



СТРУКТУРА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ МОНОКРИСТАЛЛОВ ВОЛЬФРАМА

Акад. НАН Украины **К. А. ЮЩЕНКО**, **Б. А. ЗАДЕРИЙ**, канд. техн. наук, **С. С. КОТЕНКО**, инж.,
Е. П. ПОЛИЩУК, канд. техн. наук

(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)

Методами рентгеновской дифрактометрии и оптической металлографии изучена структура монокристалла вольфрама (99,99 мас. %), подвергнутого локальному оплавлению (сварке) электронным лучом в вакууме. Получены данные о кристаллографической ориентации различных зон сварного соединения по отношению к основному металлу. Проведена оценка плотности и распределения дислокаций в этих зонах. Обнаружено наличие зонного неоднородного многоуровневого распределения дислокаций в сварном соединении. Выявленные изменения параметров дислокационных ансамблей объясняются особенностями протекания термомодеформационного процесса при сварке.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, монокристалл, сварное соединение, рентгенографический метод, кристаллографическая ориентация, плотность дислокаций, структурные изменения

Механические свойства, служебные характеристики и качество изделий со сварными соединениями в основном определяются структурными и кристаллографическими процессами, происходящими в металле под воздействием термомодеформационного цикла сварки, связанными с изменениями фазового состава многофазных материалов [1, 2], характера текстуры и размеров зерен поликристаллических объектов [1–3], появлением зерен случайной ориентировки, нарушающей кристаллографическое совершенство монокристаллов и их дислокационную структуру [4–6]. Это в свою очередь влечет за собой образование микро- и макротрещин в различных зонах сварного соединения. Как следует из большинства публикаций, усилия исследователей направлены на определение параметров и условий сварки конкретного материала, способствующих минимальному искажению структуры металла сварного шва (СШ) по сравнению с основным металлом (ОМ), а следовательно, сохранению уровня физико-механических характеристик и служебных свойств материала. При решении этой задачи не всегда можно выявить причины и механизм фазовых и структурных изменений, ведущих к появлению микродефектов или разрушению сварного соединения, которые можно наблюдать в различных зонах сварного соединения, а именно, на поверхности сплавления, в шве или зоне термического влияния (ЗТВ). С целью исключения возмущающего воздействия фазовых превращений и высокоугловых границ зерен на формирование структуры сварных соединений при сварке первый этап

исследований проводили на монокристаллическом однофазном материале — вольфраме, для которого не характерны полиморфные и фазовые превращения во всем температурном интервале.

Поскольку при получении сварных изделий из монокристаллических материалов одной из важнейших задач является максимальное сохранение исходных характеристик и в первую очередь монокристалличности сварного изделия в целом, возникла необходимость в исследовании кристаллографических трансформаций в различных зонах сварного соединения. Выяснение динамических причин перестройки кристаллографических характеристик исходного материала под воздействием термического цикла сварки позволит не только понять механизм формирования сварного соединения с заданной кристаллографической структурой, но и обеспечит стабильность качества и физико-механических характеристик сварных конструкций.

Использование электронного луча в качестве источника нагрева и плавления позволило исключить возможность попадания в металл шва активных примесей из окружающей атмосферы и осуществлять контроль процессов нагрева, плавления и кристаллизации металла.

При исследовании структурных изменений в качестве основного выбран рентгенографический метод, отличающийся локальностью, информативностью и дающий минимальные искажения структуры при анализе.

Методики исследования. Исследования проводили на плоских образцах размером 1×10×140 мм, вырезанных из крупногабаритных (диаметром 38 мм, длиной 550 мм) монокристаллов вольфрама (99,99 мас. %) двойного электронно-лучевого переплава со стандартным содержанием примесей



($1 \cdot 10^{-3} \dots 1 \cdot 10^{-5}$ С; $1 \cdot 10^{-3} \dots 1 \cdot 10^{-5}$ О; $(5 \dots 8) \cdot 10^{-5}$ Н). Сварное соединение получали способом электронно-лучевой сварки (ЭЛС) в вакууме при остаточном давлении приблизительно 6,6 МПа, скорость сварки при подогреве материала до 300...600 °С составляла 22 мм/с. Способ подготовки кромок (их кристаллографическая ориентация, угол среза, наличие наклепанного слоя и пр.) оказывает значительное влияние на формирование и структурное состояние сварного соединения. С целью исключения этого фактора ЭЛС выполняли со сквозным проплавлением. Полученные результаты могут быть использованы при разработке технологии поверхностной обработки монокристаллов. Ширина швов составляла 2...3 мм с лицевой и 1,8...2,8 мм с обратной стороны, выбранная ориентация лицевой поверхности, поверхности сплавления и направления сварки — соответственно $[1\bar{1}0]$, $[110]$ и $[001]$ (рис. 1, 2).

Изучение структуры различных участков сварных соединений проводили на плоских образцах, вырезанных электроискровым способом параллельно поверхности условной поверхности сплавления (рис. 1). Наклепанный слой с поверхности шлифов удаляли электрополировкой. Поверхность образцов для исследований подготавливали в соответствии с традиционной методикой изготовления микрошлифов из вольфрама. Исследуемые образцы вырезали из зон материала, расположенных на различном расстоянии как в сторону ОМ, так и СШ от условной поверхности сплавления, отделяющей оплавленный металл от

неоплавленного. Исследовали следующие участки: ОМ — влиянием термомеханического цикла сварки можно пренебречь (образцы вырезаны на расстояниях 2 и 3 мм от зоны сплавления (ЗС)); ЗТВ — металл, подвергшийся в процессе сварки температурному воздействию (1,4; 1,2; 1,0; 0,4; 0,1 мм от ЗС); ЗС — расположена на расстоянии $\pm 0,02$; $\pm 0,08$ мм от условной поверхности сплавления; СШ — металл, нагревавшийся выше температуры плавления с последующей кристаллизацией в соответствии с условиями технологического процесса ЭЛС (0,02; 0,50; 1,00; 1,25 мм от поверхности сплавления в направлении литой зоны).

Рентгеновские исследования структуры образцов проводили тремя методами [7, 8]. Метод построения полюсных фигур использовали для определения кристаллографической ориентации образцов до и после ЭЛС в различных зонах сварного соединения (точность определения центра рефлекса составляет приблизительно 2°). По случайным рефлексам, которые не соответствуют основной ориентации материала, определяли наличие высокоугловых границ. Объем материала V_{ω} , выделенный этими границами из основного монокристалла, оценивали по интегральному значению интенсивности под случайными отражениями.

