



## К ВОПРОСУ НАСЛЕДОВАНИЯ СВАРНЫМИ СОЕДИНЕНИЯМИ СТРУКТУРНО-ОРИЕНТИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

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

Рассмотрены особенности сварки плавлением текстурированных и полученных методом направленной кристаллизации поли- и монокристаллических сплавов молибдена, вольфрама и никеля. С помощью рентгеновских методов исследования получены данные о наследовании структурной и кристаллографической ориентации различных зон сварного соединения. Установлено, что при кристаллизации сварочной ванны в результате эпитаксиального роста кристаллитов металла шва от подложки (поверхности оплавленных зерен зоны сплавления) в металле шва может повторяться кристаллографическая ориентация структурных элементов исходного материала. Подтверждена принципиальная возможность сохранения в сварном соединении кристаллографической ориентации и структурного состояния, близких к основному металлу.

*Ключевые слова:* молибден, вольфрам, никелевый сплав, поликристалл, монокристалл, текстура, сварное соединение, рентгенографический метод, кристаллографическая и структурная ориентация

Структурно-ориентированные металлические материалы находят все большее применение в современной технике. При сварке плавлением таких сплавов для сохранения требуемого уровня физико-механических характеристик исходного материала уже недостаточно обычных подходов для получения сварного соединения. В этом случае в первую очередь решается задача максимального сохранения в сварном соединении структурного состояния исходного материала. Учитывая, что при однопроходной сварке относительно тонких материалов реализуется двухмерная схема кристаллизации сварочной ванны, а центрами кристаллизации являются оплавленные зерна зоны сплавления, в случае сохранения эпитаксиального роста кристаллитов сварочной ванны становится возможным наследование металлом шва кристаллографической ориентации тех зерен, с оплавленной поверхности которых начинается процесс кристаллизации.

В настоящей работе рассмотрены механизмы формирования структурного состояния сварных соединений, выполненных электронно-лучевой (ЭЛС) и гелиево-дуговой сваркой неплавящимся вольфрамовым электродом текстурированных поликристаллических молибденовых сплавов, а также никелевых сплавов, полученных методом направленной кристаллизации, монокристаллов вольфрама и никелевого сплава.

Исследуемые материалы вне зависимости от химического состава, исходного структурного состояния или фазового состава целесообразно разделить на две группы. К первой относят поликристаллические материалы, а также текстурированные поликристаллические сплавы, ко второй — мо-

нокристаллы, а также сплавы, полученные методом направленной кристаллизации. В поликристаллическом сплаве достаточно равноосные зерна имеют хаотическое распределение кристаллографических ориентировок (рис. 1, а). Такой материал практически изотропен, при этом его пластичность ниже, а предел текучести выше среднего значения этих величин для отдельных зерен [1]. Исходя из изотропности поликристаллического сплава следует, что уровень физико-механических характеристик его сварных соединений не будет зависеть от направления сварки. Если поликристаллический материал подвергнуть воздействию направленной пластической деформации (например, прокатке), то в нем сформируется определенное структурное состояние, которое может быть определено как структурная и кристаллографическая текстура (рис. 1, б). При этом под структурной текстурой понимают неодинаковое удлинение зерна вдоль направлений, различно ориентированных относительно прокатки, а под кристаллографической — формирование в плоскости листа преимущественно кристаллографических плоскостей и ориентаций. Деформированные прокаткой молибденовые сплавы, исследованные в настоящей работе, имели следующие компоненты кристаллографической текстуры:  $(001)[110]$ ,  $\{111\}\langle 112 \rangle$  и  $\langle 110 \rangle$ . Плотность дефектов текстурированных молибденовых сплавов, деформированных прокаткой, составляла  $10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Материал, полученный методом направленной кристаллизации (рис. 1, в), имеет несколько достаточно крупных кристаллитов с преимущественной кристаллографической ориентировкой, разделенных высокоугловыми границами. Этот материал представляет собой промежуточное структурное состояние между преимущественно ориентированным поликристаллом и монокристаллом. В исходном состоянии в монокристалле ни-

