



ОСОБЕННОСТИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СТРОЕНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ МОНОКРИСТАЛЛОВ

Б. А. ЗАДЕРИЙ, канд. техн. наук, **С. С. КОТЕНКО**, инж., **Е. П. ПОЛИЩУК**, канд. техн. наук, чл.-кор. НАН Украины **К. А. ЮЩЕНКО** (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины), **О. М. БАРАБАШ**, д-р техн. наук, **О. П. КАРАСЕВСКАЯ**, канд. физ.-мат. наук (Ин-т металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины)

Исследованы кристаллографическая текстура и микроструктура соединений, полученных сваркой плавлением. Выбраны критерии оценки степени наследования структурного состояния исходного металла металлом шва. Установлены факторы, определяющие степень такого наследования. Определены условия минимального искажения структурного состояния.

Ключевые слова: сварка плавлением, кристаллизация металла, кристаллографическая ориентация, монокристалличность, рентгеновские исследования, разориентация, плотность дислокаций, наследование структуры, режимы сварки

Структурное состояние металла шва является одним из основных факторов, который определяет физико-механические характеристики и служебные свойства сварных соединений [1–3]. Последние в значительной мере зависят от того, насколько точно структурное состояние основного металла наследуется металлом шва.

Исходя из основных положений теории кристаллизации металлов [4–6], можно предположить, что степень наследования определяется в совокупности исходной кристаллографической ориентацией, совершенством структуры свариваемого материала и параметрами термического воздействия источника сварочного нагрева (режима и условий сварки).

Публикаций, посвященных указанному вопросу, существует немного и зачастую они содержат разночтимые результаты [1, 6–11]. Основное внимание в них уделяется констатации и иллюстрированию факта наследования металлом шва ориентации оплавливаемых зерен основного металла, а также особенностям крупнокристаллической макроструктуры металла шва. Насколько точно на различных масштабных (структурных) уровнях может наследоваться металлом шва кристаллографическая ориентация и структура основного металла, а также от чего это наследование зависит и посвящена настоящая работа.

Объектом комплекса исследований в настоящей работе является исходная кристаллографическая ориентация и микроструктура свариваемого монокристаллического металла, их изменения под воздействием термомеханического цикла сварки.

Критериями оценки структуры сварных соединений являются следующие:

макропараметры структурного совершенства (сохранение монокристалличности и кристаллографической ориентации основного металла; отклонение кристаллографической ориентации метал-

ла шва от аналогичных характеристик исходного материала);

параметры структуры на мезоуровне (плотность дислокаций, однородность их распределения, разброс относительно наиболее вероятной кристаллографической ориентации металла сварного шва).

Исследования проводили на монокристаллах вольфрама, молибдена и ниобия с целью исключить влияние множественности кристаллографических ориентаций в зоне оплавления на структурное совершенство шва, поскольку в поликристаллах и даже в сильнотекстурированных металлах этот фактор имеет существенное влияние на точность результатов исследований.

В однокомпонентных текстурированных поликристаллах всегда есть часть зерен с ориентацией, отличной от основной, что влияет как на механизм наследования структуры, так и на ее совершенство. Кроме того, при исследовании монокристаллов, благодаря точности определения кристаллографической ориентации свариваемых (оплавливаемых) поверхностей, можно получить значительно более однозначные результаты о влиянии этой характеристики на структурное совершенство металла сварного шва. Выбор монокристаллов в качестве объекта исследования позволяет также изучать характеристики формирования различных дислокационных распределений под влиянием режимов и условий сварки при конкретных кристаллографических ориентациях свариваемых монокристаллов.

Выбор в качестве исследуемых тугоплавких металлов обусловлен необходимостью иметь возможность широко варьировать термические поля при сварке. Кроме того, благодаря изоморфности тугоплавких металлов при кристаллизации и охлаждении вносится меньше искажений в структуру и таким образом облегчается получение более точного ответа на поставленные вопросы. Исходные тугоплавкие материалы характеризуются низким содержанием примесей, что также позволило повысить точность результатов и исключить возможность гетерогенного зарождения центров кристаллизации. Согласно сертификатным данным на исходные монокристаллы, выращенные способом зон-