С помощью метода $\theta-2\theta$ изучали форму и ширину дебаевских линий, т. е. распределения интенсивности отражений вдоль дифракционного вектора $I_{q||}$.

Методом рентгеновской дифрактометрии [9–11] исследовали интенсивность рассеянного рентгеновского излучения в окрестности узлов обратной решетки в азимутальной плоскости, пер-

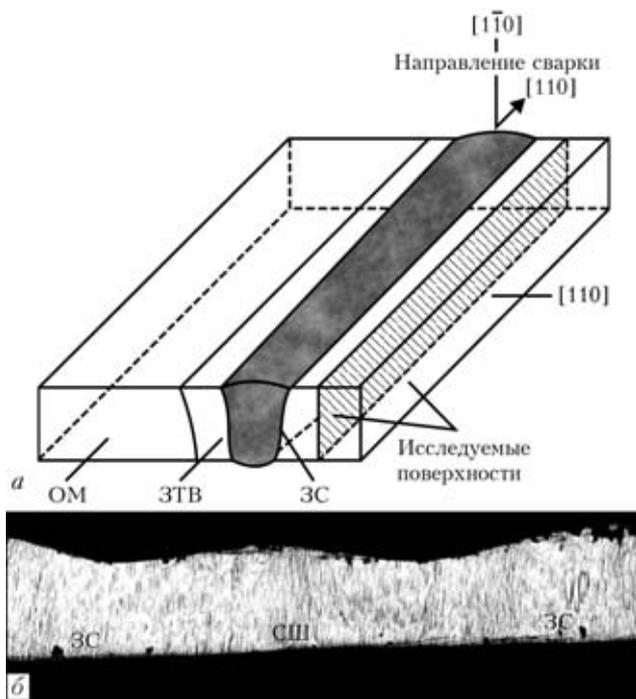


Рис. 1. Схема вырезки образца сварного соединения для металло- и рентгенографических исследований (а) и макрошлиф его поперечного сечения (б)

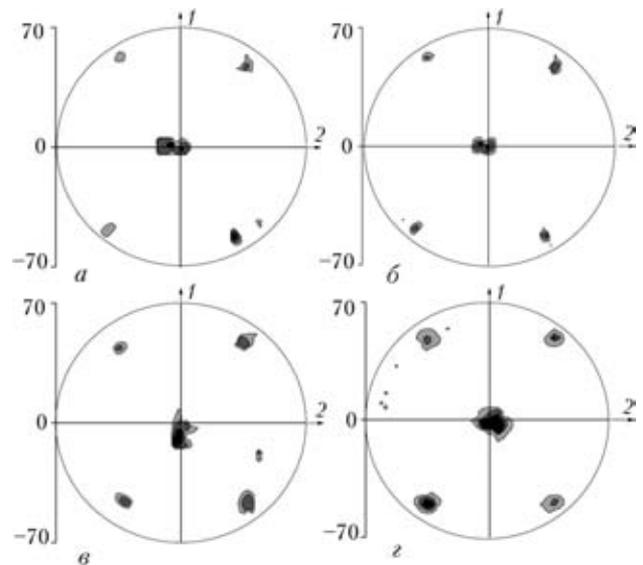


Рис. 2. Полюсные фигуры $\{110\}$ в различных зонах сварного соединения: а — ОМ; б — ЗТВ; в — ЗС; г — СШ; 1 — направление сварки; 2 — поверхность сплавления



пендикулярной дифракционному вектору $I_{q\perp}$. Этот метод дает возможность определить $I_{q\perp}$ в любом направлении в азимутальной плоскости и аналогичен методу кривых качания или ω -сканирования при выделении распределения $I_{q\perp}$ в одном из азимутальных направлений.

В рентгеновских исследованиях использовали $Cu_{K\alpha}$ -излучение с графитовым монохроматором. Площадь облучаемой области в зависимости от характера эксперимента изменяли от 0,1 до 2,0 мм². В экспериментах использовали дифрактометр «ДРОН-3М» с текстурной приставкой, что обеспечивало четырехкратную экваториальную геометрию эксперимента с движением образца вокруг трех взаимно перпендикулярных осей и детектора вокруг оси 2θ . Ходом эксперимента управляли с помощью ПК. Съемку осуществляли в пошаговом режиме; ПК накапливал данные о значении интенсивности рассеянного излучения при заданных положениях образца (точках обратного пространства). По разработанным программам строили полюсные фигуры распределения $I_{q\parallel}$ и $I_{q\perp}$. Во всех образцах исследовали одинаковые рентгеновские отражения (110), (020), (200), (211),

(21 $\bar{1}$), (121), (12 $\bar{1}$), для каждого из которых выполняли анализ формы и ширины ($\delta_{q\perp}$, $\delta_{q\parallel}$) экспериментальных рентгеновских отражений. Кроме того, для каждого образца определяли усредненные по всем рефлексам значения ширины рентгеновских отражений в направлениях максимального $\delta_{q\perp\max}$ и минимального $\delta_{q\perp\min}$ уширения. Далее приведены экспериментальные (суммарное физическое и инструментальное) значения уши-

рения рефлексов. Металлографические исследования проводили на микроскопе «OLYMPUS IX70».

Результаты исследований. На рис. 3, а видно, что на лицевой поверхности сварного соединения вдоль направления сварки имеются полосы неомогенной дислокационной структуры; такая же неоднородная зональная структура выявлена и на поверхности, перпендикулярной направлению сварки (см. рис. 1, б). Чередующиеся светлые и темные полосы фрагментированной структуры содержат более мелкие и крупные субзерна. Зоны дислокационной структуры отличаются между собой разной травимостью, размерами и четкостью границ фрагментов и субзерен. Наиболее крупные фрагменты и субзерна наблюдаются в центре СШ на стыке фронтов кристаллизации. Переход от зоны материала, не подвергнувшегося плавлению, к СШ (рис. 3) осуществляется в пределах области шириной менее 0,1 мм, которую более правильно считать зоной, а не поверхностью сплавления.

