки.

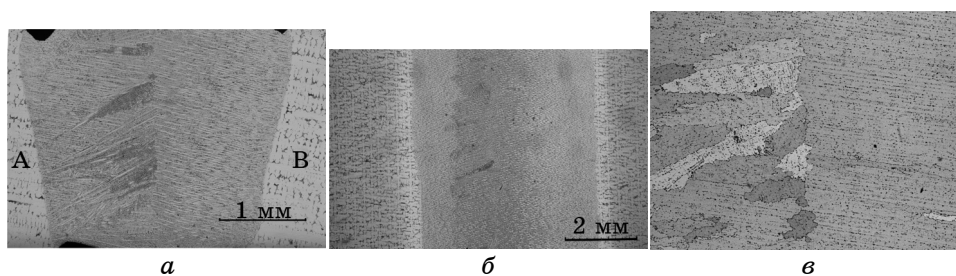


Рис. 3. Металлография сварных швов при ионном травлении: поверхность сплавления $\cong \{654\}$ (а), поверхность сплавления $\cong \{1\ 1\ 12\}$ (б), ЗСО после термообработки при поверхности сплавления $\cong \{654\}$ (в).

ЗСО второго вида формируются в швах, выполненных на невысоких скоростях сварки (10–20 м/ч), при подогреве и небольшом теплоотводе, т.е. на «мягких» режимах. Было обнаружено преимущественное формирование ЗСО одного вида по разные стороны от центра сварного шва, однако в одном и том же шве могут формироваться ЗСО обоих видов (рис. 1 и 3). Кроме того, в некоторых случаях возможно образование ЗСО не только в сварных швах, но и в области ОМ–ЗТВ.

Типичные распределения интенсивности отражений $I_{q\perp}$ в ОМ представлены на рис. 4, а, д, изоинтенсивные и трехмерные изображения которых представляют собой гладкие кривые, что соответствует равномерному распределению дислокаций. Для той части СШ, которая кристаллизуется с сохранением кристаллографической ориентации исходного монокристалла, типичные распределения интенсивности отражений $I_{q\perp}$ представлены на рис. 4, е, з. Изоинтенсивные линии этих отражений уширены преимущественно в одном направлении, и $\delta q_{\perp 1}$ значительно (в 3–6 раз) превышает $\delta q_{\perp 2}$, что отвечает преимущественному росту плотности дислокаций одной системы. На трехмерных распределениях $I_{q\perp}$ в этом случае наблюдаются пики интенсивности, что отражает образование внутризёрненной субструктуры. Распределение $I_{q\perp}$, типичное для $\cong 80\%$ всех исследованных ЗСО в образце с ориентацией поверхности пластины $\cong \{011\}$, в котором наблюдаются преимущественно остроугольные зерна, представлено на рис. 4, в, ж. Для ЗСО в этом образце характерны расширенные изоинтенсивные кривые и наличие пиков интенсивности в распределении $I_{q\perp}$ как и для участков СШ, наследующих монокристаллическую ориентацию ОМ. Для образца с ориентацией поверхности пластины $\cong \{001\}$ типичное распределение $I_{q\perp}$ для ЗСО (также $\cong 80\%$ от всех ЗСО) с преимущественно округлыми зёрнами представлено на рис. 4, б, е. В этом случае распределение $I_{q\perp}$ близко к исходному монокристаллу. Отметим, что для обоих видов ЗСО угловые интервалы их распределений $I_{q\perp}$ меньше, чем в исходном монокристалле или в части сварного шва,

