



СКЛОННОСТЬ К ОБРАЗОВАНИЮ ТРЕЩИН И СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПРИ ЭЛС МОНОКРИСТАЛЛОВ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

Академик НАН Украины **К. А. ЮЩЕНКО**, **Б. А. ЗАДЕРИЙ**, канд. техн. наук,
А. В. ЗВЯГИНЦЕВА, **С. С. КОТЕНКО**, инженеры, **Е. П. ПОЛИЩУК**, канд. 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)

Установлено, что основным дефектом сварных соединений монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов, выполненных ЭЛС, являются поперечные трещины в металле шва. Склонность к их образованию при ЭЛС монокристаллического никелевого суперсплава ЖС-26 в основном зависит от скорости сварки, предварительного подогрева и структурного состояния исходного металла. Вероятной причиной образования трещин в металле шва являются его структурная неоднородность, обусловленная особенностями термомеханического цикла сварки, а также исходным структурным состоянием металла. Определен диапазон скоростей сварки, при которых трещины не образуются. Увеличение скорости сварки приводит к возрастанию их количества, а подогрев сдвигает в сторону более высоких значений критическую скорость сварки.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, никелевые сплавы, монокристаллы, сварной шов, трещиностойкость, температурно-временные условия, скорость сварки, подогрев, рентгеновская дифрактометрия, нарушение монокристаллическости, дислокационная структура, локальные зоны напряжений

Постоянная потребность повышения ресурса и эксплуатационных характеристик газотурбинных двигателей авиационного и морского использования, стационарных газотурбинных установок и газоперекачивающих станций, реактивных двигателей разного назначения удовлетворяется путем повышения их температурных параметров. Это, в свою очередь, требует разработки и применения сплавов с более высокими жаропрочными свойствами, в том числе с монокристаллической или кристаллографически ориентированной структурой. Довольно сложное легирование таких материалов, обуславливающее стабильность упрочняющих фаз и низкую диффузионную подвижность легирующих элементов при повышенных температурах, практическое отсутствие большеугловых границ зерен — факторы, которые, с одной стороны, обеспечивают оптимальный комплекс механических свойств и максимальный ресурс работы изделий, с другой — определяют их недостаточную технологичность, в данном случае свариваемость. Согласно данным работ [1, 2] под свариваемостью жаропрочных никелевых сплавов следует понимать возможность получения неразъемных соединений с минимальной деградацией структуры и механических характеристик соединяемых материалов. Высокий уровень механических свойств сплавов при повышенных

температурах, широкий температурный интервал хрупкости и небольшой запас деформационной способности в этом интервале, пониженная теплопроводность способствуют формированию значительных сварочных напряжений и определяют низкую релаксационную способность металла, что в конечном счете при сварке приводит к образованию трещин [3]. Поэтому одним из основных показателей свариваемости таких сплавов является склонность к образованию трещин. В силу изложенного многие суперсплавы, особенно литейные, относят к трудносвариваемым или к «несвариваемым» традиционными способами сварки плавлением.

В то же время фактические данные по количественной оценке склонности к образованию трещин при сварке плавлением монокристаллических жаропрочных сплавов на никелевой основе, содержащих более 50 % упрочняющей γ' -фазы, а также сведения о причинах их возникновения, весьма ограничены [4, 5], а для монокристаллических или структурно-ориентированных сплавов вообще отсутствуют. В работах [6–10] показано, что при сварке плавлением монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов при соблюдении определенных технологических режимов и кристаллографической ориентации образцов возможно получение соединения с достаточно совершенной монокристаллической структурой.

Методики исследований. В качестве исследуемого материала выбран используемый при создании рабочих лопаток газовых турбин высокопрочный дисперсно-твердеющий жаропрочный сплав ЖС-26 следующего химического состава,

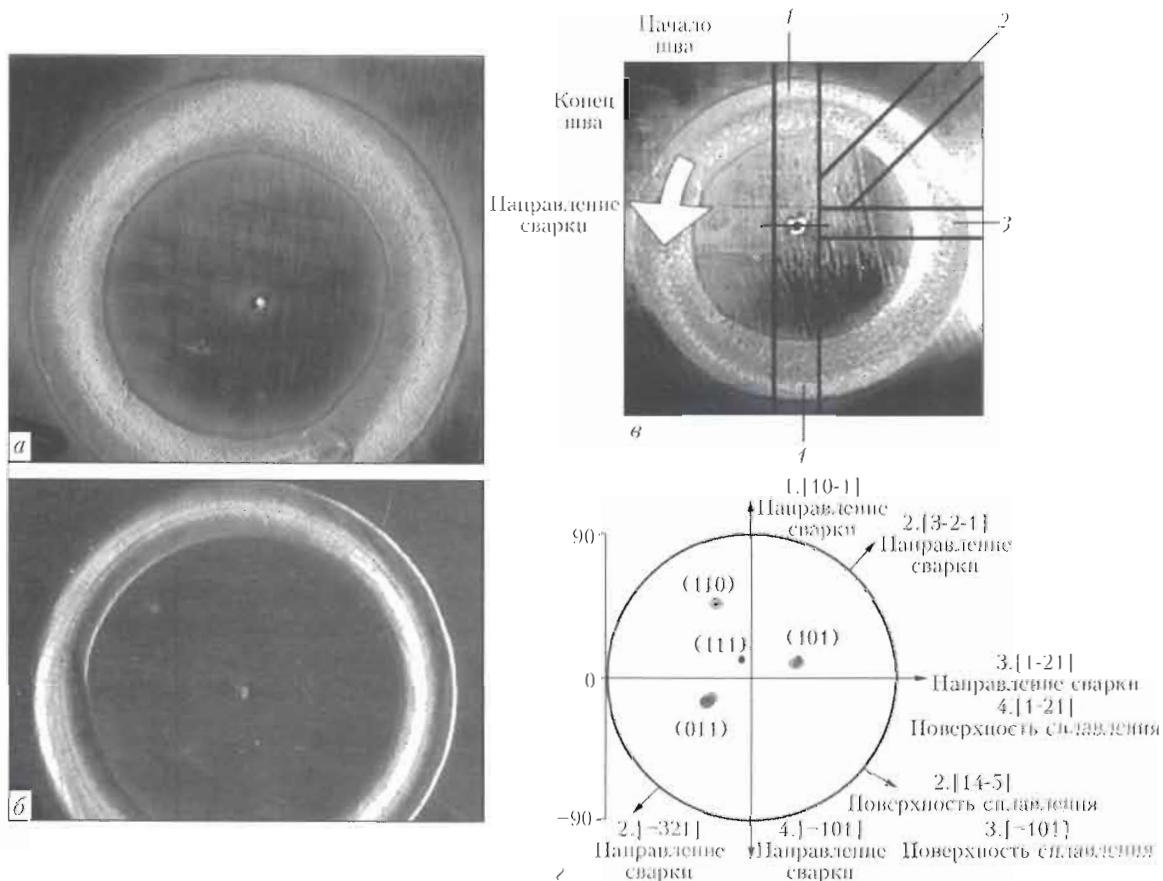


Рис. 1. Внешний вид кольцевых швов при скорости сварки 10 (а) и 60 м/ч (б); схема вырезки образцов для исследований (в); стереографическая ориентация кольцевой пробы (z): 1-4 — номера образцов

мас. %: Ni — основа, 0,13...0,18 C; 4,3...5,6 Cr; 8,0...10,0 Co; 0,8...1,4 Mo; 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 B; 0,025 Ce; 0,005 Y; 0,005 La; 0,015 P; 0,25 Mn; 1,0 Fe.