Как видно из рис. 2, для всех зон на полюсных фигурах наблюдаются крупные основные и мелкие случайные рефлексы. Положения крупных основных отражений {110} подобны имеющим место в ОМ, ЗТВ, ЗС и СШ. Кристаллографическая ориентация образцов, вырезанных из этих зон, соответствует ориентации лицевой поверхности (110), поверхности сплавления (110) и направлению сварки [001]. Таким образом, выбранный на основании ранее проведенных исследований [6] технологический режим сварки позволяет получать монокристаллическое сварное соединение. Случайные мелкие и малоинтенсивные рефлексы, не совпадающие с положениями основных рефлексов, обусловлены частично неполным совершенством исследуемого монокристалла. Объем несовершенств в материале, влияющих на появление случайных отражений, составляет приблизительно 0,01 % общего объема монокристалла ОМ. В области ЗТВ и на поверхности сплавления (см. рис. 2, б, в) объем материала, вызывающий такие отражения, составляет приблизительно 0,01 %, что соответствует данным, полу-

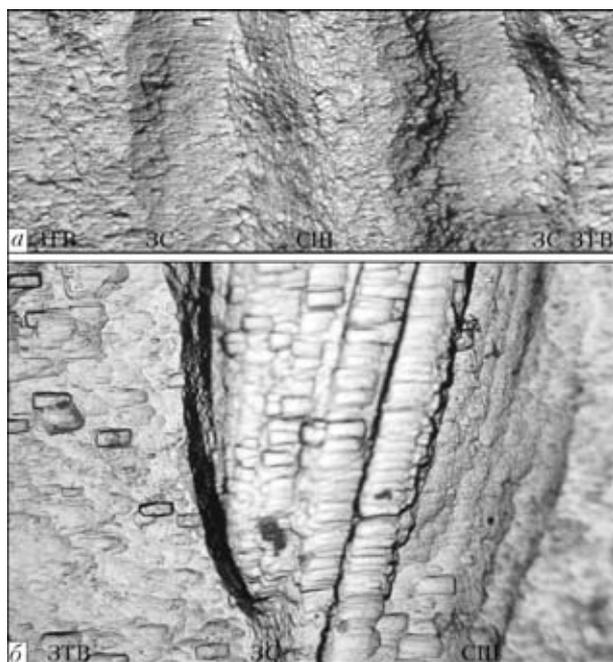


Рис. 3. Макроструктура лицевой поверхности сварного соединения: а — $\times 20$; б — $\times 50$

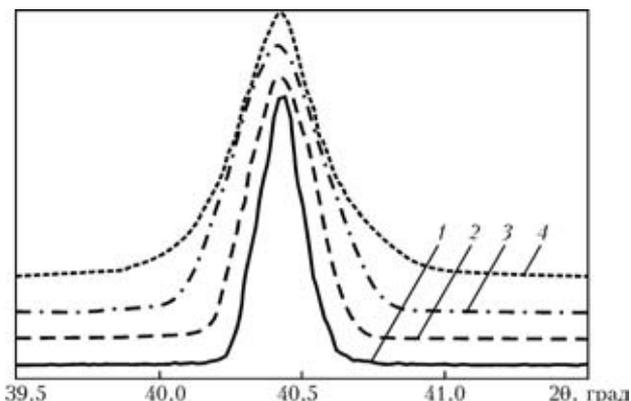


Рис. 4. Дифракционные профили $I_{q\parallel}$ отражений (110) в ОМ (1), ЗТВ (2), ЗС (3) и СШ (4)

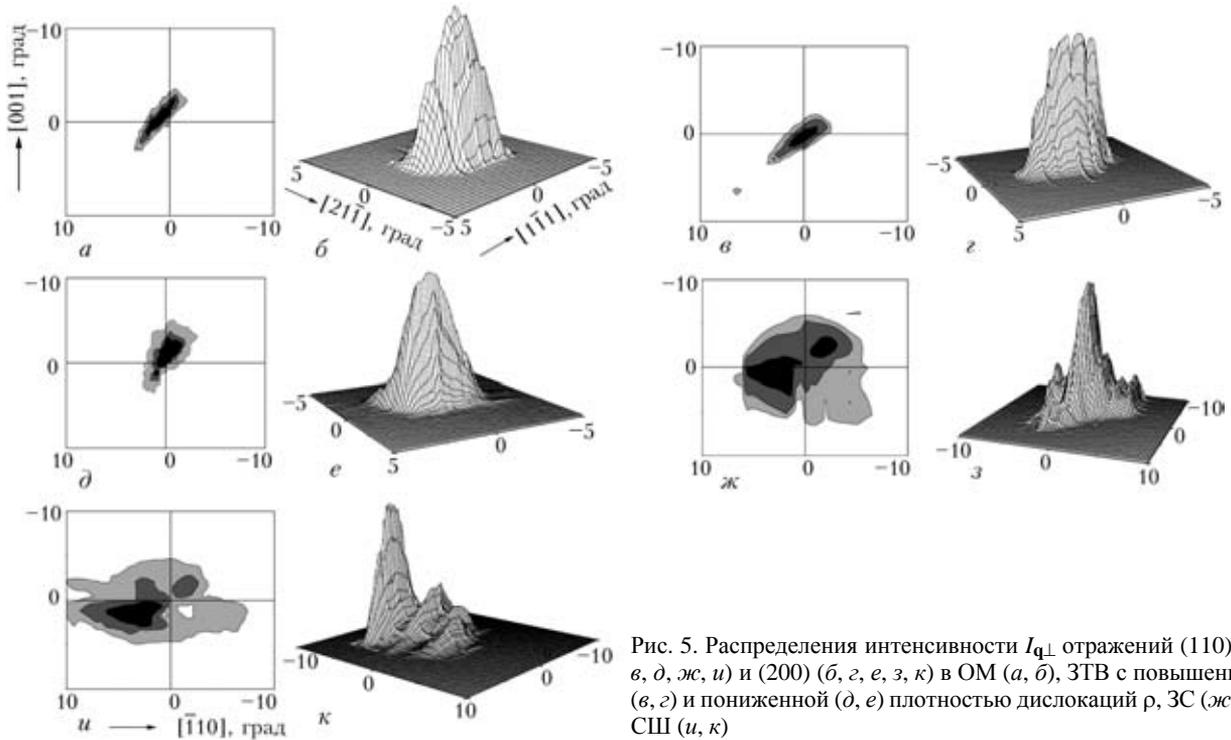


Рис. 5. Распределения интенсивности $I_{q\perp}$ отражений (110) (а, в, д, ж, и) и (200) (б, г, е, з, к) в ОМ (а, б), ЗТВ с повышенной (в, г) и пониженной (д, е) плотностью дислокаций ρ , ЗС (ж, з), СШ (и, к)

ченным для ОМ. В середине СШ (рис. 2, з) наблюдается увеличение объема несовершенных участков монокристалла (0,03...0,05 % общего объема материала), что может быть связано с наследованием металлом шва структуры участков со случайной ориентацией материала, расположенных в зоне сплавления.

