

СВАРКА И НАПЛАВКА ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ С МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ

Академик НАН Украины **К. А. ЮЩЕНКО**, **Б. А. ЗАДЕРИЙ**, канд. техн. наук, **В. С. САВЧЕНКО**, д-р техн. наук, **А. В. ЗВЯГИНЦЕВА**, канд. 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)

Определены критерии свариваемости монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов. Изучен механизм и установлены причины образования трещин, отклонения кристаллографической ориентации металла шва от исходной, образования зерен случайной ориентации. Исследовано влияние параметров, условий сварки и кристаллографической ориентации сварных соединений на указанные характеристики. Определены условия формирования сварных швов без трещин при минимальном рассогласовании кристаллографии и структуры основного металла и металла шва.

Ключевые слова: жаропрочные никелевые сплавы, монокристаллы, сварка, наплавка, трещиностойкость, кристаллографическая ориентация, форма макрофронта кристаллизации, термический градиент, зерна другой ориентации, направление кристаллизации, температурный градиент, локальные зоны напряжений

Повышение эксплуатационных характеристик газотурбинных двигателей авиационного и морского флота, а также стационарных газотурбинных установок достигается постоянным увеличением температуры рабочего тела — газов на входе в турбину, что в свою очередь вызывает необходимость применения новых сверхжаропрочных материалов. К таким материалам относятся сложнолегированные направлено закристаллизованные сплавы на никелевой основе. Рабочие характеристики сплавов значительно повышаются при использовании этих материалов в благоприятном структурно-ориентированном либо монокристаллическом состоянии.

Весьма сложное легирование и структура монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов, практически отсутствие большеугловых границ зерен — факторы, которые, с одной стороны, обеспечивают комплекс требуемых механических свойств и максимальный ресурс работы изделий, с другой стороны, ухудшают их свариваемость из-за высокой чувствительности к образованию трещин. Разрешить проблему получения качественных сварных соединений монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов без изучения механизма и особенностей формирования структурного состояния и кристаллографических особенностей металла шва не представляется возможным. Высокая прочность сплавов при повышенных температурах, пониженная теплопроводность, широкий температурный интервал хрупкости и небольшой запас деформационной способности в этом интервале приводят к значитель-

ным сварочным напряжениям и низкой релаксационной способности, что при сварке способствуют образованию трещин в швах. Поэтому основным качественным показателем свариваемости указанных материалов следует считать склонность к образованию трещин при сварке. Не менее важной является степень структурной и кристаллографической деградации исходного монокристалла, которая оценивается по следующим факторам:

- изменению кристаллографической ориентации шва от исходного (свариваемого) металла;
- наличию в шве зерен другой, отличающейся от основного металла ориентации;
- изменению дислокационной структуры в шве и зоне термического влияния (ЗТВ).

Из теории и практики выращивания монокристаллов [1–4] известно, что оптимальные значения показателей совершенства сплава достигаются при определенных температурно-временных и ориентационных условиях, обозначаемых значением и направлением максимального термического градиента \bar{G} на фронте кристаллизации, скоростью кристаллизации R , а также их соотношением и кристаллографической ориентацией затравки, вследствие чего происходит рост кристаллов. Однако значения этих параметров также, как и технологические способы их реализации, определенные для равновесных условий получения монокристаллов, не могут быть использованы применительно к сварочным процессам в силу отличных от металлургических температурно-силовых и пространственных особенностей сварки плавлением.

Исходя из изложенного выше теоретические предпосылки и количественные характеристики параметров процесса, обеспечивающих формирование монокристаллической структуры при выращивании монокристаллов, могут быть исполь-

зованы лишь как исходные условия при описании формирования структуры сварных соединений.

В имеющихся немногочисленных публикациях [5–8] по сварке никелевых монокристаллов рассматриваются лишь отдельные стороны указанной проблемы без комплексного системного ее решения и, более того, — частные вопросы без технологических рекомендаций.

Целью настоящей работы было проведение серии исследований, позволяющих установить особенности структурных и кристаллографических изменений при электронно-лучевой сварке (ЭЛС) и наплавке монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов, а также влияние на них технологических факторов.

Основными технологическими средствами воздействия на температурно-временные условия формирования структуры сварного соединения определены параметры режима и условия выполнения (подогрев, охлаждение) сварки.