Образцы для проведения экспериментов по сварке размером 50×50×2 мм вырезали из монокристаллических заготовок толщиной 5...8 мм, полученных способом высокоскоростной направленной кристаллизации. Место реза перед сваркой шлифовали. С целью снятия остаточных напряжений от шлифовки, а также учитывая, что сплав ЖС-26 имеет неравновесную структуру, образцы перед сваркой термообработывали при температуре 1265 °С в течение 1 ч.

Склонность к образованию трещин оценивали с использованием модернизированной (небольшие размеры образцов) технологической кольцевой пробы [11-13]. Образцы перед сваркой жестко закрепляли на сварочном столе. Кольцевые сварные швы шириной 3...5 мм (в зависимости от скорости сварки) выполняли на образце диаметром 40 мм (рис. 1). Сварку осуществляли как с предварительным подогревом свариваемых кромок до температуры 200...450 °С, так и без подогрева. Скорость сварки меняли в пределах 5...80 м/ч. Параметры сварки выбирали исходя из необходимости формирования швов определенной геометрии. Подогрев осуществляли с целью создания

равномерного температурного поля, снижения скорости кристаллизации и уменьшения температурного градиента на фронте кристаллизации сварочной ванны. Критерием склонности к образованию трещин служило количество видимых трещин на длине кольцевого шва. Участки «ввода» и «вывода» луча исключали из рассмотрения.

Металлографические и рентгеноструктурные исследования выполняли на шлифах с поверхности сварного соединения шириной 5 мм, вырезанных из кольцевой пробы (рис. 1, в) и изготовленных по стандартным методикам.

Методом рентгеновской дифрактометрии изучали распределение интенсивности рассеянного рентгеновского излучения вблизи узлов обратной решетки. Для этого применяли ориентационную рентгеновскую методику [14-16], в которой используется стандартный дифрактометр «ДРОН-3М» с монохроматическим $\text{CuK}\beta$ -излучением и специальный держатель образца, обеспечивающие четырехкратную экваториальную геометрию эксперимента и позволяющие получать рентгеновские отражения без специального ориентированного приготовления монокристаллических образцов. По распределению интенсивности рентгеновских отражений вдоль дифракционного вектора \mathbf{G} ($q = \mathbf{G}'/\mathbf{G}$) — ($I_{q\parallel}$) (« $\theta - 2\theta$ » — рентгеног-



раммы), их форме, полуширине $\delta_{q\parallel}$ и положению максимума судили о фазовом составе сплава. Распределения интенсивности в плоскости, перпендикулярной вектору \mathbf{G} ($\mathbf{q} = \mathbf{G}/|\mathbf{G}|$) – $I_{q\perp}$, их форма и полуширина $\delta_{q\perp}$ использовались при изучении субструктуры монокристаллов. Распределения $I_{q\perp}$ определяли во всей азимутальной плоскости, что отличает применяемый ориентационный дифрактометрический метод от подобных исследований с помощью различных вариантов «кривых качания» [15–17], в которых распределение $I_{q\perp}$ изучается в одном из азимутальных направлений. В соответствии с теорией рассеяния рентгеновских лучей неидеальными кристаллами [18] $I_{q\perp}$ и $\delta_{q\perp}$ определяются плотностью, типом, положением, гомогенностью распределения дислокаций в материале и зависят от направления в азимутальной плоскости.

Кристаллографическую ориентацию образцов определяли по полюсным фигурам {220} и {111} по стандартной методике обратной съемки. Распределения $I_{q\perp}$ и $I_{q\parallel}$ изучали по отражениям {220}, {110} и {331}. Одновременно облучаемая область в зависимости от характера эксперимента изменялась от 0,5 до 2,0 мм², что давало возможность оценки данных эксперимента на мезоскопическом структурном уровне.

Трещиностойкость. Основным дефектом сварных соединений монокристаллов сплава ЖС-26, выполненных ЭЛС, являются поперечные трещины (рис. 2), которые зарождаются в металле шва, распространяются к линии сплавления и затухают в районе ЗТВ часто с заметной пластической деформацией. В основном трещины имеют ветвящийся прерывистый характер, иногда они не доходят до линии сплавления и занимают половину или меньшую часть шва.

Анализ экспериментальных данных показал, что склонность к образованию трещин при ЭЛС сплава ЖС-26 определяется температурно-временными условиями сварки и прежде всего скоростью сварки, температурой подогрева, ско-



Рис. 2. Поперечная трещина в металле шва сплава ЖС-26 (X30)

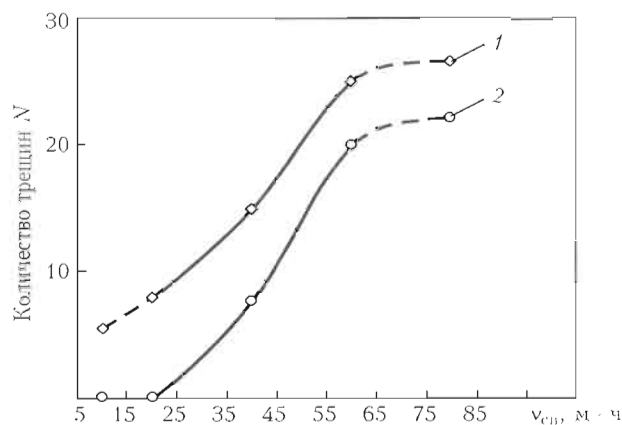


Рис. 3. Зависимость склонности к образованию трещин сплава ЖС-26 при ЭЛС кольцевых проб от скорости сварки без подогрева (1) и с предварительным подогревом (2) при $T_{под} > 350...450$ °С

ростью охлаждения. В основном трещины образуются при наличии высоких температурных градиентов и скоростей охлаждения в результате большой скорости сварки, высокой удельной тепловой мощности источника нагрева, усиленного теплоотвода.