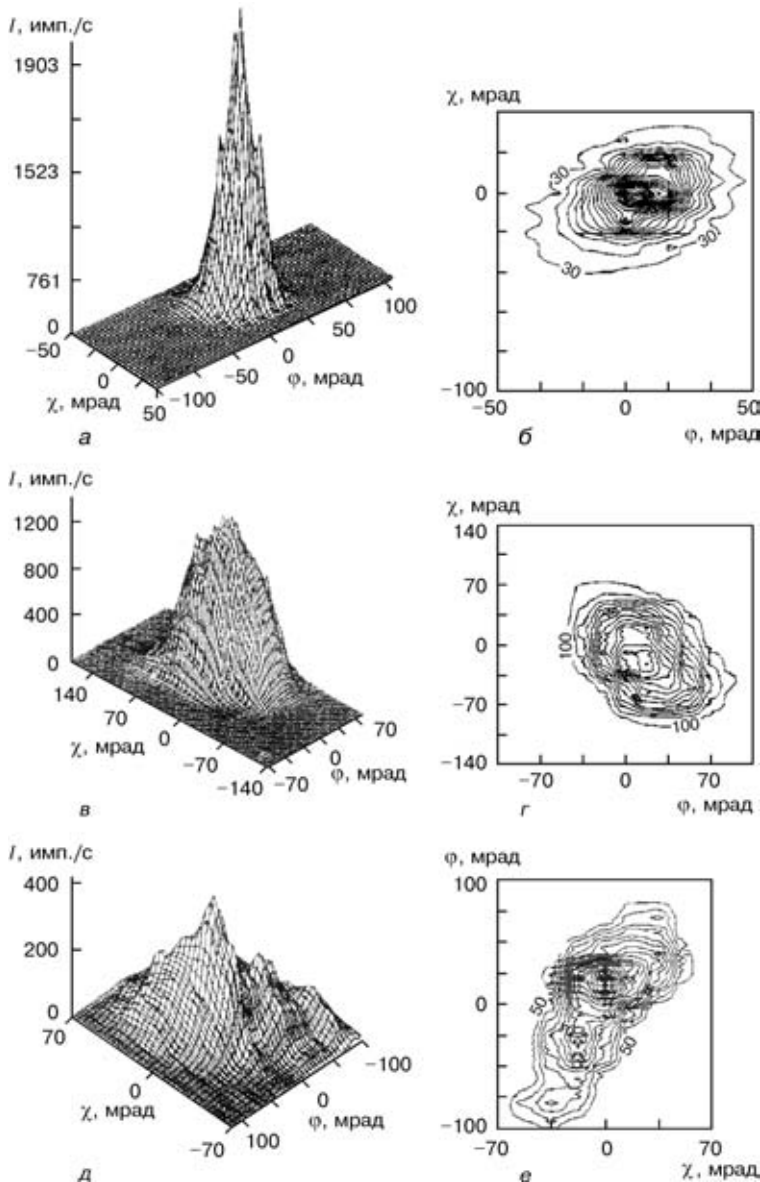


Рис. 1. Пространственные распределения интенсивности I (a, δ, ϵ) и изоинтенсивные линии (b, z, e) рассеянного рентгеновского излучения в азимутальной плоскости I_{\perp} для различных зон сварного соединения монокристаллов вольфрама: a, b — основной металл; δ, z — линия сплавления; d, e — центральная часть сварного шва; поверхность оплавления (111), направление сварки [110], рефлекс (222), скорость сварки 28 мм/с

ной плавки, исследуемые металлы имели следующие составы, мас. %:

$$\begin{aligned} \mathbf{W} &- 99,99; [\text{C}] - 1 \cdot 10^{-3} \dots 1 \cdot 10^{-5}; \\ [\text{O}] &- 1 \cdot 10^{-3} \dots 1 \cdot 10^{-5}; [\text{H}] - (5 \dots 8) \cdot 10^{-5}; \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \mathbf{Mo} &- 99,99; [\text{C}] - 1 \cdot 10^{-3} \dots 1 \cdot 10^{-4}; \\ [\text{O}] &- 1 \cdot 10^{-3} \dots 1 \cdot 10^{-4}; [\text{H}] - 1 \cdot 10^{-4} \dots 1 \cdot 10^{-5}; \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \mathbf{Nb} &- 99,99; [\text{C}] - 1 \cdot 10^{-2} \dots 1 \cdot 10^{-3}; \\ [\text{O}] &- 1 \cdot 10^{-2} \dots 1 \cdot 10^{-3}; [\text{H}] - 1 \cdot 10^{-4} \dots 1 \cdot 10^{-5}. \end{aligned}$$

Основной (исходный) металл характеризуется однородным распределением дислокаций, небольшим количеством малоугловых границ и разориентацией элементов субструктуры в облучаемом объеме 1 мм² менее 10...20 мрад (рис. 1, a, b).

Образцы для проведения экспериментов по сварке вырезали из монокристаллических прутков диаметром 20...36 мм, выращенных зонной плавкой. Использовали прутки с разной кристаллографической ориентацией оси ($\langle 110 \rangle$, $\langle 111 \rangle$, $\langle 112 \rangle$, $\langle 100 \rangle$), что позволяло варьировать кристаллографические ориентации поверхностей сплавления и направления сварки при одинаковой лицевой поверхности (110). Точность ориентации монокристаллических прутков по сертификатным данным составляет примерно 35 мрад. Сварка образцов, вырезанных из различных прутков, может приводить к появлению существенных разориентаций в стыке. Для предотвращения отрицательного воздействия такой разориентации принимали специальные меры: во-первых, образцы под сварку выбирали из одного прутка, во-вторых, из прутков вырезали плоские пластины, которые затем разрезали вдоль. По месту реза производили стыковку пластин под сварку. Таким образом, задавали одинаковую кристаллографическую ориентацию поверхностей сплавления и направлений сварки, исключали искажающее влияние неточности вырезки и сборки образцов под сварку. В результате взаимная разориентация образцов в стыке не превышала 35 мрад (точность определения ориентации по методу Лауэ). Разрезали образцы электроискровым способом. Дефектный поверхностный слой удаляли посредством механической обработки с последующей электрополировкой. Непосредственно перед сборкой под сварку поверхность образцов очищали химическими реактивами, обезжировали и просушивали. Толщина свариваемых образцов составляла от 0,5 до 2,0 мм.

Для микроструктурных и рентгеновских исследований использовали лицевую поверхность, торцевые и специально изготовленные косые шлифы. Специальную поверхность получали в результате разрезки сварных образцов под углом 90 мрад к направлению сварки и перпендикулярно к лицевой поверхности. Целью приготовления специальных поверхностей наблюдения было увеличение точности определения характеристик различных зон сварных соединений в результате увеличения площади исследования.

В связи с необходимостью точного воспроизведения результатов на сравнительно небольших (примерно 20×60 мм) образцах, обеспечения мобильности и локальности нагрева, варьирования в широких пределах термическими циклами сварки, исключения загрязнения металла шва эксперименты по сварке выполняли высококонцентрированным прецизионным электронным лучом в



вакууме. Использовали стандартное сварочное оборудование для электронно-лучевой сварки (ЭЛС).

Поскольку необходимо было изучить особенности кристаллизации и структуры с учетом возможных технологических вариантов, эксперименты осуществляли в широком диапазоне режимов и условий сварки, в том числе с предварительным и последующим подогревом электронным лучом. Применяли также технологическую оснастку для регулирования теплоотода. Скорость сварки изменяли от 1 до 40 мм/с, температуру подогрева — от 200 до 800 °С. Тип сварного соединения — стыковое со сквозным проплавлением.