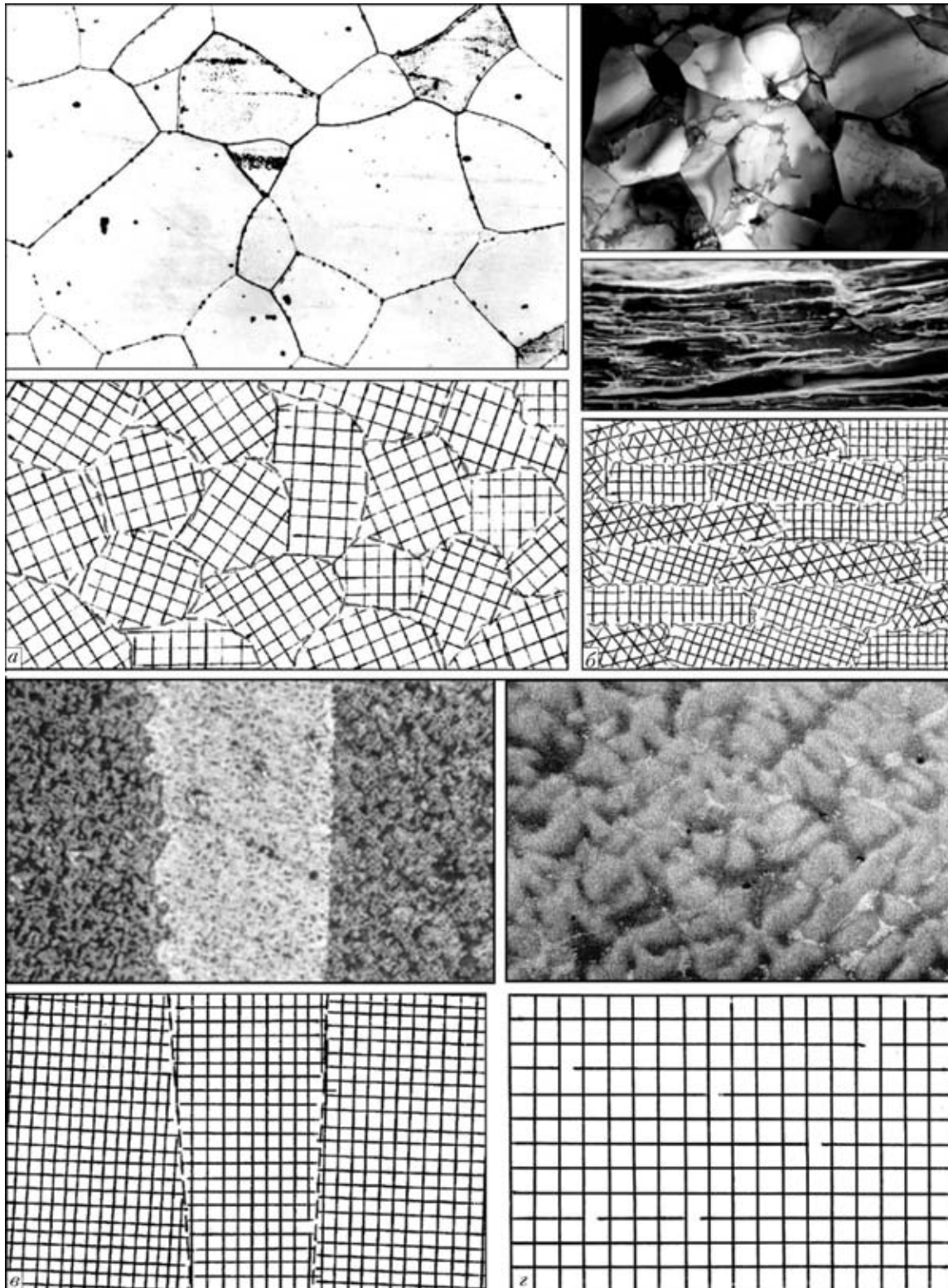


Рис. 1. Микроструктура и схематическое изображение структуры исследуемых материалов: *a* — поликристаллический молибден,  $\times 200$ ; *b* — текстурированный молибденовый сплав,  $\times 19000$ ;  $\times 500$ ; *c* — никелевый сплав, полученный методом направленной кристаллизации; *d* — монокристалл никелевого сплава,  $\times 1000$

келевого жаропрочного сплава (рис. 1, *d*) не было обнаружено четко выраженной субструктуры, плотность дислокаций кристаллической решетки не превышала  $10^6 \text{ см}^{-2}$ .

Основным методом оценки наследования металлом шва структурного состояния исходного материала выбран метод рентгеновской дифракто-

метрии. При этом рентгеновские исследования проводили тремя методиками [2, 3]. Метод построения полюсных фигур использовали для определения кристаллографической ориентации различных зон сварного соединения. При исследовании отдельных участков монокристалла, которые не соответствуют основной ориентации исходного материала, по су-

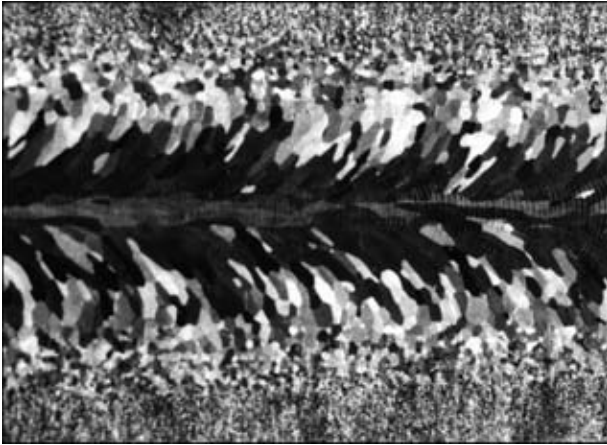
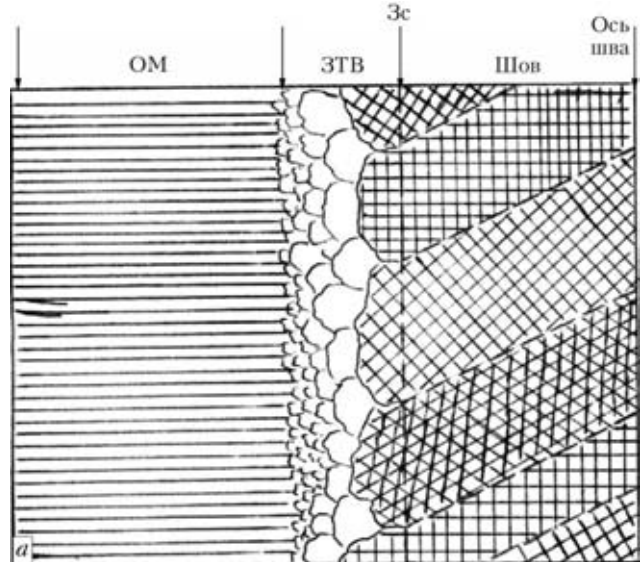