Установлена зависимость склонности к трещинообразованию от скорости сварки и подогрева свариваемых кромок (рис. 3). Для металла толщиной 1...3 мм поперечные трещины образуются при скорости сварки свыше 15 м/ч. С увеличением скорости сварки склонность к образованию трещин возрастает (рис. 3). Максимум трещин наблюдается в швах, полученных на скорости 60...80 м/ч. При этом степень раскрытия трещин увеличивалась. К такому же результату приводит повышение удельной тепловой мощности при неизменной скорости сварки. Предварительный подогрев образцов до 350...450 °С сдвигает критическую скорость сварки в область более высоких значений (до 25 м/ч), усиленное охлаждение, наоборот, приближает ее к значению 5 м/ч. Такие зависимости могут быть объяснены изменением температурного градиента на стадии нагрева, кристаллизации и охлаждения, что, в свою очередь, приводит к изменению темпа пластической деформации и уровня сварочных напряжений, а также характера структурных и фазовых γ - γ' -превращений, степени их завершенности.

Металлографические исследования. Исходный металл характеризуется развитой строго ориентированной крупнодендритной структурой (рис. 4, а, в), состоящей из γ + γ' -фаз и карбидов сложного состава. Границы зерен отсутствуют. Количество γ' -фазы составляет около 63 %. Структура металла образцов, вырезанных из разных по окружности участков кольцевой пробы, отличалась только изменяющейся направленностью дендритов относительно линии сплавления. ЗТВ достаточно узкая и составляет порядка 0,3...0,1 мм

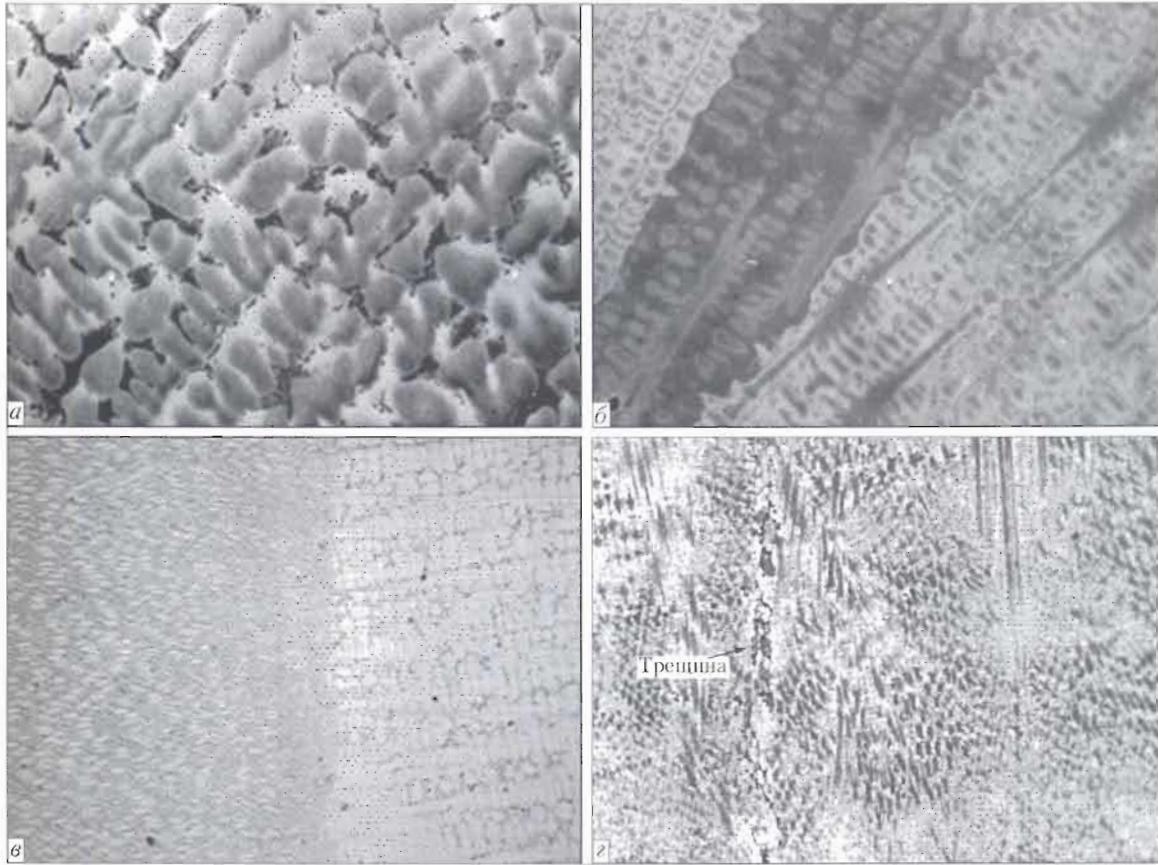


Рис. 4. Микроструктура сварных соединений монокристаллов сплава ЖС-26: а — основной металл (X100); б — шов, $v_{св} = 10$ м/ч (X200); в — переходной участок «металл шва — основной металл», $v_{св} = 10$ м/ч (X25); г — шов, $v_{св} = 60$ м/ч (X200)

для соединений, полученных на скоростях сварки соответственно 10 и 60 м/ч, визуально трудно различима.

Металл швов, полученных на скорости 10 м/ч, характеризуется меньшими по сравнению с основным металлом размерами дендритов и междендритными расстояниями, наблюдаются отдельные замкнутые границы как после обычного химического травления и особенно после поверхностного окисления шлифов (рис. 4, б).

Структура металла швов, полученных на скорости 60 м/ч (рис. 4, г), отличается более тонкими строго ориентированными дендритами, растущими от линии сплавления к центру шва. Границы зерен в швах просматриваются слабо. На микрошлифах швов, как и с поверхности сварных соединений, наблюдаются поперечные магистральные извилистые трещины. Методом глубокого окисления шлифов выявлены колонии одноподобных дендритов, окончательно не сформировавшиеся в зерна.

Результаты металлографических исследований показывают, что во всех рассмотренных вариантах сварных соединений имело место четкое наследование исходной кристаллографической ориентации металлом шва (рис. 4, в).

Рентгенографические исследования. Из рассмотрения полюсных фигур (см. рис. 1, г) можно заключить, что кольцевые пробы выполнялись на

образцах одинаковой кристаллографической ориентации $\langle 335 \rangle$, близкой к $\langle 111 \rangle$. Следовательно, поверхностями сплавления являются плоскости зоны $\langle 111 \rangle$ (точнее $\langle 335 \rangle$), которые составляют углы от 25 до 45°, с направлениями преимущественного роста ($\langle 100 \rangle$, $\langle 111 \rangle$) ГЦК металлов. Таким образом, плоскости сплавления по периметру кольцевого шва достаточно сильно отклонены от направления преимущественного роста, так что нельзя выделить участки сварного шва с наиболее благоприятной ориентацией поверхности сплавления, т. е. влиянием ориентационного фактора при анализе механизма формирования структурного состояния можно пренебречь. Из этого следует ожидать подобие структуры металла шва в разных образцах одной кольцевой пробы. Данные микроструктурного анализа, вид и количество трещин, результаты рентгенографических исследований разных образцов одной кольцевой пробы подтвердили вывод о практической идентичности структуры по длине кольцевого сварного шва, полученного при одной скорости сварки.