Следует отметить, что неотъемлемым условием получения качественного монокристаллического сварного соединения является стабильное сквозное проплавление. Нарушение стабильности режимов сварки, геометрии шва, однородности температурного поля может вызывать формирование высокоугловых границ зерен и дополнительных дефектов кристаллической структуры. Исходя из этого были выбраны параметры режимов сварки. В табл. 1 приведены типовые режимы и условия сварки монокристаллов вольфрама разной толщины. Для молибдена и ниобия значения тока луча уменьшали по сравнению с вольфрамом соответственно в 1,5 и 2,0 раза.

Металлографические исследования выполняли на оптических микроскопах «МИМ-7», «Неофот-32» при увеличении от 10 до 500. Используя расчетную методику, предложенную в работе [12], по ямкам травления оценивали плотность хаотически расположенных дислокаций. Указанная методика имеет недостаточную точность и чувствительность и в основном применяется для экспресс-оценки состояния структуры. По наличию участков разной травимости с помощью экспресс-метода оценивали сохранение монокристалличности и отсутствие большеугловых границ. Следует отметить, что металлографический метод является достаточно быстрым, но дает только качественную оценку.

Косвенной мерой дефектности монокристаллов и их сварных соединений служили значения микротвердости. Микротвердость измеряли на твердомере типа М-400 фирмы «Леко» с автоматическим приводом индентора при нагрузке 0,5... 1,0 Н и выдержке 15 с.

Для исследования кристаллографической ориентации и взаимной разориентировки элементов субструктуры как основного металла, так и свар-

ных швов применяли рентгеновские исследования по Лауэ и метод качающегося кристалла. Метод обратной съемки по Лауэ применяли для оценки монокристалличности и отклонения кристаллографической ориентации металла шва от основного металла. В качестве характеристик служили положение рефлексов эпитграмм, их искажение и направления преимущественных размытий по сравнению с эталонными. Для количественной оценки параметров дислокационной субструктуры, определения однородности распределения элементов дислокационного ансамбля применяли метод обратной съемки качающегося монокристалла. При использовании монокристаллического образца следует учитывать количественную связь между шириной $\delta_{q\perp}$ и формой $I_{q\perp}$ распределения интенсивности рентгеновского отражения с параметрами дислокационного ансамбля [13, 14]. В качестве критериев оценки элементов субструктуры служили положение, общее угловое уширение и форма распределения интенсивности рефлексов, а при появлении пиков интенсивности в распределении $I_{q\perp}$ — их количество, угловое уширение отдельных пиков, уровень падения интенсивности между ними. Это позволило оценить плотность дислокаций, их распределение, общий, средний и локальный углы разориентации элементов дислокационного ансамбля. Исследования осуществляли на установке УРС-2,0 и дифрактометре «Дрон-3М» с использованием медного излучения.

Изучали распределения интенсивности рентгеновских отражений в азимутальных направлениях рефлексов {110}, {200}, {310}, {321}, {222}, {211}, составляющих угол менее 785 мрад с одной из плоскостей исследования. При наклонных позициях образца в значения интенсивности вносили соответствующие поправки.

Таким образом, качественные и количественные характеристики (металлографические методы), дополненные количественными параметрами структуры (рентгенографические методы), позволяют с высокой степенью точности и достоверности с разных позиций характеризовать исходный металл, а также изменения, вызванные его плавлением и кристаллизацией в процессе сварки.

Основные факторы, которые определяют формирование структуры в зоне сварного соединения, для удобства рассмотрения были разделены на собственно характеристики режимов и условий сварки и параметры исходной структуры.

Исследование сварных соединений монокристаллов ниобия и вольфрама, полученных в диапазоне скоростей от 3 до 30 мм/с, выявили следующие структурно-ориентационные особенности металла этих соединений в зависимости от условий и параметров режимов (преимущественно скорости) сварки.

Прежде всего посредством рентгеновских (рис. 1–3) и металлографических исследований была показана возможность сохранения монокристаллической структуры в сварных соединениях монокристаллов разной кристаллографической ориентации, полученных в указанном диапазоне скоростей. При каждом из рассмотренных сочетаний

Таблица 1. Типовые режимы ЭЛС монокристаллов вольфрама

Толщина свариваемого металла, мм	Ток луча, мА	Скорость сварки, мм/с
1,0	110	5
1,0	150	22
1,5	190	22
2,0	230	22

Примечания. 1. Режимы предварительного подогрева выбирали исходя из марки свариваемого сплава, размеров образца и типа оснастки. 2. Во всех случаях ускоряющее напряжение составляло 30 В. 3. Давление в камере достигало 6,7 МПа.