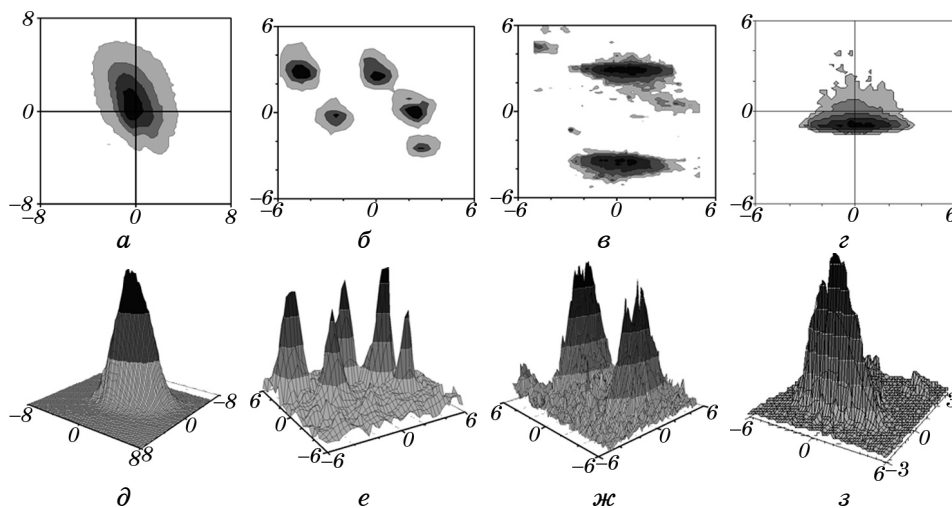


Рис. 4. Изоинтенсивные ($a-d$) и трехмерные ($e-z$) кривые распределения $I_{q_{\perp}}$ отражения $\{220\}$: исходный монокристалл (a, d), ЗСО деформационного типа (b, e), ЗСО кристаллизационного типа ($c, ж$), сварной шов с наследованием кристаллографической ориентации исходного монокристалла ($z, з$).

наследующего ориентацию ОМ, что связано с уменьшением одновременно отражающей области, т.е. размеров ЗСО, по сравнению с площадью облучения монокристаллов.

На рисунке 5 представлены распределения $I_{q_{\parallel}}$ для различных участков сварного соединения. Минимальное значение ширины δq_{\parallel} наблюдается в исходном монокристалле, а максимальное — в сварном шве при наследовании им исходной монокристаллической ориентации. Для зерен первого и второго видов ширина δq_{\parallel} меньше, чем в сварном шве с наследуемой ориентацией, причем в зернах первого, преимущественно, клиновидного вида усредненное распределение $I_{q_{\parallel}}$ шире примерно в 2 раза, чем в зернах второго, преимущественно, округлого вида. Значения плотности дислокаций в сварном шве, наследующем ориентацию ОМ, и в зернах первого вида близки между собой и вычисленные по $\delta q_{\perp 1}$ и $\delta q_{\perp 2}$ составляют $\cong 2 \cdot 10^9 - 10^{10} \text{ см}^{-2}$, что выше, чем в зернах второго вида в 5–7 раз.

Таким образом, по характеру распределения дислокаций, их плотности, кристаллографическим условиям формирования и морфологии их образования можно выделить два вида ЗСО. Первый вид ЗСО появляется в сварных швах при нарушении ориентационных условий направленного роста кристаллов, когда поверхность сплавления отклонена от направления преимущественного роста, а также из-за ее изменения по фронту затвердевания сложной формы сварочной ванны. Отклонение направлений преимущественного роста $\langle 100 \rangle$ в образце с поверхностью сплавления $\cong \{654\}$ составляет $\cong 42^\circ$ –

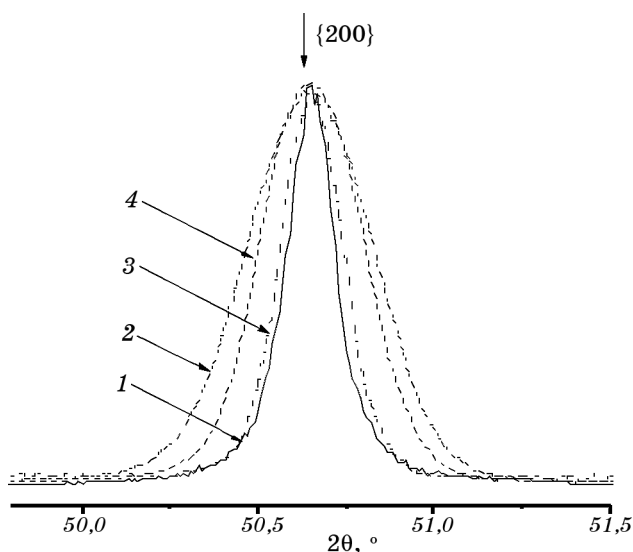


Рис. 5. Распределения I_{\parallel} отражений $\{200\}$ в исходном монокристалле (1), в сварном шве при 95% наследовании исходной ориентации (2), в ЗСО деформационного вида (3) и ЗСО кристаллизационного вида (4).

47° , а на фронте кристаллизации с учетом формы ванны — 28° – 62° , что создает условия неконтролируемого ориентационного роста в сварном шве [20]. Образующиеся ЗСО подвергаются тому же термодинамическому сварочному процессу, что и все сварное соединение, в частности, и часть шва, наследующая ориентацию ОМ. Поэтому плотность и распределение дислокаций в ЗСО этого вида близки к таковым в монокристалле, прошедшем термодинамический сварочный цикл. Таким образом, исходя из природы процесса образования ЗСО, их следует отнести к зернам кристаллизационного типа.