Результаты рентгенографических исследований свидетельствуют о том, что основной металл представляет собой монокристалл с $\gamma + \gamma'$ -фазами (рис. 5). Можно считать, что с точностью эксперимента ($2\theta \sim 0,01^\circ$) параметры решетки $\gamma + \gamma'$ -фаз совпадают, что отвечает параметру их несоответствия менее 0,01 %. Положение максимумов ин-

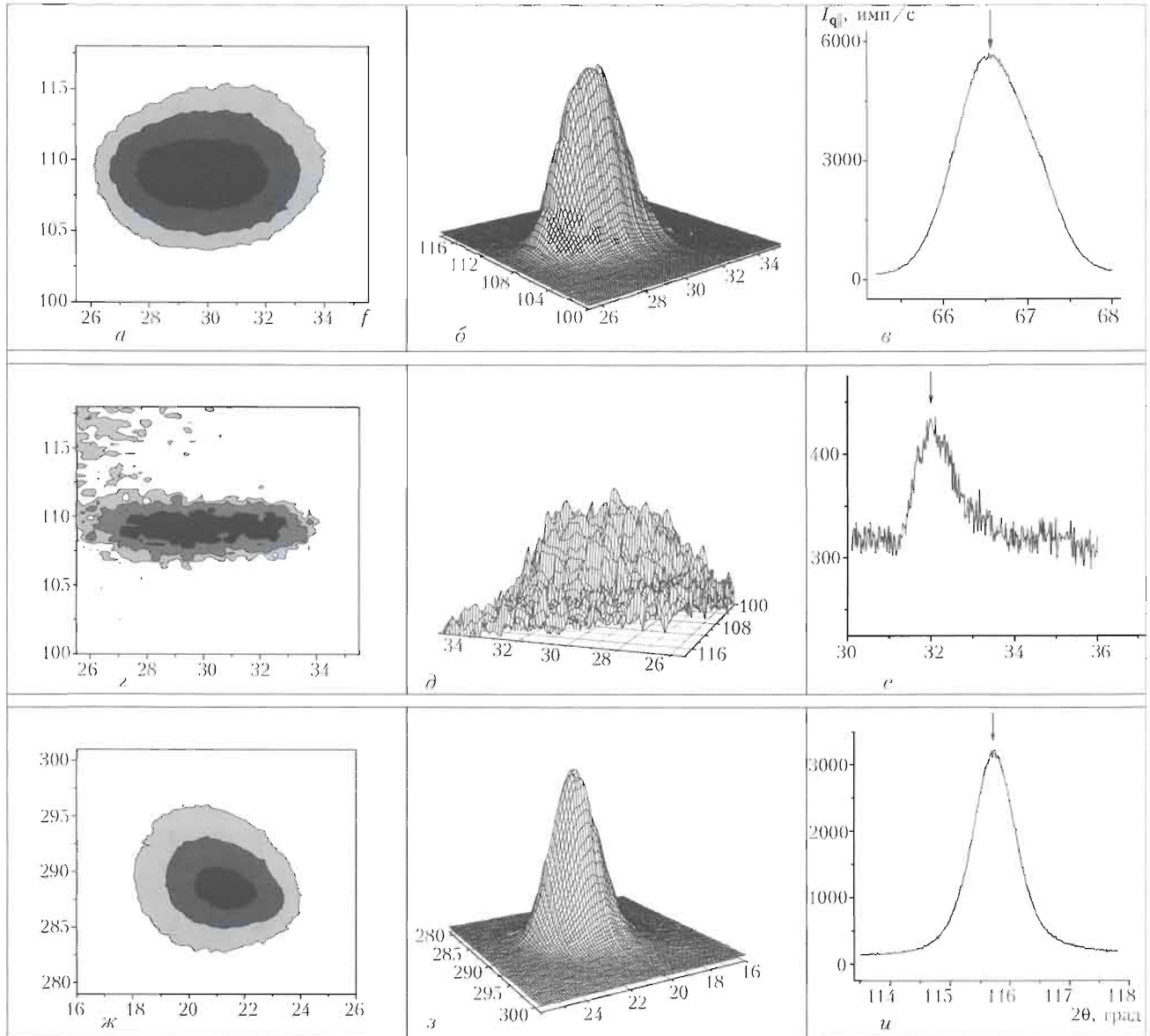


Рис. 5. Распределения интенсивности $I_{q\perp}$ (а, б, г, д, ж, з) в приборных координатах и $I_{q\parallel}$ (в, е, и) в основном металле (образец № 4) для линий $\gamma + \gamma'$ -фазы (220) (а-в), (331) (г-и) и γ' -фазы (110) (з-е)

тенсивности распределений $I_{q\perp}$ для $\gamma + \gamma'$ -фаз (линия (220)) и γ' -фазы (линия (110)) наблюдаются в одинаковых приборных координатах, что отражает совпадение их кристаллографической ориентации (рис. 5, а, г). В то же время для γ' -фазы можно отметить несколько больший по сравнению с γ -фазой угловой разброс отражений слабой интенсивности (рис. 5, б, д).

Следует отметить, что основной металл имеет рентгенографическую особенность, которую в других монокристаллических материалах таких, как однофазные кристаллы и жаропрочные лопатки на никелевой основе, ранее не наблюдали. Особенность заключается в наличии вытянутой области диффузного многоградусного рассеяния рентгеновского излучения, развернутой вокруг выделенного направления. Из работы [18] следует, что диффузное многоградусное рассеяние рентгеновских лучей возможно из-за флуктуационных неоднородностей кристалла, захватывающих весь его объем. Очевидно, неравновесное состояние двухфазной системы, сформированное при выращивании заготовок или при сварке образцов (основной металл исследовали в составе сварного соединения), и является причиной диффузного рассеяния.

На рис. 6 приведены полюсные фигуры {220} и распределения $I_{q\perp}$ отражения (022), полученные в различных зонах сварного соединения, выполненных на скорости 10 м/ч. Как следует из рассмотрения полюсных фигур в основном металле (рис. 6, а) и в металле ЗТВ (рис. 6, в) сохранена монокристаллическая структура исходного материала.