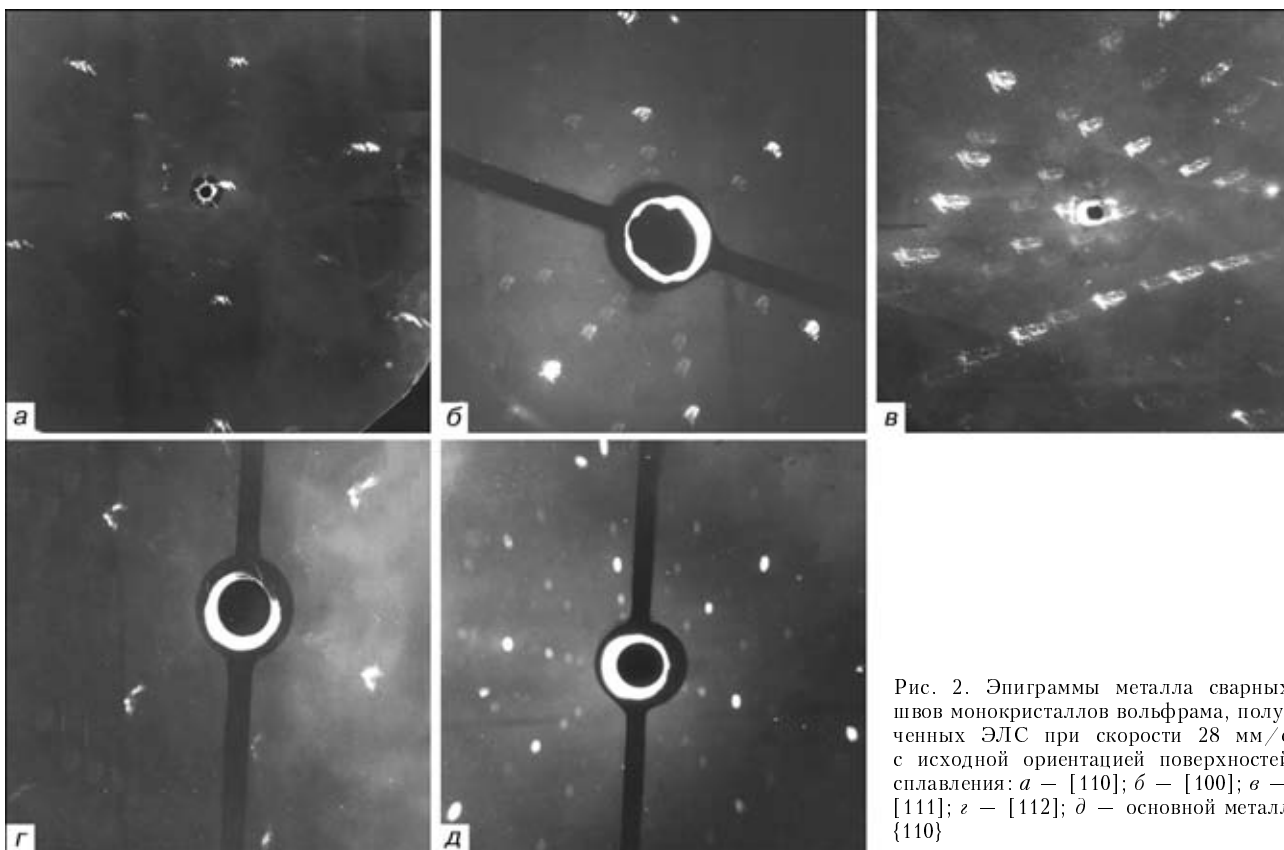


Рис. 2. Эпиграммы металла сварных швов монокристаллов вольфрама, полученных ЭЛС при скорости 28 мм/с с исходной ориентацией поверхностей сплавления: *a* – [110]; *b* – [100]; *v* – [111]; *z* – [112]; *d* – основного металла [110]

режимов сварки, ориентаций поверхности сплавления и направления сварки имело место наследование металлом шва кристаллографической ориентации основного металла (рис. 1). Однако на эпиграммах различных зон сварного соединения зафиксированы отклонения ориентации относи-

тельно ориентации исходного металла от 35 до 175 мрад. Угол разориентации прежде всего зависит от исходной ориентации свариваемых кромок, а также от условий и параметров режима сварки. Полученные с помощью метода Лауэ значения изменений кристаллографической ориентации по сечению шва равняются 35... 175 мрад. Так как погрешность измерений 35 мрад и неточность вырезки и сборки образцов 35... 50 мрад соизмеримы с получаемыми значениями, то установить четкие численные зависимости изменения кристаллографической ориентации металла шва от условий и режимов сварки проблематично. Но все же можно выделить основные тенденции наследования кристаллографической ориентации в зависимости от режимов и параметров сварки. В монокристаллах молибдена, вольфрама и ниобия эти тенденции одинаковы. Однако имеются и непринципиальные отличия. Четкие пики интенсивности отражения металла шва (вольфрама) свидетельствуют о более развитом процессе полигонизации (рис. 3).

Основные особенности изменения структуры сварных соединений в направлении от основного металла к их центру шва таковы: происходит постепенное увеличение ширины пятен на эпиграммах и картина интенсивности рассеянного рентгеновского излучения, их дробление на отдельные максимумы (рис. 1–3). Это свидетельствует об изменении плотности

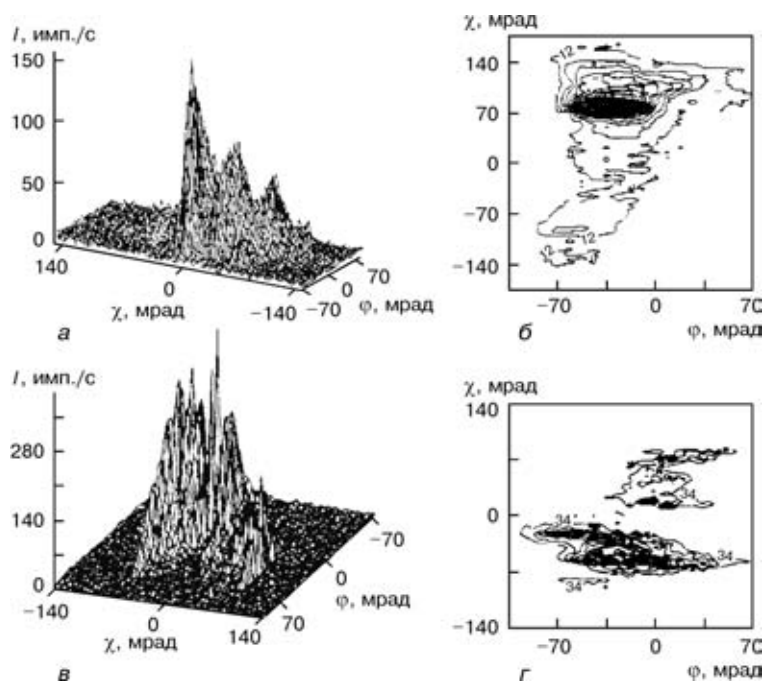


Рис. 3. Пространственные распределения интенсивности (*a, v*) и изоинтенсивные линии (*b, z*) рассеянного рентгеновского излучения в азимутальной плоскости $I_{\text{пл}}$ для центральной части сварного шва: *a, b* – молибден; *v, z* – вольфрам; поверхность сплавления (211), направление сварки [110], рефлекс (211), скорость сварки 3 мм/с