Дифракционные профили $I_{q\parallel}$ отражений (110) представлены на рис. 4. Для ОМ, ЗТВ и ЗС форма распределения $I_{q\parallel}$ (рис. 4, кривые 1–3) близка к гауссовой кривой. Усредненная полуширина отражений $I_{q\parallel}$ в ЗТВ несколько возрастает (примерно в 1,1 раза) по сравнению с ОМ и более существенно (примерно в 2,5...3,0 раза) приближается

к аналогичному показателю ЗС. Форма рефлексов, полученных в центре СШ (рис. 4, кривая 4), изменяется: имеет повышение интенсивности на «хвостах» дифракционного профиля, распределение $I_{q\parallel}$ приближается к лоренцову. Полуширина распределений $I_{q\parallel}$ в СШ (0,5 мм от ЗС) и в ЗС практически одинакова (отличие составляет менее 6 %).

Характеристики распределения $I_{q\perp}$ рассмотрены на примере отражений (110) и (200). Изоинтенсивные (отражение (110)) и пространственные (отражение (200)) распределения $I_{q\perp}$ для этих рефлексов в различных зонах сварного соединения представлены на рис. 5. Значения ширины рефлексов в азимутальной плоскости для направления их максимального размытия во всех зонах сварного соединения приведены в таблице. На рис. 6 кривые 3, 4 построены на основании данных об изменении усредненной по всем рефлексам ширины отражения в направлении максимального $\delta_{q\perp\max}$ и минимального $\delta_{q\perp\min}$ азимутального размытия.

В ОМ (рис. 5, а, б) для всех исследованных отражений изоинтенсивные кривые $I_{q\perp}$ в азимутальной плоскости близки к эллиптическим. Для каждого отражения имеют место направления максимального и минимального уширения. Кристаллографический анализ направления уширения всех рефлексов показал, что разориентация элементов субструктуры в монокристалле происходит преимущественно вокруг направления, близкого к $[1\bar{1}1]$ ($[\bar{1}1\bar{1}]$). Распределения $I_{q\perp\max}$ и $I_{q\perp\min}$ для отражения (110), аналогичные кривым качения в двух различных азимутальных направлениях

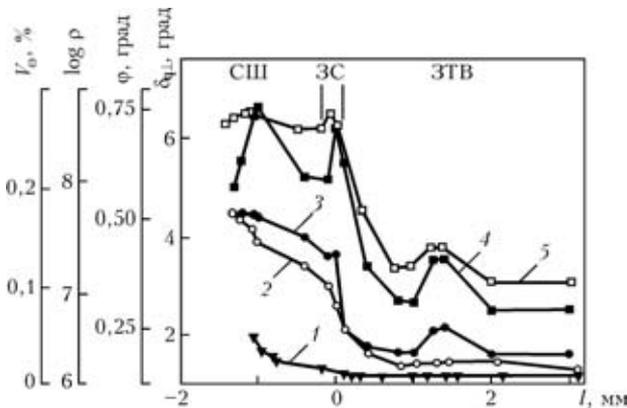


Рис. 6. Изменение экспериментальных (V_{ω} , $\delta_{q\perp\min}$, $\delta_{q\perp\max}$) и расчетных (ρ , ϕ) характеристик дислокационного ансамбля различных зон сварного соединения: 1 — объем металла V_{ω} произвольных ориентаций; 2 — средний угол ϕ разориентации фрагментов; 3, 4 — усредненное значение размытия в направлении соответственно минимального $\delta_{q\perp\min}$ и максимального уширения $\delta_{q\perp\max}$; 5 — плотность дислокаций ρ ; l — расстояние от поверхности сплавления

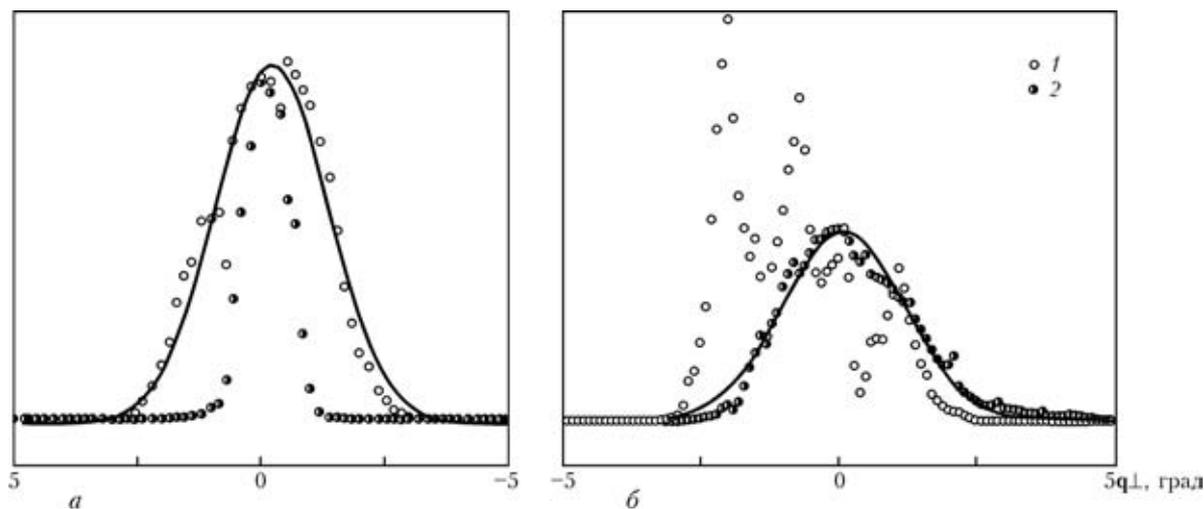


Рис. 7. Распределение интенсивности $I_{q_{\perp\max}}$ (1) и $I_{q_{\perp\min}}$ (2) отражения (200) в ОМ (а) и ЗС (б) (сплошная линия — гауссова кривая)

и типичные для ОМ, показаны на рис. 7, а. Форма распределения $I_{q_{\perp\max}}$ и $I_{q_{\perp\min}}$ для всех рефлексов близка к гауссовой кривой. При этом в направлении минимального уширения форма распределения $I_{q_{\perp\min}}$ (рис. 5, б и рис. 7, кривые 2) плавная, а в направлении максимального уширения (рис. 5, а и рис. 7, кривая 1) на профиле распределения $I_{q_{\perp\max}}$ иногда наблюдаются незначительные пики интенсивности с понижением ее значений на 4...12 % от максимального. Количество пиков интенсивности колеблется в различных отражениях и образцах от 3 до 6, а разориентация между ними составляет 0,05...0,12°.