Распределения $I_{q\perp}$ в металле ЗТВ и зоне сплавления имеют преимущественное уширение в од-

ном кристаллографическом направлении (вокруг [112]), что может быть связано с увеличением плотности дислокаций одного знака первичных, наиболее нагруженных систем и их однородным распределением на мезоскопическом структурном уровне. На участках сварного шва, близлежащих к зоне сплавления (начальные участки кристаллизации), в распределениях $I_{q\perp}$ сохраняется направление преимущественного уширения рефлекса и появляются пятна интенсивности, отделенные от основного отражения большеугловыми границами (рис. 6, д). В центре сварного шва полюсная фигура соответствует материалу, состоящему из отдельных зерен (рис. 6, ж), хотя общая кристаллографическая направленность сохраняется.

Нарушение монокристаллического строения в сварном шве имеет специфический характер и повторяется во всех образцах. Специфика образования зеренной структуры состоит в том, что формирование и отделение зерен от монокристалла и их переориентировка происходят не хаотично, а в определенном направлении [112], которое совпадает с положением многоугольного диффузного размытия в исходном материале. Если многоугольное диффузное размытие в исходном монокристалле возникло в результате наличия в нем нескомпенсированной упругой энергии, то, вполне возможно, это и определило формирование и направление переориентации отдельных зерен в сварном шве. Таким образом, если структура основного материала находится в неравновесном состоянии, то в сварном шве формируется структура с повышенной плотностью дислокаций.

Полюсные фигуры {220} и распределения $I_{q\perp}$ для отражения (022) различных зон сварного соединения, выполненного на скорости 60 м/ч, приведены на рис. 7. Из их рассмотрения следует, что для всех зон сварного соединения (основной металл, ЗТВ, зона сплавления, сварной шов) сохраняются положения основных рентгеновских рефлексов, соответствующих монокристаллической ориентации области облучения. В металле ЗТВ и зоне сплавления увеличивается интенсивность рефлексов, которые не соответствуют монокристаллической ориентации области облучения, и эти отражения расположены в области многоугольного диффузного размытия основного материала, как и при малой скорости сварки. В центре сварного шва наблюдаются мелкие интенсивные рефлексы, не связанные с преобладающей ориентацией области облучения, а также находящиеся вблизи специфической диффузной области повышенной интенсивности.

Распределения $I_{q\perp}$ (рис. 7, з) в металле ЗТВ (возможно и в зоне сплавления), как и в случае сварки с малой скоростью, испытывают преимущественное уширение в одном кристаллографическом направлении, что также может быть связано с увеличением плотности дислокаций первичных, наиболее нагруженных систем и их однородном распределении на мезоскопическом структурном уровне. Как и при малой скорости сварки, на рентгенограммах $I_{q\perp}$ наблюдается появление областей интенсивности, отделенных от основного рефлекса большеугловыми границами. В зоне сплавления и в сварном шве вблизи зоны сплавления распределение $I_{q\perp}$ отличается появлением второго направления значительного уширения рефлексов (рис. 7, е, ж), что связано с появлением вторичных систем дислокаций. В центре сварного шва увеличивается уширение распределений $I_{q\perp}$ вдоль этого направления. В соответствии с ориентационным фактором, определяющим суммарное действие различных систем дислокаций на уширение рефлексов в азимутальной

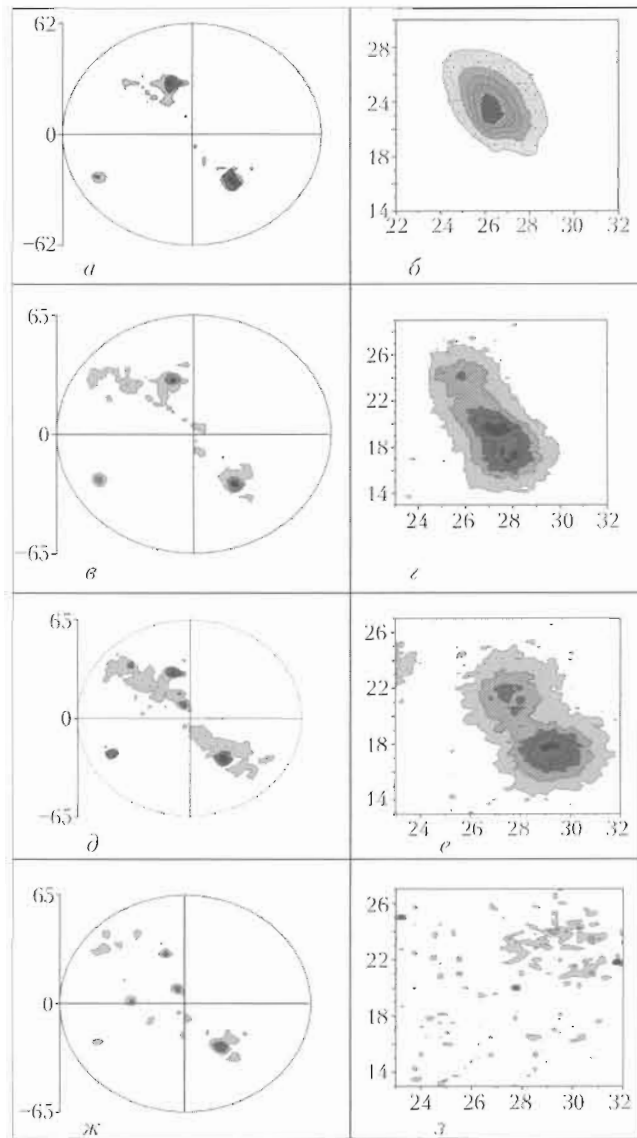


Рис. 6. Полюсные фигуры {220} и распределение $I_{q\perp}$ отражения (022) в различных зонах сварного соединения ($v_{св} = 10$ м/ч); а, б — основной металл; в, г — металл ЗТВ; д, е — шов у линии сплавления; ж, з — центр шва

ческом направлении, что также может быть связано с увеличением плотности дислокаций первичных, наиболее нагруженных систем и их однородном распределении на мезоскопическом структурном уровне. Как и при малой скорости сварки, на рентгенограммах $I_{q\perp}$ наблюдается появление областей интенсивности, отделенных от основного рефлекса большеугловыми границами. В зоне сплавления и в сварном шве вблизи зоны сплавления распределение $I_{q\perp}$ отличается появлением второго направления значительного уширения рефлексов (рис. 7, е, ж), что связано с появлением вторичных систем дислокаций. В центре сварного шва увеличивается уширение распределений $I_{q\perp}$ вдоль этого направления. В соответствии с ориентационным фактором, определяющим суммарное действие различных систем дислокаций на уширение рефлексов в азимутальной