Таблица 2. Оценка дислокационной структуры металла в зоне по оси шва*, полученной в результате расчета истинного физического уширения радиального распределения интенсивности рассеяния рентгеновского излучения

Скорость сварки, мм/с	Истинное уширение, мрад**	Плотность хаотически расположенных дислокаций, см ⁻²	Среднее расстояние между стенками субзерен, ×10 ⁻³ , нм	Плотность распределения дислокаций стенках, см ⁻²	Угол локальной разориентировки субзерен, мрад
2,8	5,061 8,372	8·10 ⁸	3,9	2·10 ⁹	1...5
28	16,24 20,32	0,2·10 ⁷	1,2	3·10 ¹⁰	5...10

* Исходная ориентация поверхности оплавления [111].
** Значения истинного уширения даны для рефлексов (110) и (220).

и распределении дислокационных дефектов в различных частях сварного шва.

Рассмотрим обобщенные результаты исследования сварных швов, полученных посредством проплавления сплошной пластины, в результате чего влияние погрешности установки и приготовления образцов сведены к минимуму. В табл. 2 приведены данные исследований сварных соединений с ориентацией поверхности сплавления (111) (направление сварки <112>). Как видно из таблицы, скорость сварки существенно влияет на совершенство структуры металла шва (на первую и вторую группы параметров структуры, характеризующих наследование структуры основного металла), т. е. на точность наследования структуры основного металла. Лучшие результаты получены при поверхности сплавления (111) и направлении сварки [100] и [110], худшие — при направлении сварки [111]. Хорошее наследование совершенства монокристалличности при поверхности сплавления (111) для всех направлений сварки зафиксировано при небольших скоростях (2,8 мм/с) сварки (разориентировка субструктуры 20...30 мрад, отклонение ориентации сварного шва в центральной части шва 35...50 мрад). Дальнейшее снижение скорости сварки (до 1 мм/с) усиливает тенденцию к уменьшению разориентации элементов субструктуры и плотности дислокаций при снижении скорости сварки для этой ориентации поверхности сплав-

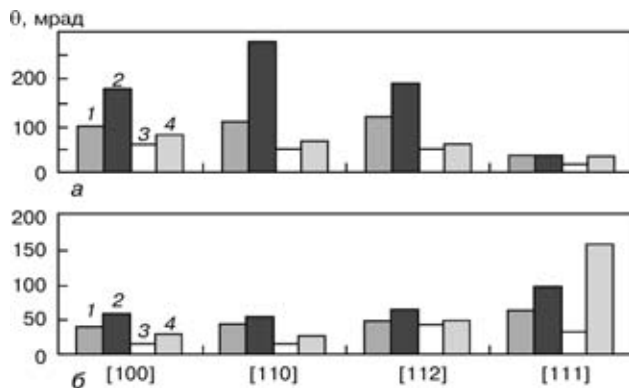


Рис. 4. Гистограммы разориентации (минимальная 1, 3 и максимальная 2, 4) элементов субструктуры сварных швов, полученных способом ЭЛС при разных скоростях: а — 2,8; б — 28 мм/с; 1, 2 — перпендикулярно к направлению сварки; 3, 4 — параллельно направлению сварки; θ — угловая ширина

Таблица 3. Разориентация элементов субструктуры в зоне оси шва сварных соединений вольфрама на образцах разной исходной кристаллографической ориентации, сваренных в стык на разных скоростях сварки

Ориентация поверхности	Скорость сварки, мм/с	Максимальная разориентация, мрад	
		$v_{св\perp}$	$v_{св\parallel}$
[100]	2,8	100...160	60...70
	22,0	40...60	15...30
	28,0	35...40	15...20
[110]	2,8	110...190	35...55
	22,0	45...55	18...25
	28,0	30...35	5...10
[111]	2,8	30...40	15...25
	22,0	65...100	35...160
	28,0	50...60	30...40
[112]	2,8	120...175	40...55
	22,0	50...65	50...60
	28,0	35...40	25...30

Примечание. Ориентация поверхности образцов [110]; $v_{св\perp}$ — перпендикулярно к направлению сварки; $v_{св\parallel}$ — параллельно направлению сварки.

ления. Однако малые скорости сварки вызывают технологические проблемы (увеличение ширины шва, прожоги и др.).

Аналогичные исследования образцов, сваренных в стык, показывают влияние возмущений, связанных со сборкой и подготовкой поверхностей сплавления (табл. 3, рис. 4). Разориентация элементов субструктуры в центре сварного шва для лучших вариантов сварки достигает 40...50 мрад. Для поверхности сплавления (001) [100] разориентация элементов субструктуры металла центральной части шва, полученного на скорости 2,8 мм/с, достигает 110...140 мрад. Повышение скорости сварки до 30 мм/с приводит к уменьшению разориентации до 30...40 мрад. При дальнейшем увеличении скорости сварки (до 40 мм/с) зафиксирована тенденция к дальнейшему улучшению совершенства структуры шва, но, как и при небольших скоростях сварки, возникает технологическая проблема формирования качественных швов (подрезы, занижения и др.).