Методики исследований. В качестве исследуемого материала был выбран характерный широко используемый для создания рабочих лопаток газовых турбин высоколегированный жаропрочный сплав ЖС-26, содержащий более 50 % упрочняющей γ' -фазы в монокристаллическом состоянии и считающийся практически несвариваемым. Химический состав сплава следующий, мас. %: 0,13...0,18 С; 4,3...5,6 Cr; 8...10 Со; 0,8...1,4 Мо; 10,9...12,5 W; 1,4...1,8 Nb; 5,5...6,2 Al; 0,8...1,2 V; 0,8...1,2 Ti; 0,015 В; 0,025 Се; 0,005 Y; 0,005 La; 0,015 Р; 0,25 Mn; 1,0 Fe; основа — Ni.

Образцы размером 50×50×2...3 мм для проведения экспериментов по сварке вырезали из монокристаллических плоских заготовок толщиной 5...8 мм, выращенных методом высокоскоростной направленной кристаллизации. В связи с тем, что подавляющее большинство ремонтных операций на лопатках осуществляют наплавкой на кромку, часть исследований выполняли на наплавках на торцы указанных заготовок.

Ориентацию образцов выбирали в широком диапазоне кристаллографических направлений: от совпадающих с осями высокой симметрии ГЦК-кристалла до равноудаленных от них (центр стереографического треугольника).

Сварку осуществляли как с предварительным подогревом свариваемых кромок до температуры 200...600 °С, так и без нее. Скорость сварки меняли в технологически приемлемых пределах (от 5 до 80 м/ч). Конкретные значения параметров режима сварки выбирали исходя из необходимости формирования швов определенной глубины проплавления, геометрии и качества. Подогрев осуществляли с целью создания более равновесных температурных условий формирования сварного шва и монокристаллической структуры.

Наплавку торцов выполняли послойно электронным лучом с применением присадочного материала того же состава, что и исходный сплав. Высота наплавляемого за один проход слоя составляла 1,5...2,0 мм.

Склонность к образованию трещин при сварке определяли исходя из количества трещин на швах кольцевой пробы, рассмотренной в работах [9–12] и доработанной применительно к используемым толщинам. Кольцевые швы шириной 3...5 мм в зависимости от скорости сварки выполняли по диаметру 40 мм. Для сравнения исследовали также прямолинейные швы и наплавки.

Металлографические исследования на микроскопе «Неофот-30» проводили на поверхности и торце шлифов, изготовленных по стандартной методике с последующим химическим или вакуумным травлением и окислением. Рентгенографические исследования выполнялись на тех же шлифах по следующим методикам.

Кристаллографическую ориентацию образцов определяли по полюсным фигурам $\{220\}$ и $\{111\}$ по методу обратной съемки. Распределение интенсивности рассеянного рентгеновского излучения вблизи узлов обратной решетки изучали ориентационной рентгеновской методикой [13–18]. Эта методика использует стандартный дифрактометр «Дрон-3М» с монохроматизированным $\text{Cu}_K\alpha$ излучением и специальным держателем образца, что обеспечивает четырехкратную экваториальную геометрию эксперимента и позволяет получать рентгеновские отражения без дополнительного специального ориентированного приготовления монокристаллических образцов. Анализировались распределения интенсивности вдоль дифракционного вектора \mathbf{G} ($\mathbf{q} = \mathbf{G}/|G|$)($\mathbf{I}_{q\parallel}$) и в перпендикулярной ему плоскости $\mathbf{I}_{q\perp}$. Распределения интенсивности $\mathbf{I}_{q\parallel}$ (или θ – 2θ -рентгенограммы) использовали для фазового анализа и при оценке остаточных напряжений. Форма, полуширина $\delta_{q\parallel}$ и положение максимума распределения $\mathbf{I}_{q\parallel}$ определяли по физическому профилю линий, полученным экспериментально при учете эталона с помощью Фурье преобразования. Распределения $\mathbf{I}_{q\perp}$, их форма и полуширина $\delta_{q\perp}$ применяются для изучения субструктуры монокристаллов. В соответствии с теорией рассеяния рентгеновских лучей неидеальными кристаллами [16], $\mathbf{I}_{q\perp}$ и $\delta_{q\perp}$ определяются плотностью, типом, положением, гомогенностью распределений дислокаций в материале. Распределения $\mathbf{I}_{q\perp}$ и $\mathbf{I}_{q\parallel}$ изучали по отражениям $\{220\}$, $\{110\}$ и $\{331\}$. Одновременно облучаемая область в зависимости от характера эксперимента изменялась от 0,1 до 2,0 мм², что да-

вало возможность оценить его результаты на мезоскопическом структурном уровне.