Зерна случайной ориентации второго вида формируются в образце с поверхностью сплавления $\cong \{1\ 1\ 12\}$, что составляет с направлением преимущественного роста угол $\cong 3^{\circ}$ и на фронте кристаллизации с учетом формы ванны $\pm 12^{\circ}$. Ориентационные условия на фронте кристаллизации для сохранения монокристалличности сварного шва в образце с поверхностью сплавления $\cong \{1\ 1\ 12\}$ выполнены [20]. При этом термодинамические условия сварочного цикла ведут к формированию деформационных, неравновесных дислокационных структур с высокой плотностью дислокаций. Рекристаллизационные процессы в подсолидусном температурном интервале разрушают монокристаллическое строение СШ и приводят к образованию ЗСО с плотностью дислокаций близкой к исходному монокристаллу. Исходя из преобладающих процессов, лежащих в основе образования данного вида ЗСО, их следует отнести к зернам деформационного типа.

Величина и направление термических и деформационных градиентов определяются режимами ЭЛС и кристаллографическими параметрами фронта сварочной ванны. Параметры сварочной ванны задают направление максимального термического градиента, а кристаллографическая симметрия в соответствии с фактором Шмида — сдвиговые напряжения в плоскостях скольжения (рис. 6). Несмотря на идентичность режима сварки по разные стороны от оси шва, кристаллографическая асимметрия термического градиента и напряжений в плоскостях скольжения могут приводить к предпочтительному формированию ЗСО с одной стороны сварного соединения [9].

Результаты анализа структуры и условий образования ЗСО в сварных швах позволили выделить два фактора их образования — кристаллизационный и деформационный. Кристаллизационные условия образования ЗСО, определяющиеся ориентацией формы сварочной ванны и связанные, в первую очередь, с направлениями преимущественного роста, подобны в никелевых монокристаллических сплавах типа ЖС. Деформационные условия образования ЗСО определяются как параметрами режима сварки, так и характеристиками материала в подсолидусном температурном интервале. Сплавы, в составе которых отсутствуют легирующие элементы, упрочняющие материал в области высоких (подсолидусных) температур, более склонны к образованию деформационных зерен и трещин в металле шва, что хорошо видно на примере безуглеродистого сплава ЖС36. Менее склонны к образованию деформационных зерен в СШ сплавы, легирование которых предусматривает карбид-

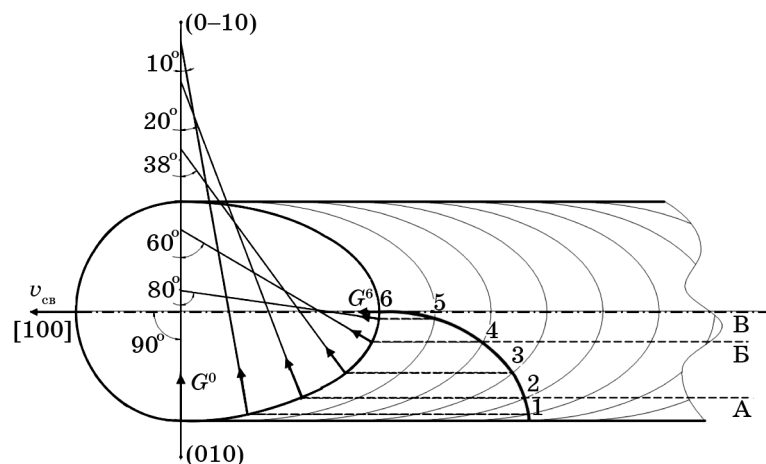


Рис. 6. Схематическое изображение смены направления максимального температурного градиента G по фронту кристаллизации сварочной ванны типичной формы: $\{010\}$ — поверхности сплавления, $[100]$ — направление сварки, А, Б, В — характерные структурные участки сварного шва.

ное и боридное упрочнение, например ЖС26 и ЖС32, особенно в условиях «мягких» режимов ЭЛС. Однако «мягкие» режимы формируют широкую ($> 1,0$ мм) ЗТВ, что может приводить к образованию ЗСО в основном металле по деформационному типу. «Жесткие» режимы ЭЛС предполагают острую фокусировку луча, незначительную ($< 0,1$ мм) зону термического влияния, что не вызывает образования в ней ЗСО. Но «жесткие» режимы увеличивают скорость охлаждения и уменьшают время пребывания материала в подсолидусном температурном интервале, что нарушает температурно-временные условия направленной кристаллизации и приводит к образованию ЗСО кристаллизационного вида.