Как видно из табл. 1–3, рис. 2, 4, влияние скорости сварки на совершенство структуры металла шва тесно связано с исходной ориентацией свариваемого металла. Исследования образцов других кристаллографических ориентаций, сваренных при разных режимах (скоростях), показывают, что наряду с условиями и режимами сварки еще более существенное влияние на формирование структуры металла шва оказывает ориентация исходной поверхности оплавления (рис. 2, 4, 5), поскольку поверхность сплавления служит затравкой (подложкой) для кристаллизации. Степень наследования структуры подложки определяет совершенство структуры металла сварных швов.

Анализ приведенных данных показал, что наилучшие результаты могут быть получены для образцов с поверхностью оплавления {100} и {110} при повышенных скоростях сварки, а для образцов

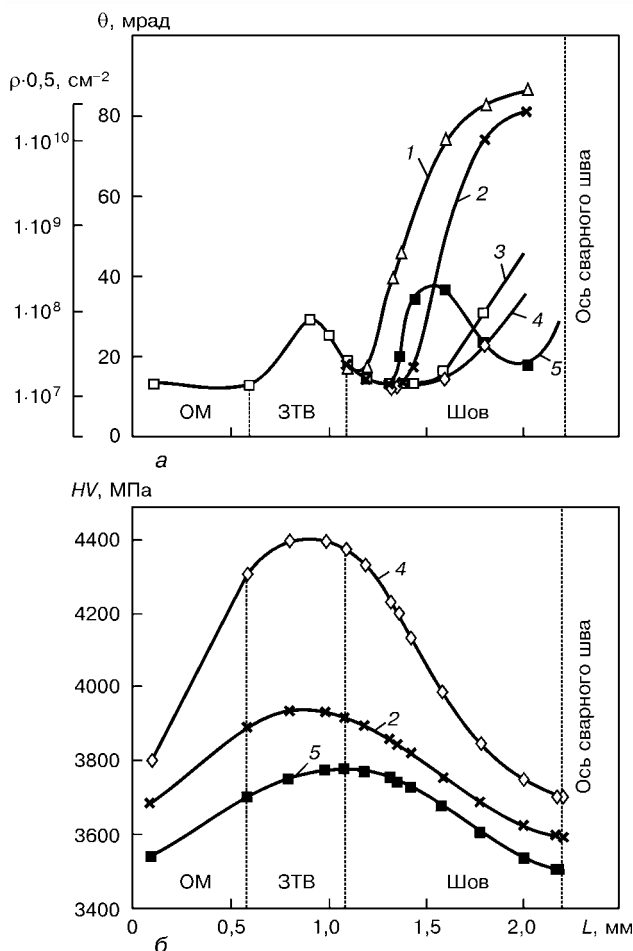


Рис. 5. Изменение характеристик субструктуры в поперечном сечении сварных соединений монокристаллов вольфрама разной ориентации: *a* — разориентация элементов субструктуры, суммарная плотность дислокаций; *b* — микротвердость: 1 — [111]; 2 — [112]; 3 — [100]; 4 — [110]; 5 — [100], поликристаллическая структура по оси

с поверхностью оплавления {111} — при малых скоростях сварки, менее совершенные монокристаллические швы — для поверхности оплавления {112}. Увеличение скорости сварки для ориентации поверхности [111], [112] приводит к некоторому уменьшению максимальных значений разориентировки элементов субструктуры. Однако на рентгенограммах обнаружены рефлексы с ярко выраженным неоднородным астеризмом (см. рис. 2), что является признаком наличия избыточных неравномерно расположенных дислокаций с разными векторами Бюргерса. Такое распределение дислокаций формирует места локальных перенапряжений, склонных к рекристаллизации. Для ориентации поверхности сплавления {112} не удалось получить швы со структурой, близкой к структуре основного исходного металла.

Таким образом, можно сделать вывод, что для каждой исходной кристаллографической ориентации существуют свои оптимальные режимы и условия сварки, позволяющие получить наиболее совершенную структуру.

Результаты оценки суммарной плотности дислокаций структуры швов совпадают с установленными ранее зависимостями совершенства структуры металла шва от кристаллографической ори-

ентации исходного металла, условий и режимов сварки. По мере возрастания разориентации элементов субструктуры плотность дислокаций увеличивается от $\sim 1 \cdot 10^6 \dots 10^7$ до $1 \cdot 10^8 \dots 1 \cdot 10^9$ см^{-2} . На участках, где суммарная плотность дислокаций возрастает более чем в 10 раз, плотность хаотически расположенных дислокаций падает (см. табл. 2) вследствие их перегруппировки и формирования субграниц. Суммарная плотность дислокаций всего дислокационного ансамбля увеличивается за счет изменения концентрации и разориентации субграниц.

Значения микротвердости в различных частях швов представлены на рис. 5. В зоне термического влияния (ЗТВ) имеет место рост микротвердости, а в зоне оси шва ее уменьшение. Понижение микротвердости металла в центральной части шва может быть связано с процессами полигонизации (уменьшением плотности хаотически расположенных дислокаций и формированием субграниц). С перераспределением дислокаций изменяется и распределение примесей внедрения. Увеличение концентрации и угла разориентации дислокационных стенок сопровождается ростом концентрации примесей, т. е. «очисткой» матрицы материала.

Выявленные структурно-ориентационные особенности можно объяснить таким образом. Кристаллографическая ориентация металла и совершенство структуры при росте кристаллов зависят в значительной мере от параметров, в частности от скорости кристаллизации [6, 15–17]. Очевидно, что для конкретного диапазона скоростей кристаллизации существуют свои наиболее благоприятные кристаллографические направления, так называемые кристаллографические плоскости приоритетного роста.