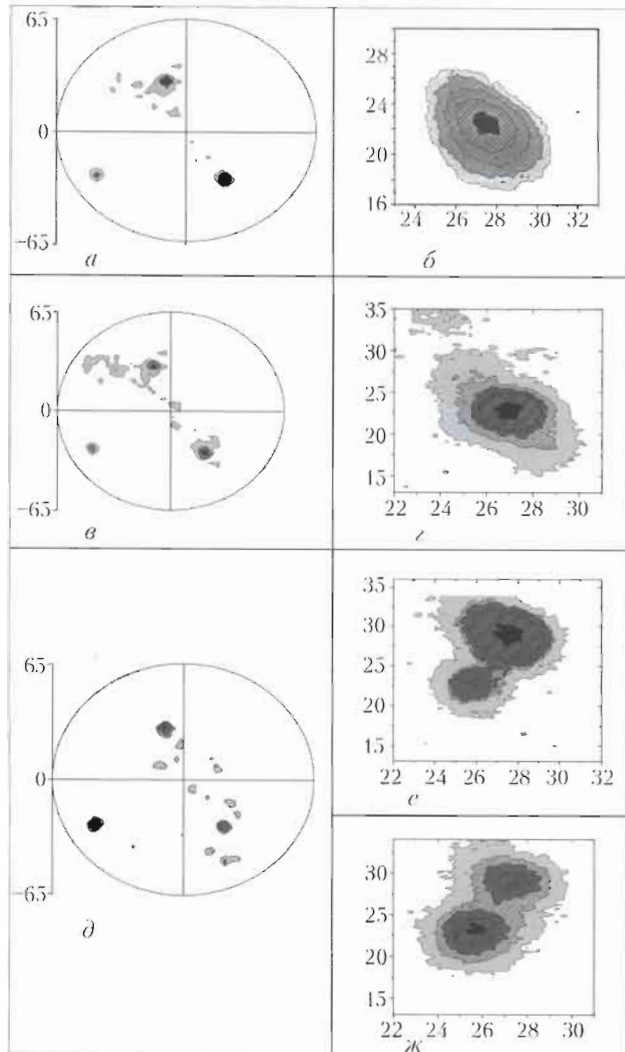


Рис. 7. Полусные фигуры $\{220\}$ и распределение $I_{q\perp}$ отражения (022) в различных зонах сварного соединения ($v_{св} = 60$ м/ч): а, б — основной металл; в, з — металл ЗТВ; е — зона сплавления, шов; д, ж — центр шва

плоскости, увеличение количества систем дислокаций должно приводить при их однородном распределении к изотропному уширению в азимутальной плоскости. В сварных швах, полученных при скорости сварки 60 м/ч, распределения $I_{q\perp}$ характеризуются анизотропией размытия в азимутальной плоскости. Анизотропия уширения распределений $I_{q\perp}$ вызвана неоднородным распределением дислокаций на мезоструктурном уровне. Увеличение плотности вторичных систем дислокаций приводит к формированию зон локального напряжения в неоднородных дислокационных ансамблях. Развитие неоднородных разориентировок ведет к ускорению деформации и разрушению материала [19–24]. Особенно усложняются разориентировки при накоплении в кристалле избыточных дислокаций с различными векторами Бюргерса. При этом формируются большие флуктуационные поля внутренних напряжений, которые могут быть причиной образования

трещин. Образованию трещин в условиях значительных флуктуаций внутренних напряжений способствуют малая пластичность сплава и относительно низкая температура формирования структуры в сварном шве при повышенных скоростях сварки, когда релаксационные процессы не успевают завершиться.

Положение максимума распределений $I_{q\parallel}$ $\{331\}$, $\{420\}$ для соединений, выполненных на скорости 10 и 60 м/ч, практически неизменно как для металла в ЗТВ, так и металла шва. Разделение распределений $I_{q\parallel}$ $\{331\}$ $\{422\}$ $\{420\}$ (« $\theta - 2\theta$ »-кривые) на γ - и γ' -фазу на эксперименте в $\text{CuK}\beta$ -излучении не наблюдается. Обработка кривых $I_{q\parallel}$ методом Фурье-анализа и проведенных с учетом эталона также не приводит к разделению $I_{q\parallel}$. В области облучения сохраняется параметр несоответствия $\gamma + \gamma'$ на том же уровне, что и в исходном материале. Уменьшение ширины распределений $I_{q\parallel}$, несмотря на уширение $I_{q\perp}$, которое наблюдалось в центре сварного шва, вызвано скорее всего уменьшением одновременно отражающей площади, связанным с измельчением дендритов и появлением зерен случайной ориентации.

Обсуждение результатов. Наблюдаемое нарушение монокристаллического состояния в сварном шве сплава ЖС-26 может быть обусловлено двумя процессами: во-первых, потерей устойчивости направленной кристаллизации на фронте затвердевания сварочной ванны, и во-вторых, формированием неоднородной дислокационной структуры в процессе охлаждения и образованием при этом зон неоднородных разориентировок с высокой локальной плотностью дислокаций и локализацией напряжений.

При направленной кристаллизации сложнолегированных сплавов важным критерием структурообразования является отношение G/V , где G — температурный градиент, V — скорость фронта кристаллизации. Отношение G/V имеет критическое значение для каждого сплава и определяет склонность системы к направленному структурообразованию.

Влияние G/V на структурообразование следует рассматривать совместно с кристаллографическим направлением преимущественного роста кристаллов и ориентацией на фронте кристаллизации сварочной ванны. При этом чем больше несоответствие между направлением максимального теплоотвода и направлением преимущественного роста, тем более высокие значения G/V должны быть соблюдены для получения в сварном соединении приемлемого совершенства монокристаллической структуры. В случае, когда отклонение от направления преимущественного

роста незначительное, а направление сварки совпадает с осями высокой симметрии свариваемого монокристалла, положительный результат достигается при сварке при низких значениях G/V .

При сварке на малых скоростях кристаллизация сварочной ванны, хотя и протекает с меньшими скоростями, однако заметное отклонение формы макрофронта кристаллизации расплавленного металла сварочной ванны от плоской и существенная ($25...45^\circ$) разориентировка между направлением преимущественной кристаллизации и реальным направлением роста кристаллитов металла шва приводит к формированию в центральной части металла шва участков с кристаллографической ориентацией, отличающейся от исходной. С другой стороны, большее время пребывания различных зон сварного соединения при высоких температурах способствует образованию в сварном соединении дислокационных ансамблей, однородных на мезоскопическом уровне. При этом гомогенное распределение дислокаций обуславливает формирование в сварном шве субзерненной структуры с малыми углами разориентировки между отдельными элементами субструктуры и, как следствие, получение более совершенной монокристаллической структуры соединения.