Исследование влияния стандартной термической обработки на структуру сварных швов показали, что ЗСО кристаллизационного типа склонны к рекристаллизации. Металлографические наблюдения показали изменение морфологии этих ЗСО (рис. 3, в), а рентгенографические — уменьшение количества ЗСО с деформационной структурой от типичных $\cong 80\%$ после ЭЛС до $\cong 50\%$ после термической обработки. ЗСО деформационного типа после стандартной термической обработки повышают свою долю в общей численности ЗСО до $\cong 90\%$. Повышается доля ЗСО деформационного вида и при выполнении многопроходных сварных швов.

4. ВЫВОДЫ

1. Основным показателем деградации сварных соединений монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов являются зерна случайной ориентации. Они могут образовываться по кристаллизационному и деформационному механизму.
2. Зерна кристаллизационного типа, являются результатом срыва направленной кристаллизации на фронте затвердевания сварочной ванны. Они формируются при отклонении направления максимального температурного градиента от ориентации преимущественного роста кристалла. Внутризёренная дендритная структура строго ориентирована по направлению максимального температурного градиента и характеризуется на порядок повышенной плотностью дислокаций относительно исходного монокристалла и значительной неравномерностью их распределения.
3. Зерна деформационного типа являются результатом подсолидусной пластической деформации участков металла сварного шва, характеризуются более равномерным распределением и пониженной плотностью дислокаций близкой к исходному монокристаллу.
4. Склонность к образованию зерен случайной ориентации связана с химическим составом материала. Сплавы, в которых отсутствуют легирующие элементы, упрочняющие материал в области подсолидусных температур, более склонны к образованию зерен в металле

шва деформационного типа. Сплавы, легирование которых предусматривает карбидное и боридное упрочнение, например ЖС26 и ЖС32, менее склонны к образованию деформационных зерен, но при этом являются более предрасположенными к формированию в металле шва зерен кристаллизационного типа.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Е. Н. Каблов, *Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия)* (Москва: МИСиС: 2001).
2. Е. Н. Каблов, Н. В. Петрушин, Н. Л. Светлов, И. М. Демонис, *Авиационные материалы и технологии* (Москва: ВИАМ: 2012), с. 36.
3. Z. Feng, T. Zacharia, and S. A. David, *Welding Journal*, No. 11: 470 (1997).
4. Л. И. Сорокин, *Сварочное производство*, № 4: 4 (1997).
5. Н. Н. Прохоров, *Физические процессы в металлах при сварке* (Москва: Металлургия: 1968).
6. T. M. Pollock and W. H. Murphy, *Metall. Mater. Trans. A*, **27**, Iss. 4: 1081 (1996).
7. M. Gaumann, C. Bezencon, P. Canalis, and W. Kurz, *Acta Mater.*, **49**, Iss. 6: 1051 (2001).
8. J.-W. Park, S. S. Baby, J. M. Vitek et al., *J. Appl. Phys.*, **94**, No. 6: 4203 (2003).
9. К. А. Ющенко, Б. А. Задерий, О. П. Карасевская, *Металлофиз. новейшие технол.*, **28**, № 11: 1509 (2006).
10. К. А. Ющенко, Б. А. Задерий, В. С. Савченко и др., *Автомат. сварка*, № 11: 317 (2008).
11. К. А. Ющенко, Б. А. Задерий, А. В. Звягинцева и др., *Автомат. сварка*, № 8: 46 (2009).
12. T. Link, S. Zabler, A. Epishin et al., *Mat. Sci. Eng. A*, **425**, Iss. 1–2: 47 (2006).
13. O. M. Barabash, S. S. Babu, S. A. David, J. M. Vitek, and R. I. Barabash, *J. Appl. Phys.*, **94**, Iss. 1: 738 (2003).
14. М. Флеминг, *Процессы затвердевания* (Москва: Мир: 1977).
15. А. П. Епишин, Г. Нольце, *Кристаллография*, **51**, № 4: 754 (2006).
16. T. Ungar, H. Mughrabi, D. Ronnpage, and M. Wilkens, *Acta Metall.*, **32**, Iss. 3: 333 (1984).
17. M. Wilkens, T. Ungar, and H. Mughrabi, *physica status solidi (a)*, **104**, Iss. 1: 157 (1987).
18. О. П. Карасевская, *Металлофиз. новейшие технол.*, **21**, № 8: 34 (1999).
19. М. А. Krivoglaz, *X-Ray and Neutron Diffraction in Nonideal Crystals* (Berlin: Springer-Verlag: 1996), p. 402.
20. К. А. Ющенко, И. С. Гах, Б. А. Задерий и др., *Автомат. сварка*, № 5: 46 (2013).