Как видно из рис. 5, в—е, изоинтенсивные кривые $I_{q_{\perp}}$ в ЗТВ остаются близкими к эллиптическим, как и в ОМ. Сохраняется анизотропия полуширины распределений $I_{q_{\perp}}$ в различных направлениях азимутальной плоскости и направлении, вокруг которого происходит максимальный разворот рентгеновских отражений. Из таблицы и рис. 6 видно, что полуширина рефлексов в ЗТВ зависит от расстояния до ОМ. По этому параметру всю ЗТВ можно условно разделить на три участка. На первом участке ЗТВ, который следует за зоной

ОМ по направлению к ЗС, повышается полуширина распределений $I_{q_{\perp\max}}$ (рост усредненных значений составляет — приблизительно 2°) и менее интенсивно возрастает $\delta q_{\perp\min}$ (рост усредненных значений — приблизительно 1,2°). На втором участке, где область исследования перемещается ближе к ЗС, наблюдается понижение этих характеристик распределения интенсивности до значений, соответствующих ОМ, а для некоторых рефлексов и ниже. Понижение δq_{\perp} до значений меньших, чем в ОМ, вероятно, возможно из-за неоднородности исследуемой структуры. Вблизи ЗС, на третьем участке ЗТВ, полуширина отражений $I_{q_{\perp\max}}$ и $I_{q_{\perp\min}}$ снова возрастает и наиболее интенсивно для $I_{q_{\perp\max}}$. Изменения значений полуширины отражений в азимутальной плоскости сопровождаются преобразованиями формы распределений $I_{q_{\perp}}$ (см. рис. 5). Для первого участка ЗТВ с повышенной шириной отражений сохраняется гауссова форма распределения $I_{q_{\perp\min}}$ и усиливаются колебания интенсивности в направлении максимального уширения рефлексов. Для отражения (200) угловой интервал содержит пики интенсивности, составляющие около 1° (см.

Индексы плоскостей	$\delta q_{\perp\max}$ (град) в различных зонах сварного соединения								
	ОМ	ЗТВ на расстоянии от зоны сплавления, мм			ЗС	СШ на расстоянии от зоны сплавления, мм			
		1,2	1,0	0,4		0,10	0,50	1,00	1,25
(110)	2,20	3,75	2,35	3,51	5,05	5,00	8,00	7,90	5,70
(020)	2,81	4,00	3,10	3,40	6,94	5,95	5,84	6,05	5,29
(200)	3,32	3,97	2,25	3,72	6,45	5,57	5,40	5,55	5,25
(211)	2,30	3,53	2,24	3,34	6,36	5,38	8,15	6,45	6,56
($\bar{2}1\bar{1}$)	2,25	3,10	2,31	3,30	4,67	4,24	6,76	4,88	5,54
(121)	2,21	3,56	2,25	3,41	5,86	5,16	5,36	5,37	5,20
($\bar{1}2\bar{1}$)	2,25	3,14	2,42	4,02	4,71	4,67	5,70	5,41	4,93



рис. 5, з). Падение интенсивности между пиками составляет 3...19 % максимальной интенсивности, углы разориентации — 0,05...0,24°, количество пиков в направлении максимального размытия возрастает по сравнению с ОМ в 3...5 раз. Сохраняется различие между шириной рефлексов в направлениях максимального и минимального размытия. Для второй области ЗТВ с пониженной полушириной отражений распределения $I_{q\perp}$ приобретают вновь плавную форму во всех азимутальных направлениях (см. рис. 5, е). Падение интенсивности между редко наблюдаемыми пиками составляет 2...10 %, их количество уменьшается по сравнению с первой областью ЗТВ и колеблется от 2 до 5 в различных отражениях. Сохраняется разница в ширине рефлексов в направлениях максимального и минимального уширения $I_{q\perp}$. В третьей области ЗТВ, непосредственно прилегающей к ЗС, усиливаются колебания интенсивности в распределениях $I_{q\perp}$ всех рефлексов.

В ЗС полуширина распределений $I_{q\perp}$ (см. рис. 5, ж, з и рис. 6, кривые 3, 4) значительно возрастает во всех азимутальных направлениях, что ведет к сокращению разницы между ее значениями в направлении минимального и максимального уширения. Распределения $I_{q\perp\max}$ и $I_{q\perp\min}$ отражения (110) в двух различных азимутальных направлениях показаны на рис. 7, б. В ЗС характерным признаком формы отражений $I_{q\perp}$ являются хорошо выраженные колебания интенсивности. В распределениях $I_{q\perp}$ наблюдается сравнительно небольшое количество (4...12) крупных максимумов интенсивности с падением значений между пиками на 10...80 % его максимального значения. Крупные пики интенсивности довольно «гладкие», колебания интенсивности в них незначительны (4...10 %). Изоинтенсивные линии для крупных пиков принимают вид, близкий к окружностям, что существенно отличает их от аналогичных характеристик зон ОМ и ЗТВ.

Особенностью зоны металла СШ является рост полуширины отражений $I_{q\perp}$ (см. рис. 5, и, к и рис. 6, кривые 3, 4) в направлении минимального уширения, в то время, как по изменению полуширины отражений в направлении максимального уширения СШ можно разделить на три участка. В первом участке СШ, следующем за ЗС, наблюдается понижение максимальной полуширины отражения, во втором — ее рост, а в третьем, соответствующем центральной части шва, опять происходит понижение полуширины $I_{q\perp\max}$. Форма отражения в СШ характеризуется существенными колебаниями интенсивности. Падение интенсивности между крупными пиками составляет 50...80 % ее максимального значения, угол разориентации — 0,2...1,4°. В свою очередь крупные пики распределения $I_{q\perp}$ разбиты на более мелкие

(колебание интенсивности 5...15 %) с углами разориентации 0,10...0,25°.