При высоких скоростях сварки макроформа фронта кристаллизации сварочной ванны приближается к плоской, что должно благоприятствовать более полному наследованию кристаллографической ориентации поверхности сплавления, от которой происходит рост кристаллитов металла шва. Однако в этом случае повышается температурный градиент G , а также уровень временных напряжений, снижается время пребывания зон сварного соединения в высокотемпературной области и, наконец, замедляются процессы релаксации сварочных и структурных напряжений. Это влечет за собой анизотропное распределение дислокаций, появление зон локальных напряжений, что для малопластичного в подсолидусной области материала с когерентной связью фазовых составляющих может сопровождаться снижением совершенства монокристаллической структуры и образованием трещин.

Наблюдаемое многоугловое диффузное размытие в основном материале мы связываем со значительной упругой энергией кристалла из-за флуктуационных неоднородностей, захватывающих весь его объем. В связи с этим можно утверждать, что состояние материала перед сваркой играет существенную роль в его способности сохранять монокристалличность и противостоять образованию трещин в процессе сварки. Если материал перед сваркой находится в неравновесном состоянии (имеет значительную упругую энергию) или содержит повышенную плотность дис-

локаций, например, в результате его эксплуатации, механической обработки и т. п., то структурная дефектность металла при сварке только возрастает, ее значение может достичь критического значения и в сочетании с высоким уровнем сварочных напряжений вызвать образование трещин.

По всей вероятности, низкая технологичность (высокая склонность к образованию трещин при сварке) жаропрочных никелевых сплавов может быть объяснена наличием в их составе большого количества γ' -фазы, определяющей высокие значения предела текучести и показатели релаксационной стойкости сплава в широком интервале температур [25], что вызывает увеличение значений и темпа сварочных напряжений. Под воздействием сварочного нагрева γ' -фаза частично или полностью растворяется [26], а при охлаждении вновь выделяется из твердого раствора с возникновением межфазных объемных напряжений. Суммарное действие сварочных и объемных напряжений является одной из основных причин высокой склонности к образованию трещин при сварке плавлением жаропрочных никелевых сплавов [27–30]. Эти трещины возникают в результате локализации пластической деформации в процессе релаксации напряжений, что обусловлено понижением релаксационной стойкости металла шва и околошовной зоны. Именно поэтому увеличение скорости сварки, сопровождающееся повышением уровня и темпа нарастания временных сварочных напряжений, приводит к увеличению количества трещин в сварном соединении.

Гомогенизирующий отжиг или перестаривание исходного материала перед сваркой [31] дисперсно-твердеющих никелевых сплавов, позволяющий получать сплав с более крупными выделениями γ' -фазы, сближают значения прочностных характеристик и пластичности основного металла и металла околошовной зоны, что создает более благоприятные условия для релаксации сварочных напряжений в большем объеме соединяемого материала.

С учетом изложенного выше, а также принимая во внимание тот факт, что плотность дислокаций в металле шва, полученного при большой (60 м/ч) скорости сварки, возрастает по сравнению с исходным монокристаллом в $15...20$ раз при существенной неоднородности их распределения, а для шва, полученного при низкой скорости (10 м/ч), возрастает в $6...8$ раз при достаточной однородности распределения, становится ясной роль скорости и условий сварки в формировании трещин в швах сплава ЖС-26.



Выводы

1. Сложнолегированные жаропрочные никелевые суперсплавы типа ЖС-26 характеризуются низкой технологичностью и в первую очередь плохой свариваемостью, основным показателем которой является склонность к образованию трещин при сварке. Главными технологическими факторами, определяющими значение этого показателя, являются: структурное совершенство исходного монокристалла; температурно-временные условия формирования сварного соединения, обусловленные скоростью сварки, наличием подогрева и условиями теплоотвода.

2. Характерным дефектом сварных соединений монокристаллов сплава ЖС-26, выполненных ЭЛС, являются поперечные трещины, возникающие в металле шва, затухающие у поверхности сплавления либо в ЗТВ. При сварке образцов типа «кольцевой пробы» толщиной 1...3 мм образования трещин удается избежать при скорости сварки до 10...15 м/ч. Предварительный подогрев до 450°C позволяет повысить скорость сварки до 20...25 м/ч.

3. В большинстве из рассмотренных вариантов режимов и условий сварки имеет место сохранение металлом сварного соединения исходной кристаллографической ориентации монокристалла.

4. Несоблюдение температурно-временных и кристаллографических условий направленной кристаллизации при формировании сварного шва, определяемых в основном скоростью сварки и температурой подогрева, обуславливает снижение совершенства монокристаллической структуры металла шва, приводит к образованию зерен с отличающейся кристаллографической ориентацией.

5. Сварка на повышенных скоростях приводит к значительному увеличению плотности дислокаций, их неоднородному распределению и связанном с этим формированием локальных зон напряжений, что может быть одной из основных причин образования трещин в шве.

6. Плотность дислокаций металла шва, выполненного на скорости 60 м/ч («низкотемпературный» механизм формирования структуры), возрастает в 15...20 раз по сравнению с исходным монокристаллом и около 6...8 раз при скорости 10 м/ч («высокотемпературный» механизм).

7. Параметры решетки $\gamma + \gamma'$ -фаз в пределах ошибки измерения остаются практически неизменными на всех участках сварного соединения независимо от скорости сварки.

1. Ющенко К. А. Свариваемость и перспективные процессы сварки материалов // Автомат. сварка. — 2004. — № 9. — С. 40–45.
2. Ющенко К. А., Дерломенко В. В. Анализ современных представлений о свариваемости // Там же. — 2005. — № 1. — С. 9–13.