Результаты исследований. Склонность к образованию трещин. Характерным дефектом при ЭЛС жаропрочных никелевых сплавов, содержащих более 50 % γ' -фазы (к ним относится и рассматриваемый сплав ЖС-26), являются поперечные трещины в металле шва, которые имеют ветвящийся прерывистый характер (рис. 1). Они обычно пересекают шов и «затухают» на линии сплавления либо в ЗТВ.

Основным фактором, определяющим вероятность образования трещин, являются температурно-временные параметры формирования сварного соединения, обусловленные скоростью сварки, подогревом, теплоотводом. Поперечные трещины образуются главным образом при наличии высоких температурных градиентов и скорости охлаждения, при большой скорости сварки, высокой удельной мощности, усиленном теплоотводе, когда в соединении формируются значительные напряжения и скорость деформации. Получение сварных соединений без трещин возможно в узком диапазоне режимов и условий сварки. Для металла толщиной 1...3 мм трещины образуются при скорости сварки более 15 м/ч. Предварительный подогрев свариваемых кромок до 350...450 °С позволяет увеличить скорость сварки до 25 м/ч; усиленное охлаждение (использование массивной сборочно-сварочной оснастки, теплоемкие узлы), наоборот, приближает ее к 5 м/ч.

Изучение топографии (рис. 1) и фрактографии (рис. 2) поверхности трещин, непосредственное наблюдение их возникновения в процессе сварки

позволяют предположить, что они, скорее всего, относятся к трещинам в низкотемпературном провале пластичности *DTR* [17].

Следует отметить, что при выполнении торцевых наплавов склонность к образованию трещин гораздо меньшая. Так, если на стыковых швах длиной 60 мм и сечением 12 мм², выполненных при скорости сварки 40 м/ч и толщине металла 2 мм, наблюдалось наличие 7–8 трещин, то на наплавках большего сечения и длины обнаружено всего 1–2 трещины. В ряде случаев (при низких погонной энергии и скорости сварки) трещины отсутствуют.

Степень структурной и кристаллографической деградации исходного монокристалла. Практически во всех рассмотренных случаях кристаллографических ориентаций образцов, близких к (001), (110), (111), при толщине образца 1,5...3,0 мм, скорости сварки 5...80 м/ч, температуре подогрева 200...600 °С металл шва наследовал кристаллографическую и структурную направленность исходного монокристалла (рис. 3, 4). Однако степень наследования — углы отклонения от исходной ориентации, наличие в структуре шва зерен другой ориентации, плотность и распределение дислокаций — для каждого случая имеет свои особенности. Основными технологическими факторами для данного исходного монокристалла, определяющими эти особенности, являются условия и режимы сварки.

Хорошее наследование исходной кристаллографической ориентации достигается при направлении сварки близком (в пределах 5°) к $\langle 100 \rangle$ и поверхности сплавления (100) (рис. 4, 5). Однако даже при осуществлении этого условия ввиду сложной геометрии фронта кристаллизации сварочной ванны направление минимального термического градиента по ее периметру не везде совпадает с направлением преимущественного роста исходного монокристалла. Такое положение приводит к отклонению ориентации металла по мере приближения к оси шва от исходной (рис. 5) и появлению зерен другой ориентации (рис. 4). Причем, изменение ориентации (разворот) происходит к ближайшему со стороны каждой поверхности сплавления направлению $\langle 100 \rangle$. Чем больше исходная ориентация или направление сварки

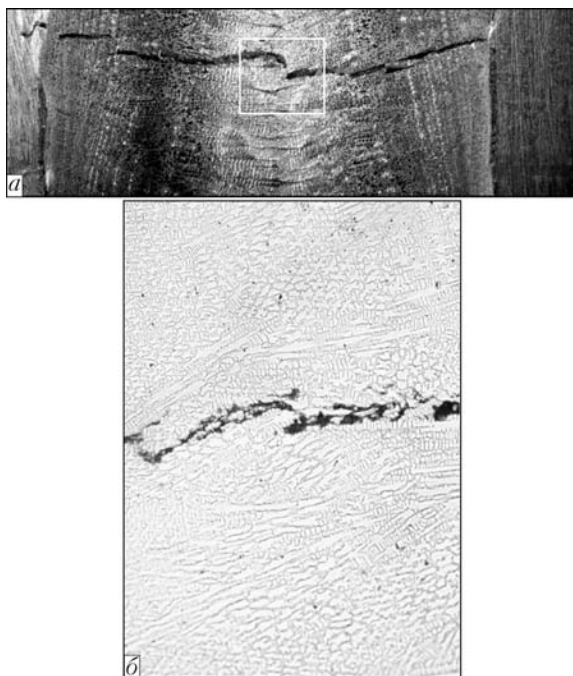


Рис. 1. Поверхность сварного соединения (а), $\times 25$ и микроструктура металла шва (б), $\times 200$