Нами были выполнены эксперименты с целью проверки справедливости этого положения и конкретизации его для условий ЭЛС. Образцы локально и последовательно переплавляли электронным лучом с перекрытием проплавленной зоны большим, чем половина ширины сварного шва. На рис. 6 приведены результаты рентгеновских исследований указанных образцов, из которых следует, что в зависимости от скорости перемещения расплавленной зоны происходит изменение и ориентации роста, и совершенства структуры переплавленного металла шва. Так, при скорости 2,8 мм/с (рис. 6, б) кристаллизация осуществляется в направлении, близком к [110]. Дифракционные пятна на эпиграммах имеют вид рефлексов правильной формы со слабо развитой внутренней структурой, что свидетельствует о незначительной разориентации блоков и высоком совершенстве материала. Увеличение скорости до 3,6 мм/с (рис. 6, в) приводит к росту кристаллов в направления [310], т. е. происходит постепенное смещение ориентации к направлению [001]. Дифракционные пятна более размытые и имеют внутреннюю структуру. При скорости перемещения 5,6 мм/с (рис. 6, г) направлением преобладающего роста является [001].

Если направление кристаллизации, ориентация подложки совпадают с направлением преоблада-



ющего роста, то для процесса кристаллизации необходимо наименьшее переохладение и осуществляется он в более равновесных условиях, структура металла более совершенна.

Таким образом, решающими факторами в формировании структуры сварного соединения являются совершенство и исходная кристаллографическая ориентация поверхности сплавления, поскольку последняя служит фундаментом, на котором выстраиваются «кирпичики» кристаллизующегося металла, наследуя ее ориентацию и совершенство. Влияние скорости кристаллизации больше проявляется в случае несовпадения исходной ориентации с направлением преимущественного роста, что препятствует наследованию исходной структуры. Проявлением этого является рост плотности дислокаций, влекущий за собой их перераспределение, что при неудачно выбранных режимах и условиях сварки приводит к возникновению очагов перенапряжения. Чем сильнее отклоняются параметры режима сварки от благоприятных для данной кристаллографической ориентации, тем больше дефектность структуры. Этим можно объяснить отличие плотности дислокаций и разориентации элементов субструктуры в металле швов, полученных на разных скоростях сварки (см. рис. 4, 5 табл. 2, 3).

Поскольку в поперечном сечении сварного шва скорость кристаллизации неодинакова (почти «нулевая» возле линии сплавления и максимальная, практически равная скорости сварки, по оси шва [1, 18]), то влияние режимов роста монокристаллов на их совершенство можно проследить на одном сварном шве (см. рис. 1, 5).

Для основного металла рентгеновские рефлексы имели плавное распределение интенсивности с шириной примерно 10...20 мрад. В ЗТВ ширина распределения возрастает, но форма остается плавной. В центральной части шва в распределении интенсивности появляются явно выраженные пики, которые характеризуют хорошо сформированную субзернистую структуру.

Плотность дислокаций в металле шва даже при лучших вариантах соотношений исходных кристаллографических ориентаций и скорости сварки возрастает почти на порядок, в других, менее удачных экспериментах, — намного больше (см. рис. 5, а).

Значения микротвердости (см. рис. 5, б) коррелируют с приведенными результатами рентгеновских исследований. Максимальную твердость имеют участки с наивысшей плотностью хаотически расположенных дислокаций, минимальную — участки, на которых дислокации выстраиваются в стенки, и формируются субграницы.

Отсюда можно сделать вывод, что изменение скорости сварки существенно (на порядки) способно менять плотность дислокаций в металле сварного шва, тем самым определяя наследование

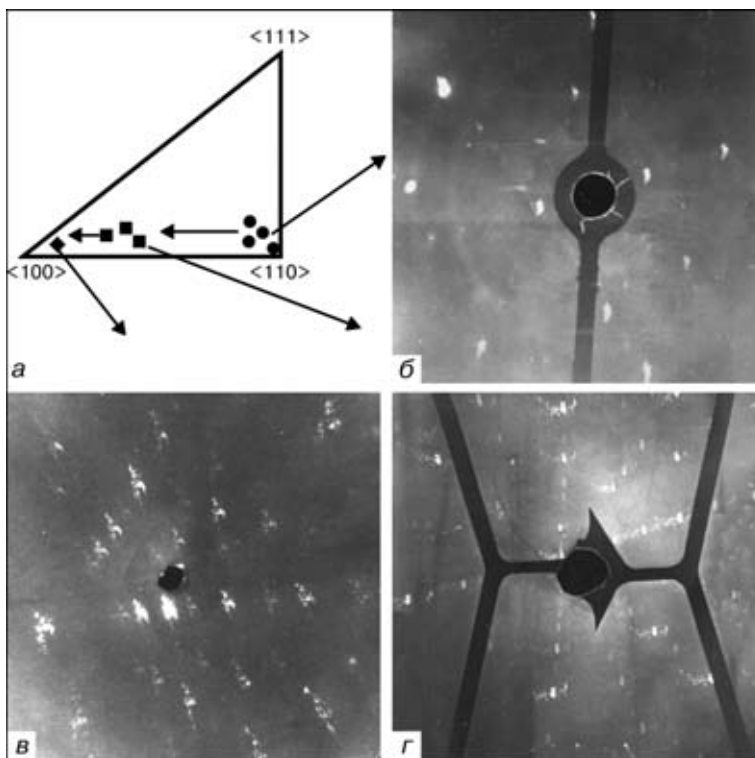


Рис. 6. Стереографическая проекция (а) и эпиграммы (б-г) ориентаций кристаллов ниобия, демонстрирующие изменение направления их роста в зависимости от скорости движения расплавленной ванны: б — 2,8; в — 3,6; г — 5,6 мм/с

структурой сварного шва исходного основного металла. Увеличение скорости сварки образцов, у которых на поверхности стыка преобладают плотноупакованные кристаллографические плоскости типа [100], [110], приводит к получению наименее искаженных структур металла шва. Для поверхностей с менее плотноупакованными кристаллографическими плоскостями типа [111] и близкими к ним аналогичных результатов достигают при снижении скорости сварки.