3. Суперсплавы II / Под ред. И. Г. Симса, Н. С. Столоффа, У. К. Хагеля: В 2 кн. — М.: Металлургия, 1995. — 384 с.
4. Эйдельштейн В. Е., Якушин Б. Ф., Стеблов В. И. Высокотемпературная деформация и образование околошовных трещин при сварке сплава типа нимоник // Автомат. сварка. — 1996. — № 11. — С. 40–44.
5. Сорokin Л. И. Об образовании горячих трещин в шве при сварке жаропрочных сплавов // Свароч. пр-во. — 1997. — № 7. — С. 9–11.
6. David S. A., Babu S. S., Vitek J. M. Solidification and microstructure // J. Metals. — 2003. — № 6. — P. 14–20.
7. Deformation in the heat affected zone during spot welding of a nickel-base single crystal / O. M. Barabash, S. S. Babu, S. A. David et al. // J. Appl. Phys. — 2003. — 94, № 1. — P. 738–742.
8. Stray grain formation in single crystal Ni-base superalloy welds / J.-W. Park, S. S. Babu, J. M. Vitek et al. // Ibid. — 2003. — 94, № 6. — P. 4203–4209.
9. К вопросу наследования сварными соединениями структурно-ориентированного состояния металлических материалов / К. А. Ющенко, О. П. Карасевская, С. С. Котенко и др. // Автомат. сварка. — 2005. — № 9. — С. 3–11.
10. 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.
11. 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.
12. Rundel G. R., Nehrenberg A. E. Weld metal cracking of invar in circular patch test // Welding J. — 1966. — 45, № 4. — P. 156–160.
13. Zessmenn G. G. Welding evaluation of experimental columbium alloys // Ibid. — 1964. — 43, № 3. — P. 103–115.
14. Fewster P. F. Insight into polycrystalline materials with ultrahigh resolution and reciprocal space mapping. Commission on power diffraction. // Microstructure of Materials. — 2000. — 24, № 12. — P. 17.
15. Карасевская О. П. Ориентационный рентгеновский экспериментальный метод фазового анализа // Металлофизика и новейшие технологии. — 1999. — 21, № 8. — С. 34.
16. Ungar T., Mughrabi H., Ronnpagel D., Wilkens M. X-ray line-broadening study of the dislocation cell structure in deformed [001]-orientated copper single crystals // Acta met. — 1984. — 32. — P. 333.
17. Wilkens M., Ungar T., Mughrabi H. X-ray rocking-curve broadening of tensile-deformed [001]-orientated copper single crystals // Phys. status solidi. A. — 1987. — 104. — P. 157–170.
18. Krivoglaз M. A. X-ray and neutron diffraction in nonideal crystals. — Berlin: Springer-Verl., 1996. — 402 p.
19. Mughrabi H. Dislocation wall and cell structures and long-range internal stresses in deformed metal crystals // Acta met. — 1983. — 31. — P. 1367–1379.
20. Панин В. Е., Лихачев В. А., Гриняев Ю. В. Структурные уровни деформации твердых тел. — Новосибирск: Наука, 1985. — 226 с.
21. Кооперативные деформационные процессы и локализация деформации / В. А. Лихачев, В. Е. Попин, В. И. Владимиров и др. — Киев: Наук. думка, 1989. — 320 с.
22. Малыгин Г. А. Самоорганизация дислокаций и локализация скольжения в пластически деформируемых кристаллах // Физика твердого тела. — 1995. — 37. — С. 3–42.
23. Сарафанов Г. Ф. К теории образования неоднородных дислокационных структур // Физ. металлов и металлосодение. — 1998. — 85. — С. 46–53.
24. Конева Н. А., Козлов Э. В. Физическая природа стабильности пластической деформации // Изв. вузов. Физика. — 1990. — № 2. — С. 89–106.
25. Масленко С. Б. Жаропрочные стали и сплавы. — М.: Металлургия, 1983. — 192 с.
26. Ющенко К. А., Савченко В. С., Зялинцева А. В. Влияние термообработки и степени легирования на структурные изменения никелевых сплавов // Автомат. сварка. — 2004. — № 1. — С. 14–16.

27. *Lippold Yohn C., Kotecki Damian I.* Welding metallurgi and weldability of stainless steels. — Willey interscience, 2005. — 302 p.
28. *Савченко В. С., Маркашова Л. И., Ющенко К. А.* Влияние состава и тонкой структуры швов на процессы термомеханической деформации и образования подваликовых трещин при сварке аустенитных сталей // Автомат. сварка. — 1994. — № 4. — С. 6–10.
29. *Savchenko V. S., Yushchenko K. A.* Mechanism of formation and methods of elimination of under-bead microcracks in multilayer welds with stable-austenitic structure // Proc. from Materials solutions'97 on joining and repair of gas turbine components, Indianapolis, Indiana, 15–17 Sept., 1997. — P. 17–22.
30. *Характер образования горячих трещин при сварке литых жаропрочных никелевых сплавов / К. А. Ющенко, В. С. Савченко, Н. О. Червяков, А. В. Звягинцева // Автомат. сварка. — 2004. — № 8. — С. 35–40.*
31. *Гессингер Г. Х.* Порошковая металлургия жаропрочных сплавов. — Челябинск: Металлургия, 1988. — 318 с.

It has been established that transverse cracks in the weld metal are the main defects of the EB welded joints in single crystals of heat-resistant nickel alloys. Sensitivity to formation of such cracks in EBW of single-crystal nickel superalloy JS-26 depends, primarily, upon the welding speed, preheating and structural state of the initial metal. The probable cause of cracking of the weld metal is its structural heterogeneity, which results from peculiarities of the thermal-deformation cycle of welding, as well as from the initial structural state of metal. The range of the welding speeds, where the cracks are not formed, has been determined. Increase in the welding speed leads to a growth of quantity of the cracks, and preheating shifts the critical welding speed towards higher values.

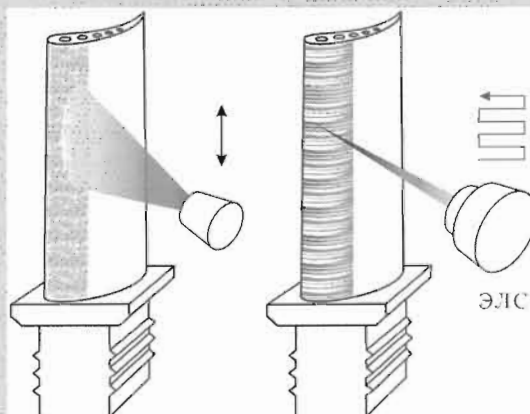
Поступила в редакцию 25.07.2007

КОМБИНИРОВАННАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ЛОПАТОК ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ

В ИЭС им. Е. О. Патона разработана высокоэффективная технология восстановления лопаток газотурбинных двигателей. Она может быть использована в условиях производства лопаток для устранения дефектов литейного происхождения или повышения износостойкости участков лопатки, наиболее подверженных износу в условиях эксплуатации с целью придания ей широкого спектра уникальных свойств таких, как жаро-, коррозионно-, износостойкость и др. Кроме того, позволяет осуществлять восстановление изношенных лопаток после определенного срока их эксплуатации.

Применение этой технологии обеспечивает сохранение на высоком уровне первоначальных размеров лопаток, несмотря на наличие в них внутренних каналов и переменный профиль сечения.

Такой эффект достигается благодаря применению двух процессов, отличающихся высокими показателями удельной плотности энергии: микроплазменному нанесению на поверхность лопатки присадочного материала в виде металлического порошка с дисперсностью частиц 50...150 мкм; ЭЛС в вакууме, предназначенного для оплавления нанесенного первым способом слоя присадки. Используя систему программного управления тепловложением в пределах заданной площади обработки, можно получить гарантированное оплавление нанесенного слоя присадки и проплавление основного материала лопатки на заданную глубину.



Контакты: 03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11,
 Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, отд. № 7
 Тел.: (38044) 287 44 06
 Факс: (38044) 287 12 83; 287 46 30