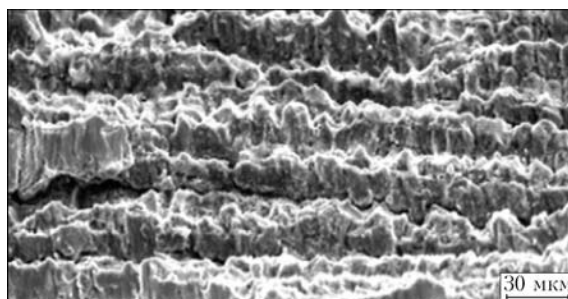


Рис. 2. Фрактография поверхности трещины

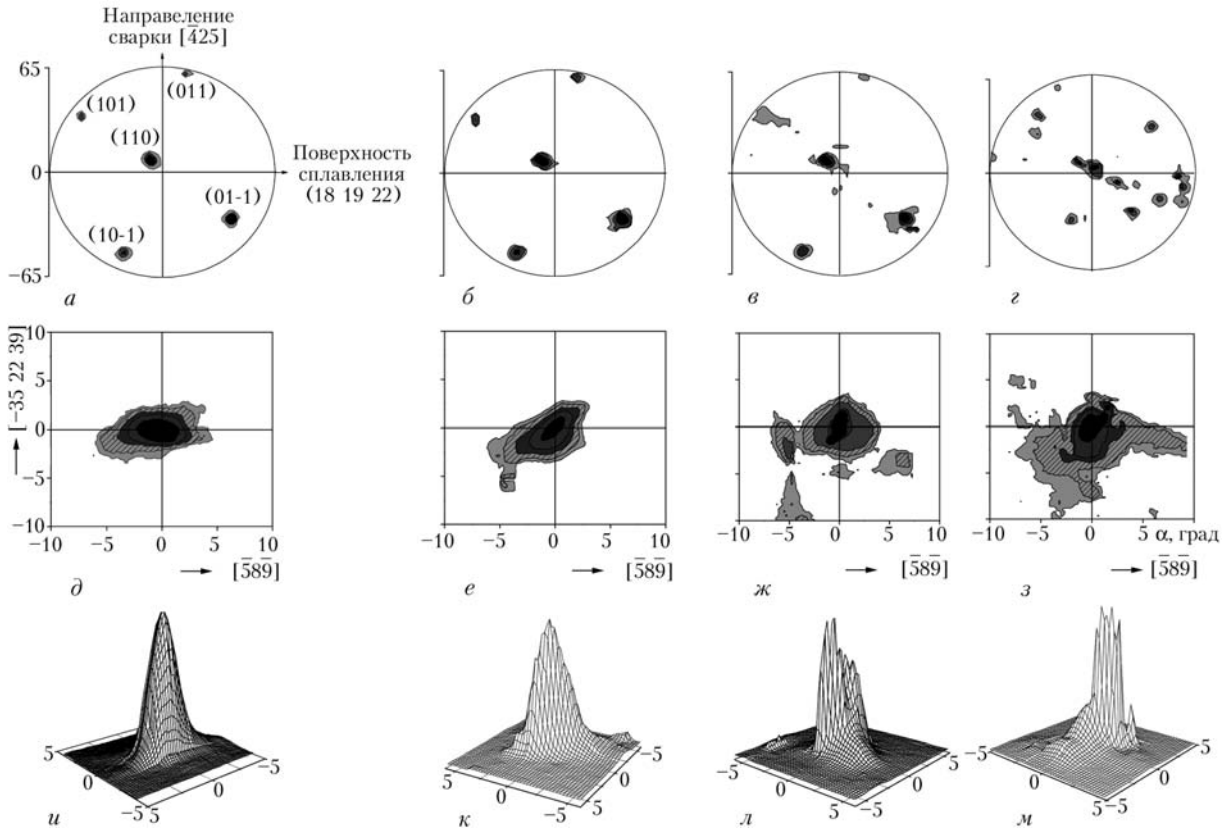


Рис. 3. Изменение кристаллографии и структуры металла шва при скорости сварки 20 (б, е, к), 40 (в, ж, л) и 80 м/ч (з, з, м): а, д, и — основной металл; а-г — полюсные фигуры; д-з — изоинтенсивные линии; и-м — объемное распределение интенсивности отражения

отличается от направления высокой симметрии, тем заметнее отклонение ориентации металла шва от исходной, при этом появляется большее количество зерен случайной ориентации. При значительной кристаллографической асимметрии сварочной ванны отклонение ориентации может менять знак при переходе через ось шва, оно достигает $\pm 6^\circ$. Формирование зерен также определяется тем, в какую сторону от ближайшего направления высокой симметрии направлена сварка. Количество зерен определяется значением этого отклонения (рис. 4).