Обсуждение результатов. Расположение основных рентгеновских рефлексов на полюсных фигурах различных участков сварного соединения свидетельствует о том, что при указанном выше технологическом режиме ЭЛС формируется монокристаллическое сварное соединение. Объем металла, в котором происходит нарушение монокристаллической структуры, не превышает 0,05 % общего объема исследуемого участка сварного соединения. Как видно из рентгеновских и металлографических исследований, дислокационная структура сварного соединения отличается полосовым зонным характером. Результаты рентгеновских исследований (изменение профиля и ширины рентгеновских рефлексов $I_{q\parallel}$ и $I_{q\perp}$) могут быть интерпретированы с позиций теории рассеяния рентгеновских лучей кристаллами, содержащими дислокации. Из работы [10] следует, что вид распределений $I_{q\perp}$ и $I_{q\parallel}$ определяется параметрами дислокационных ансамблей. Причем гауссово распределение интенсивности рентгеновского отражения вдоль дифракционного вектора и в азимутальной плоскости имеет место в том случае, когда ансамбли дислокации не создают дальнедействующих полей напряжений. Ширина отражений определяется выражениями:

$$\delta_{q\perp} \sim \varphi_1(\mathbf{b}, \mathbf{t}, \mathbf{q})\sqrt{\rho} \text{ и } \delta_{q\parallel} \sim \psi_1\sqrt{\rho} \operatorname{tg} \theta,$$

где θ — брэгговский угол; φ и ψ — ориентационные факторы, отражающие взаимные положения дислокаций с направлением вектора Бюргера \mathbf{b} , линией дислокации \mathbf{t} , дифракционного вектора \mathbf{G} ($\mathbf{q} = \mathbf{G}/|G|$).

Ориентационный фактор φ задает ширину рефлексов в азимутальной плоскости и определяет возможную их анизотропию. Например, для кристаллов, содержащих винтовые дислокации, изоинтенсивные кривые в азимутальной плоскости представляют собой окружности, а для кристаллов, содержащих краевые дислокации — эллипсы; при этом φ определяет ширину этих распределений. Структуры с гауссовыми распределениями $I_{q\perp}$ и $I_{q\parallel}$ характеризуются равной вероятностью дислокаций с противоположными ($+\mathbf{b}$ и $-\mathbf{b}$) векторами Бюргера и их хаотическим распределением или группированием в стенки по типу ячеистых.

Дислокационные структуры с дальнедействующими полями напряжений приводят к лоренцевой форме кривых $I_{q\parallel}$ и гауссовой $I_{q\perp}$ ($\delta_{q\perp} \sim \varphi_2(\mathbf{b}, \mathbf{t}, \mathbf{q})\varpi/D$, $\delta_{q\parallel} \sim \psi_2 D \sec \theta$, где ϖ — угол разориентации дислокационной стенки; D — среднее расстояние между стенками). Примером таких дислокационных ансамблей являются структуры с полигональными стенками. Постоянное значе-



ние распределения интенсивности $I_{q\perp}$ наблюдается, когда в кристалле есть избыток дислокаций одного знака ($\rho+$) (т. е. количество дислокаций с вектором Бюргера $+\mathbf{b}$ и $-\mathbf{b}$ не равно):

$$\delta_{q\perp} \sim \varphi_3(\mathbf{b}, \mathbf{t}, \mathbf{q})\rho+, \delta_{q\parallel} \sim \varphi_3\sqrt{\rho} \operatorname{tg} \theta.$$

Многопиковые или асимметричные кривые $I_{q\perp}$ возникают в случае, когда дислокационный ансамбль представляет собой существенно неоднородную, разориентированную, многоуровневую структуру, например, состоит из крупных фрагментов, разделенных между собой границами, которые содержат более мелкие блоки и (или) дислокации, а размеры фрагментов соизмеримы с площадью облучаемой области (например, классическая модель [12–14]). В таких многоуровневых дислокационных структурах не выполняется усреднение по всем параметрам статистического дислокационного ансамбля, требуемое в работе [15], что и вызывает пики (асимметрию) интенсивности в распределениях $I_{q\perp}$ (а иногда $I_{q\parallel}$). Форма распределения $I_{q\perp}$ существенно зависит от соотношения размеров и углов разориентации крупных фрагментов и блоков. В этом случае для оценки параметров структуры дислокационного ансамбля используют численные методы [16–20].

С учетом изложенных выше теоретических предпосылок, а также наличия в ОМ гауссового распределения $I_{q\parallel}$, $I_{q\perp}$ с незначительными пиками интенсивности в одном из азимутальных направлений и результатов оптической металлографии можно заключить, что дислокационная структура исходного монокристалла преимущественно состоит из хаотически расположенных краевых дислокаций с направлениями векторов Бюргера $[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ ($[\bar{1}11]$). Усредненная полуширина распределения (около $2,5^\circ$) в условиях эксперимента соответствует плотности дислокаций приблизительно $1 \cdot 10^7 \text{ см}^{-2}$, а незначительные пики интенсивности — субграницам со средним углом разориентации приблизительно $0,1^\circ$. В структуре ОМ встречаются единичные высокоугловые границы. Таким образом, ОМ соответствует характерному строению крупногабаритных металлических монокристаллов, полученных двойным электронно-лучевым переплавом.

В ЗТВ на расстоянии 1,1...1,6 мм от ЗС наблюдается первый максимум значений $\delta I_{q\parallel}$ и $\delta I_{q\perp}$. Гауссова форма распределений $I_{q\parallel}$ и $I_{q\perp \min}$, увеличение количества числа пиков и незначительные колебания интенсивности $I_{q\perp \max}$ вместе с микроструктурными исследованиями позволяют считать, что в этой области ЗТВ формируются дислокационные границы ячеистого типа без дальнедействующих полей напряжений, разориентировка которых создается за счет сплетения дислокаций разного знака. По сравнению с ОМ ус-