Следует подчеркнуть, что полученные результаты нельзя воспринимать обособленно и отделять влияние кристаллографической ориентации от влияния условий и режимов сварки. С последним и связан разброс полученных данных. Изменение условий и режимов сварки, особенно отличающихся от оптимальных, может привести к значительному разбросу данных и степени зависимости структурного совершенства от этих параметров. В каждом конкретном случае необходима детальная конкретизация условий кристаллизации, особенно скорости, а еще больше — исходной кристаллографической ориентации в момент зарождения кристалла (начальная стадия кристаллизации).

Результаты выполненных исследований помогают определять пути получения сварных соединений как монокристаллов, так и текстурированных и поликристаллических металлов с минимальным искажением исходной структуры и нужными свойствами.

Таким образом, рентгеновские и металлографические исследования подтвердили, что при сварке плавлением имеет место наследование металлом шва структурного состояния основного металла.



Степень наследования исходного структурного состояния, определяющая уровень механических свойств сварного соединения оценивается не только отклонением кристаллографической ориентации металла шва от основного металла, но и разориентацией элементов субструктуры, плотностью и распределением дислокаций.

Степень наследования определяется исходной кристаллографической ориентацией, условиями и режимами сварки. При благоприятном их сочетании отклонение кристаллографической ориентации металла шва от исходной не превышает 90 мрад, разориентация элементов субструктуры составляет 30...40 при 10...20 мрад для основного металла. Во всех вариантах исследованной кристаллографической ориентации и режимов сварки зафиксирован рост плотности дислокаций (на порядок и более) в металле шва и их разное распределение.

Выявленные особенности наследования объясняются соответствием скорости кристаллизации и скорости преимущественного роста для определенной кристаллографической ориентации. Изменение характеристик наследования по сечению сварного шва объясняется изменением скорости кристаллизации.

Для каждой кристаллографической ориентации свариваемых кромок существуют режимы и условия сварки, при которых имеет место минимальное искажение исходного структурного состояния. Для удовлетворительного наследования структуры свариваемых кромок металлом шва, в текстуре которых преобладают менее плотноупакованные кристаллографические плоскости типа (111), (112), нужны меньшие скорости сварки и подогрев и, наоборот, для плотноупакованных (100), (110) плоскостей поверхности сплавления лучшие результаты могут быть получены при повышенных скоростях сварки.

Crystallographic texture and microstructure of fusion welded joints have been studied. Criteria have been selected for evaluation of the degree of inheritance of a structural state of the initial metal by the weld metal. Factors determining the degree of such inheritance have been established, and conditions for a minimum distortion of the structural state have been determined.

1. *Петров Г. Л., Тумарев А. С.* Теория сварочных процессов. — М.: Высш. шк., 1977. — 392 с.
2. *Металлургия и технология сварки тугоплавких металлов и сплавов на их основе* / Под ред. С. М. Гуревича. — Киев: Наук. думка, 1982. — 285 с.
3. *Трефилов В. И., Мильман Ю. В., Фирстов С. А.* Физические основы прочности тугоплавких металлов. — Киев: Наук. думка, 1975. — 315 с.
4. *Вайнгард Д.* Введение в физику кристаллизации металлов. — М.: Мир, 1967. — 160 с.
5. *Чалмерс Б.* Теория затвердевания. — М.: Metallurgy, 1968. — 289 с.
6. *Савицкий Е. М., Бурханов Г. С.* Монокристаллы тугоплавких и редких металлов и сплавов. — М.: Наука, 1972. — 257 с.
7. *Теория сварочных процессов* / Под ред. В. В. Фролова. — М.: Высш. шк., 1988. — 559 с.
8. *Savage W. F., Aronson A. H.* Preferred orientation in the weld fusion zone // *Welding J.* — 1966. — **45**, № 2. — P. 85–89.
9. *Matsuda F., Hasimoto T., Senda T.* Fundamental investigation of solification structure in weld metal // *Trans. of NKJM.* — 1969. — **11**, № 1. — P. 43–49.
10. *Особенности кристаллизации и разрушения сварных соединений тонколистовых молибденовых и ниобиевых сплавов* / М. М. Нероденко, Е. П. Полищук, М. Д. Рабкина, А. Д. Васильев // *Автомат. сварка.* — 1979. — № 11. — С. 14–18.
11. *Связь кристаллографических текстур основного металла и сварочного шва на низколегированных сплавах молибдена* / М. М. Нероденко, Е. П. Полищук, Ю. В. Мильман и др. // *Там же.* — 1978. — № 12. — С. 12–16.
12. *Пшеничников Ю. П.* Выявление тонкой структуры кристаллов. — М.: Metallurgy, 1974. — 528 с.
13. *Барбаши Р. И., Карасевская О. П., Кононенко В. А.* Исследование дислокационной структуры металлов методом качающегося кристалла // *Металлофизика.* — 1977. — Вып. 70. — С. 12–20.
14. *Кривоглаз М. А.* Дифракция рентгеновских лучей и нейтронов в неправильных кристаллах. — Киев: Наук. думка, 1983. — 407 с.
15. *Рост и дефекты металлических кристаллов* / Под ред. Д. Е. Овсиенко. — Киев: Наук. думка, 1972. — 486 с.
16. *Есин В. О.* Направление преимущественного роста кристаллов с кубической решеткой // *Физика металлов и металловедение.* — 1965. — № 20. — С. 226–230.
17. *Преимущественное направление роста тугоплавких металлов в условиях бестигельной зонной плавки* / М. В. Пикун, В. В. Шишков, Н. И. Стригина и др. // *Изв. вузов. Цвет. металлургия.* — 1973. — № 5. — С. 110–112.
18. *Прохоров Н. Н.* Физические процессы в металлах при сварке. — М.: Metallurgy, 1968. — Т. 1. — 695 с.

Поступила в редакцию 30.04.2002,
в окончательном варианте 08.07.2002