Причины образования зерен другой ориентации. Первая — потеря устойчивости кристаллизации на его фронте вследствие большой ориентационной чувствительности роста дендритов при наличии химического и термического градиента на межфазной поверхности, нарушения термических и ориентационных условий прохождения направленной кристаллизации. Указанные процессы достаточно подробно исследованы в работах [4–8, 18, 19].

Вторая — возникновение в металле шва неоднородных полей напряжений с разной дислокационной структурой в процессе формирования сварочных напряжений при остывании закристаллизовавшегося металла шва. При этом следует подчеркнуть роль сдвиговых напряжений в плос-

костях скольжения с учетом их значений и распределения. В соответствии с законом Шмида, они определяются начальным углом между осью растяжения, плоскостью и направлением скольжения, применительно к сварным соединениям — углом между ближайшей осью высокой симметрии [20] монокристалла и направлением максимального температурного градиента по фронту кристаллизации сварочной ванны переменной кривизны. В результате разные участки шва характеризуются либо разными локальными напряжениями (большое число систем скольжения с небольшими сдвиговыми напряжениями), либо различной плотностью дислокаций (небольшое число систем скольжения с максимальными напряжениями). Значения этих напряжений и их распределение по сечению сварного соединения зависят от кристаллографического направления сварки. На тех участках шва, где сдвиговые напряжения в плоскостях скольжения выше (большие значения фактора Шмида), имеет место повышенная плотность дислокаций с последующей фрагментацией кристалла и формированием границ зерен. Эти зерна можно классифицировать как деформационные.

Особенно сильно влияние кристаллографической асимметрии сварного соединения проявляется, если направление меняющегося по фронту

кристаллизации сварочной ванны максимального термического градиента происходит через направление $\langle 111 \rangle$.

Заметное влияние наряду с кристаллографической ориентацией исходного металла на формирование структуры и кристаллографии металла сварных швов оказывают параметры режимов и условие сварки, которое реализуется через изменения формы сварочной ванны и температурно-временных условий формирования структуры металла шва. Форма макрофронта кристаллизации сварочной ванны при высокой скорости сварки 60...80 м/ч должна способствовать более полному наследованию кристаллографической ориентации поверхности сплавления. Однако при этом значительно увеличивается градиент температур, возрастает уровень и темп нарастания сварочных напряжений, снижается время пребывания металла шва при высоких температурах. Суммарная плотность дислокаций в металле шва возрастает в 15...50 раз [20]. Наблюдаются неполные релаксации напряжений и гомогенизация структуры. Это влечет за собой анизотропное распределение дислокаций, появление зон локальных напряжений в неоднородных дислокационных ансамблях, что для малопластичного в подсолидусной зоне металла может сопровождаться дальнейшим снижением совершенства монокристаллической структуры и появлением участков с высокоугловой разориентировкой (см. рис. 3). Развитие неоднородных разориентировок обычно ведет к ускорению деформации и разрушению материала. При низкой (10...20 м/ч) скорости сварки и подогреве несмотря на меньшую скорость кристаллизации и обусловленные формой фронта кристаллизации сварочной ванны ухудшения условий точного наследования кристаллографической ориентации исходного материала увеличение продолжительности пребывания металла шва при высоких температурах способствует образованию более однородных дислокационных ансамблей (см. рис. 3). Плотность дислокаций при этом возрастает не более чем на порядок. Гомогенное распределение дислокаций при этом обуславливает формирование субзернистой структуры с малыми углами разориентировки.

Из приведенных исследований можно сделать заключение, что основной причиной образования поперечных трещин является не столько нарушение монокристалличности металла шва или же изменение параметра несоответствия γ - и γ' -фаз, которое в пределах ошибки измерения смещения максимумов рентгеновского отражения $I_{q\parallel}$ не превышает 0,01 %, а скорее всего, формирование локальных участков повышенных напряжений, связанных с неоднородным распределением дислокаций вследствие указанной кристаллографической