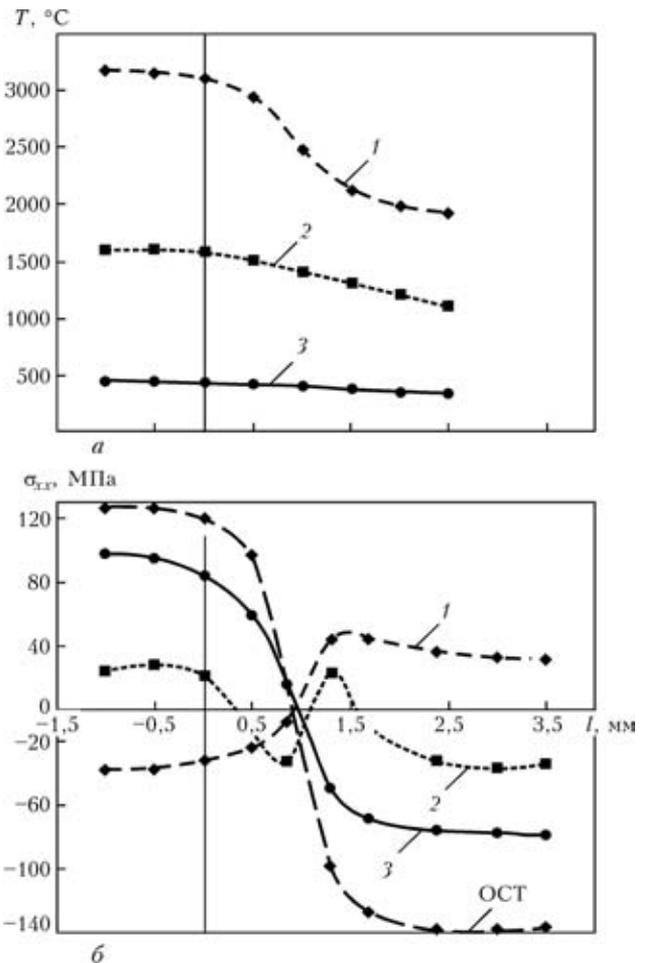


Рис. 8. Расчетная оценка изменения температуры T (а) и распределения напряжений σ_{xx} (б) в поперечном сечении сварного соединения монокристалла вольфрама толщиной 1 мм после прохождения источника плавления в течение 1 (1), 3 (2) и 15 с (3)

редненная полуширина отражений увеличивается на $1,1^\circ$, а плотность дислокаций — в 4...5 раз, средний угол разориентации субграниц составляет приблизительно $0,151^\circ$. На расстоянии 0,4...0,9 мм от ЗС, а именно, ближе к СШ, плотность дислокаций понижается до исходного значения, а характер распределения их в структуре монокристалла близок к хаотическому. Понижение плотности дислокаций в ЗТВ и последующее ее повышение как в области, расположенной дальше, так и ближе к ЗС, связано с особенностями напряженно-деформированного состояния ЗТВ. На рис. 8 приведена расчетная оценка изменения температуры и распределения сварочных напряжений по разным зонам сварного соединения*. ЗС делит сварное соединение на сравнительно низкотемпературную (ЗТВ) и высокотемпературную (СШ) области формирования структуры. В низкотемпературной области преобладают сжимающие напряжения, а в высокотемпературной — растягиваю-

* Расчеты выполнены канд. физ.-мат. наук Е. А. Великоиваненко (ИЭС им. Е. О. Патона).



щие. Соотношение между значениями этих напряжений и размерами указанных областей зависит от режимов сварки. В ЗТВ существует область с напряжениями, имеющими значения, близкие к нулю, здесь сжимающие напряжения переходят в растягивающие. Быстрый нагрев узкой зоны в месте сварки до температуры плавления $T_{пл}$ с последующим выравниванием последней приблизительно до $0,4T_{пл}$ по всему сечению соединения обеспечивает релаксацию напряжений в переходной области и формирование дислокационного ансамбля с параметрами, близкими к ОМ.

Следующий максимум $\delta_{q\parallel}$ и $\delta_{q\perp}$ наблюдается в ЗС. Рост значений $\delta_{q\parallel}$ и $\delta_{q\perp}$ сопровождается уменьшением анизотропии ширины распределений $I_{q\perp}$. В соответствии с влиянием ориентационного фактора на характер изоинтенсивных линий в азимутальной плоскости уменьшение анизотропии уширения рефлексов при увеличении их полуширины связано с ростом плотности дислокаций ряда систем скольжения с векторами Бюргерса ($[111]$, $[11\bar{1}]$). Иными словами, изменение формы изоинтенсивных линий $I_{q\perp}$ происходит за счет изменения напряженного состояния ЗС по сравнению с ЗТВ, что вызывает рост значений фактора Шмида [21] в большем количестве систем скольжения, чем в ЗТВ. Увеличение плотности дислокаций ряда систем скольжения без преобладания какой-либо из них, указывает на симметрию напряженного состояния. Многопиковые распределения $I_{q\perp}$ и микроскопические исследования показали формирование субзеренной структуры со средними углами разориентации около $0,3^\circ$, усредненное значение $\delta_{q\perp, \max}$ возросло по сравнению с ОМ приблизительно на $3,3^\circ$, а суммарная плотность дислокаций в ЗС по сравнению с ОМ — приблизительно в 50 раз ($5 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$).

В СШ неоднородный полосовой характер дислокационной структуры сохраняется. Неоднородность его структуры, как и в других зонах сварного соединения, наблюдается в направлении, перпендикулярном ЗС. Режимы ЭЛС, определяющие характер напряженно-деформированного состояния и время пребывания в области высоких температур разных участков СШ и являются факторами, от которых зависит полосовой характер дислокационной структуры. За пределами ЗС $\delta_{q\perp}$ сначала уменьшается (усредненное значение около 1°), затем возрастает примерно на $1,3^\circ$ и вновь уменьшается в центре СШ приблизительно на $2,3^\circ$ по сравнению с ЗС. В СШ анизотропия уширения в различных азимутальных направлениях еще меньше, чем в ЗС, а в центре СШ усредненные значения уширений в различных азимутальных направлениях равны, что означает близость значений продольных и поперечных напряжений. Форма распределения $I_{q\perp}$ соответствует структуре

с четкими субграницами, средний угол разориентации между крупными фрагментами субструктуры составляет около $0,50^\circ$, а между субзернами — около $0,15^\circ$. Форма распределения $I_{q\parallel}$ имеет вид лоренцовой кривой, что также отражает изменение характера дислокационного ансамбля по сравнению с ЗТВ и ЗС. Значительная фрагментация рентгеновских рефлексов в азимутальной плоскости и результаты микроскопических исследований позволяют классифицировать дислокационную структуру в центре СШ как хорошо полигонизованную. В ней преобладают субграницы с дальнедействующими полями напряжений типа полигональных стенок. В этой части шва релаксационные процессы доминируют, а плотность дислокаций снижается.

Вероятно, выявленные особенности субструктуры сварного соединения обуславливают волнообразный характер распределения примесей внедрения, исследованный авторами ранее [19].

В заключение следует отметить, что распределение интенсивности рентгеновских рефлексов $I_{q\perp}$, $I_{q\parallel}$, которые зависят от плотности дислокаций, характера их расположения и других параметров дислокационного ансамбля, позволяют оценить релаксационные процессы, происходящие в различных зонах сварного соединения, и прогнозировать качество зон сварных соединений монокристаллов.

Выводы

1. С помощью рентгеновских и металлографических методов изучено совершенство структуры различных зон сварного соединения монокристаллов вольфрама. Показано, что при использовании ЭЛС возможно получение сварных соединений с сохранением монокристаллической структуры основного металла.