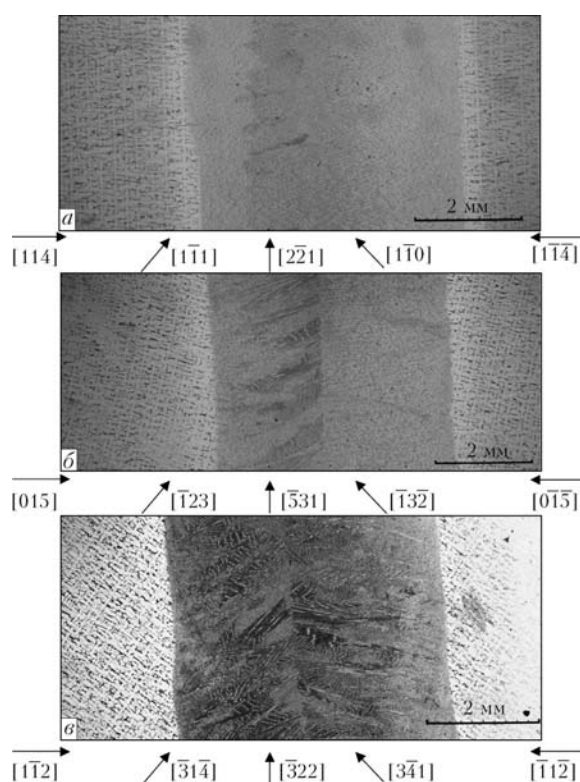
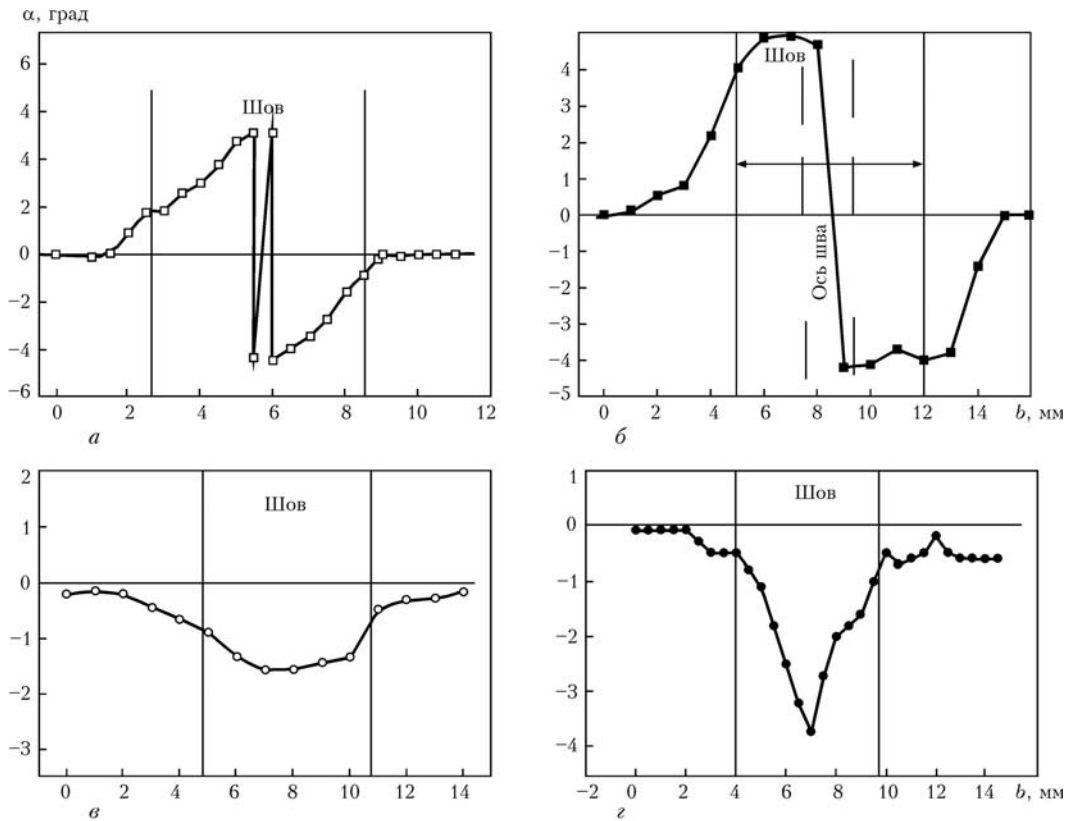


Рис. 4. Изменения структуры и кристаллографические характеристики в зависимости от угла между направлением сварки и ориентацией преимущественного роста монокристалла сварных соединений при скорости сварки 20 м/ч: а — ориентация поверхности образца около (001); б — около (341); в — около (671)

кой асимметрии сварного соединения, а также «низкотемпературного» механизма формирования структуры. Последний имеет место при высоких скоростях сварки, значительной удельной мощности источника нагрева и сильном теплоотводе.

На потерю монокристалличности, кроме исходной кристаллографической ориентации, условий и режимов сварки, оказывает влияние также структурное состояние металла перед сваркой. Для никелевых суперсплавов, доведенных путем сложного легирования до предельных значений прочностных характеристик к исходному структурному состоянию предъявляются жесткие требования. Увеличение плотности дислокаций на один порядок может привести к образованию большеугловых границ зерен, локальных перенапряжений и, как результат, к появлению трещин.

Ограничением содержания примесей внедрения и особенно их неравномерного распределения в исходном материале и присадке можно также уменьшить структурные искажения в сварных соединениях, особенно в зоне сплавления и у оси шва. Поэтому монокристалльный металл перед сваркой должен проходить термообработку для снятия наклепа, остаточных напряжений, гомогенизации структуры и химического состава, при



	Поверхность образца	Направление сварки	Поверхность сплавления	Наличие зерен
<i>a</i>	(213)	$[\bar{6} \bar{3} 5]$	($\bar{1}20$)	По всему шву
<i>б</i>	(416)	$[6 \bar{5} \bar{3}]$	(612 $\bar{5}$)	С одной стороны
<i>в</i>	($\bar{1} \bar{1}7$)	[611]	(8 $\bar{4}35$)	Единичные
<i>з</i>	(213)	$[\bar{1}02]$	(6 $\bar{5}3$)	"

Рис. 5. Отклонение ориентации по сечению сварного соединения от исходной в зависимости от кристаллографии сварки: *b* — ширина образца; α — угол между поверхностью сплавления и ближайшей к направлению сварки плоскостью типа (313) (*a*, *в*, *з*) и (220) (*б*)

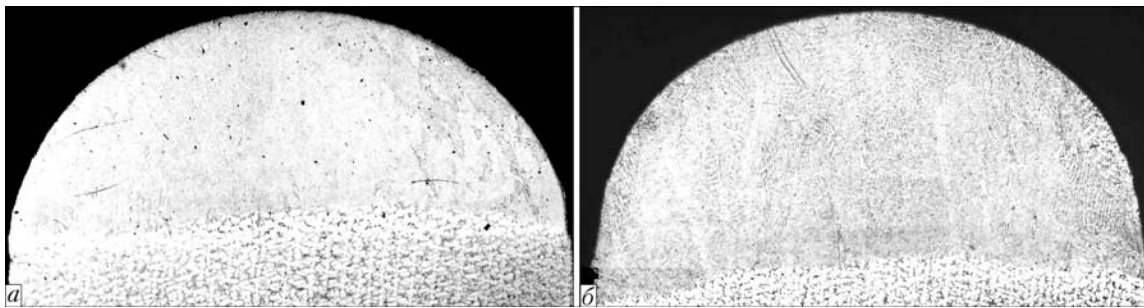


Рис. 6. Макрошлифы ($\times 15$) двух- (*a*) и трехпроходной (*б*) наплавки на торец пластины, направление наплавки [013], плоскость наплавки (100), плоскость шлифа (031)

этом необходимо строго регламентировать условия и режимы сварки.

Следует отметить, что установленное для сварных швов влияние технологических факторов на отклонение кристаллической ориентации металла шва от исходной, образование зерен другой ориентации, плотность и распределение дислокаций имеет место и при наплавках на кромку моно-

кристаллических образцов. Однако оно значительно слабее в основном из-за меньшей кривизны макрофронта кристаллизации металла наплавки, который в некоторых случаях может быть плоским или даже выпуклым (рис. 6) в отличие от сварных швов, где он всегда вогнутый. Так, если для сварных швов отклонение ориентации может достигать 6° , а количество зерен другой ориен-

тации может составлять 50 %, то для наплавки отклонение ориентации не превышает 2° и образуются лишь отдельные зерна.

Выводы

1. Свариваемость монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов оценивается склонностью к образованию трещин, степенью отклонения кристаллографической ориентации металла шва от исходной, наличием зерен случайной ориентации в шве, плотностью и распределением дислокаций.

2. Склонность к образованию трещин определяется в основном скоростью сварки, удельной мощностью источника нагрева, наличием подогрева свариваемых кромок.

3. Степень отклонения кристаллографической ориентации металла шва от исходной, наличие в нем зерен случайной ориентации зависят главным образом от кристаллографической ориентации исходного монокристалла и направления сварки, а также от геометрии макрофронта кристаллизации сварочной ванны.