2. Сварное монокристаллическое соединение характеризуется полосовой неоднородной дислокационной структурой, в которой плотность дислокаций неравномерно изменяется от ОМ к центру СШ, что связано с неоднородностью сварочных термомодеформационных полей. В ЗТВ, ЗС и СШ наблюдаются участки с более высокой плотностью дислокаций, чем на близлежащих участках сварного соединения. Значения плотности дислокаций в этих участках определяются режимом ЭЛС.

3. Монокристаллическая структура сварного соединения характеризуется изотропным уширением рентгеновских рефлексов в азимутальной плоскости, что свидетельствует о наличии объемно-напряженного состояния. При этом формируется многоуровневая дислокационная структура, основным признаком которой является образование полигональных границ.



1. *Петров Г. Л., Тумарев А. С.* Теория сварочных процессов. — М.: Высш. шк., 1977. — 392 с.
2. *Структура, текстура и механические свойства деформированных сплавов молибдена / В. И. Трефилов, Ю. В. Мильман, Р. К. Иваненко и др. / Под ред. В. И. Трефилова.* — Киев: Наук. думка, 1983. — 232 с.
3. *Связь кристаллографических текстур основного металла и сварочного шва на низколегированных сплавах молибдена / М. М. Нероденко, Е. П. Полищук, Ю. В. Мильман и др. // Автомат. сварка.* — 1978. — № 12. — С. 12–16.
4. *Особенности кристаллизации и разрушения сварных соединений тонколистовых молибденовых и ниобиевых сплавов / М. М. Нероденко, Е. П. Полищук, М. Д. Робина и др. // Там же.* — 1979. — № 11. — С. 14–18.
5. *Stray grain formation in single crystal Ni-base superalloy welds / J.-W. Park, S. S. Babu, J. M. Vitek et al. // J. Appl. Phys.* — 2003. — **94**, № 6. — P. 4203–4209.
6. *Особенности кристаллического строения сварных соединений монокристаллов / Б. А. Задерий, С. С. Котенко, Е. П. Полищук и др. // Автомат. сварка.* — 2003. — № 5. — С. 14–21.
7. *Горелик С. С., Распоргуев Л. Н., Скаков Ю. А.* Рентгенографический и электронномикроскопический анализ. — М.: Металлургия, 1970. — 92 с.
8. *Хейкер Д. М., Зевин Л. С.* Рентгеновская дифрактометрия. — М.: Физматгиз, 1963. — 380 с.
9. *Карасевская О. П.* Ориентационный рентгеновский экспериментальный метод фазового анализа поликристаллов // *Металлофизика и новейшие технологии.* — 1999. — **21**, № 8. — С. 34–39.
10. *Методические особенности рентгеновского определения параметров дислокационной структуры монокристаллов / О. П. Карасевская, В. В. Петьков, С. В. Ульшин, Е. И. Берсудский // Завод. лаб.* — 1995. — **61**, № 3. — С. 18–21.
11. *Fewster P. F.* Insight into polycrystalline materials with ultrahigh resolution and reciprocal space mapping. *Commissi-*
on on power diffraction // Microstructure of Materials. — 2000. — № 23. — P. 17–19.
12. *Wilkens M., Herz K., Mughrabi H.* An X-ray diffraction study of cyclically and of unidirectionally deformed copper single // *Z. Metallkd.* — 1980. — **71**, № 6. — S. 376–384.
13. *X-ray line-broadening study of the dislocation cell structure in deformed [001]-oriented copper single crystals / T. Ungar, H. Mughrabi, D. Ronnpagel, M. Wilkens // Asta Met.* — 1984. — № 32. — P. 333–342.
14. *Krivoglaz M. A.* X-ray and neutron diffraction in nonideal crystals. — Berlin: Springer-Verl., 1996. — 402 p.
15. *Карасевская О. П.* Многоуровневые структуры // *Металлофизика и новейшие технологии.* — 2000. — **22**, № 11. — С. 44–53.
16. *Breuer D., Klimanek P., Pantleon W. J.* X-ray determination of dislocation density and arrangement in plastically deformed copper // *J. Appl. Crystallogr.* — 2000. — № 33. — P. 1284–1294.
17. *White microbeam diffraction from distorted crystals / R. Barabash, G. E. Ice, B. C. Larson et al. // J. Appl. Phys.* — 2001. — **79**, № 6. — P. 749–751.
18. *Deformation in the heat affected zone during spot welding of a nickel-based single crystal / O. M. Barabash, S. S. Babu, S. A. David et al. // Ibid.* — 2003. — **94**, № 1. — P. 738–742.
19. *Задерий Б. А., Смян О. Д., Котенко С. С.* Распределение примесей внедрения и совершенство структуры в сварных соединениях монокристаллов // *Автомат. сварка.* — 1995. — № 4. — С. 31–36.
20. *Deformation behavior of beta-titanium alloys / O. P. Karasevskaya, O. M. Ivasishin, S. L. Semiatin, Yu. V. Matviyehuk // Mater. Sci. and Eng.* — 2003. — № A354. — P. 121–132.
21. *Шмид Е., Боас В.* Пластичность кристаллов, в особенности металлических. — М., Л.: ГОНТИ ККТП СССР, 1938. — 316 с.

Methods of X-ray analysis and optical metallography were used to study the structure of tungsten single crystal (99.99 wt. %), subjected to local melting (welding) by the electron beam in vacuum. Data were obtained on crystallographic orientation of different zones of the welded joint relative to the base material. Evaluation of the density and distribution of dislocations in these zones has been conducted. A zonal non-uniform multi-level distribution of dislocations in the welded joint is found. The found changes of parameters of the dislocation ensembles are attributed to the features of running of the thermo-deformational process in welding.

Поступила в редакцию 01.03.2005

ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОБЛЕГЧЕННЫХ СВАРНЫХ БАЛЛОНОВ

Технология разработана в ИЭС им. Е. О. Патона и направлена на решение двух приоритетных задач: снижение удельной массы и повышение эксплуатационной надежности. Новизна заключается в слоистом устройстве стенки баллонов и рациональном сочетании металлов с разными физико-механическими свойствами.

Новый подход к технологии изготовления баллонов позволяет применять металлы с высокой удельной прочностью и, следовательно, уменьшить массу изделий на 30...50 %; повысить эксплуатационную надежность путем сведения к минимуму несовершенства конструкции; сделать технологию простой и доступной для осуществления в заводских условиях. Зарубежные аналоги отсутствуют.

Контакты: 03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11, отд. № 12
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
Тел.: (38044) 529 06 90, 261 50 58
E-mail: yupeter@ukr.net