4. Для получения сварных швов монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов типа ЖС-26 без трещин с минимальным искажением исходной кристаллографии и микроструктуры необходимо:

перед сваркой образцы подвергать термообработке для обеспечения следующих требований: снимать наклеп и остаточные напряжения, обеспечить гомогенизацию микро- и дислокационной структуры, химического состава при отсутствии большеугловых границ зерен;

обеспечить минимальное отклонение кристаллографической ориентации монокристалла и направления сварки от направления осей высокой симметрии;

вести сварку на невысоких (около 10...15 м/ч) скоростях при предварительном подогреве свариваемых кромок до 600 °С.

1. Лодиз Р., Поркер Р. Рост монокристаллов / Под ред. А. А. Чернова, А. Н. Лобачева. — М.: Мир, 1974. — 540 с.
2. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов / Р. Е. Шалин, И. Л. Светлов, Е. Б. Качанов и др. — М.: Машиностроение, 1977. — 336 с.
3. Процессы роста и выращивания монокристаллов / Под ред. Н. Н. Шертеля. — М.: Изд-во иностран. лит-ры, 1963. — 530 с.

Weldability criteria for heat-resistant single-crystal nickel alloys have been determined. The mechanism has been studied, and causes of cracking have been established, which include deviations of crystallographic orientation of the weld metal from the initial one, and formation of stray grains. The effect of welding parameters and conditions, as well as of crystallographic orientation of welded joints, on the above characteristics has been investigated. Conditions of formation of crack-free welds at minimal mismatching of crystallography and structure of the base and weld metals have been identified.

4. Pollock T. M., Murphy W. H. The breakdown of single-crystal solidification in high refractory nickel-base alloys // *Metall. Mater. Trans.* — 1996. — **27A**. — 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. 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. Mater.* — 2001. — **49**. — P. 1051–1062.
7. К вопросу наследования сварными соединениями структурно-ориентированного состояния металлических материалов / К. А. Ющенко, О. П. Карасевская, Б. А. Задерий и др. // *Автомат. сварка.* — 2005. — № 9. — С. 3–11.
8. Deformation in the heat affected zone during spot welding of nickel-base alloys / O. M. Barabash, S. S. Babu, S. A. David et al. // *J. Appl. Phys.* — 2003. — **94**, № 1. — P. 738–742.
9. Borland J. C., Rogerson J. H. Examination of the patch test for assessing hot cracking tendencies of weld metal // *British Weld. J.* — 1962. — **9**, № 8. — P. 494–499.
10. Rundel G. R., Nehrenberg A. E. Weld metal cracking of invar in circular patch test // *Welding J.* — 1966. — **45**, № 4. — P. 156–160.
11. Zessmenn G. G. Welding evaluation of experimental columbium alloys // *Ibid.* — 1964. — **43**, № 3. — P. 103–115.
12. Прохоров Н. Н., Орлов А. С., Прохоров Н. Н. Исследование свойств и применимости проб для оценки технологической прочности металлов в процессе кристаллизации при сварке // *Свароч. пр-во.* — 1970. — № 12. — С. 41–44.
13. Karasevska O. P. Orientation X-ray experimental method for phase analysis of polycrystals / *Met. Phys. Adv. Techn.* — 2001. — **19**. — P. 1061–1066.
14. Fewster P. F. Insight into polycrystalline materials with ultrahigh resolution and reciprocal space mapping // *Commission on power diffraction. Microstructure of materials.* — 2000. — № 17. — P. 17–19.
15. Fewster P. F. Combining high-resolution X-Ray diffractometry and topography // *J. Appl. Cryst.* — 1991. — **24**. — P. 178–183.
16. Krivoglaz M. A. X-ray and neutron diffraction in nonideal crystals. — Berlin: Springer-Verl., 1996. — 402 p.
17. Lippold J. C., Kotecki D. J. Welding metallurgy and weldability of stainless steels. — Hoboken, New Jersey: Wiley-Interscience, 2005. — 358 p.
18. Особенности кристаллического строения сварных соединений монокристаллов / Б. А. Задерий, К. А. Ющенко, О. П. Карасевская и др. // *Автомат. сварка.* — 2003. — № 5. — С. 14–21.
19. Gaumann M., Bezencon C., Kurz W. Columnar to equiaxed transition in solidification processing // *Sci. and Technol. of Adv. Mater.* — 2001. — № 2. — P. 185–191.
20. 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. // *Металлофиз. новейшие технологии.* — 2006. — **28**, № 11. — С. 1509–1527.

Поступила в редакцию 11.03.2008