Рис. 2. Макроструктура сварного соединения поликристаллического молибдена, выполненного дуговой сваркой

уществованию случайных рефлексов определяли наличие высокоугловых границ. Объем кристалла, выделенный этими границами из основного монокристалла, оценивали по интегральному значению интенсивности под случайными отражениями. Методом  $\theta-2\theta$  изучали форму и ширину дебаевских линий, т. е. распределения интенсивности отражений вдоль дифракционного вектора  $I_{q\parallel}$ . Методом четырехокружной рентгеновской дифрактометрии [4–6] исследовали интенсивность рассеянного рентгеновского излучения в окрестности узлов обратной решетки в азимутальной плоскости, т. е. в плоскости, перпендикулярной дифракционному вектору  $I_{q\perp}$ . Этот метод дает возможность анализа  $I_{q\perp}$  в любом направлении в азимутальной плоскости и аналогичен методу кривых качения (rocking curves) или  $\omega$ -сканированию при выделении распределения  $I_{q\perp}$  в одном из азимутальных направлений.

Поскольку исходный материал сварного соединения поликристаллического молибдена, полученного при сварке неплавящимся вольфрамовым электродом в инертном газе на скорости 20 м/ч (рис. 2), имел хаотическое распределение кристаллографических ориентировок отдельных зерен, то в металле ЗТВ и шва не было обнаружено заметно выраженной преимущественной ориентации. Однако следует отметить, что рост некоторых зерен металла шва от поверхности оплавленных зерен зоны сплавления был подавлен соседними зернами, кристаллизующимися с более высокой скоростью. Кроме того, замечено, что сварные швы, полученные при высоких скоростях сварки ( $v_{св} > 70$  м/ч), в большей степени сохраняют структурное состояние исходного материала.

Структура сварного соединения низколегированного молибденового сплава ЦМ-10 (0,007 % Al и 0,002 % V), выполненного на скорости 70 м/ч, приведена рис. 3. Деформированный прокаткой молибденовый сплав в исходном состоянии содержал следующие компоненты кристаллографической текстуры:  $(001)[110]$  и  $\{111\}\langle 112\rangle$  и  $\langle 110\rangle$ . Под воздействием сварочного цикла в металле ЗТВ компонента  $(001)[110]$  трансформируется в  $(001)[130]$ , а компоненты  $\{111\}\langle 112\rangle$  и  $\langle 110\rangle$  не претерпевают изменений. Кристаллизующиеся



$(001)[110] \rightarrow (001)[130] \rightarrow (001)[130]$   
 $\{111\}\langle 110\rangle \rightarrow \{111\}\langle 110\rangle \rightarrow \{111\}\langle 110\rangle$   
 $\{111\}\langle 112\rangle \rightarrow \{111\}\langle 112\rangle \rightarrow \{111\}\langle 112\rangle$

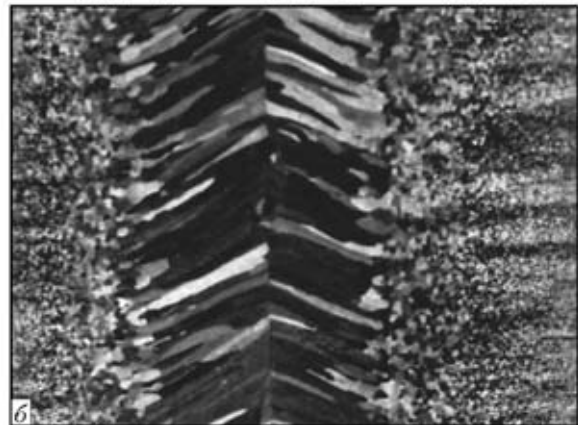


Рис. 3. Схема кристаллизации (а) и макроструктура соединения текстурированного молибденового сплава

зерна металла шва сохраняют ориентировку оплавленных зерен зоны сплавления, с поверхности которых начался их рост.

При сварке текстурированных молибденовых сплавов более высокого уровня легирования (МИ-5 с 4,5 % Re и ЦМ-12 с 0,12 % Hf и 0,10 % Zr) закономерности наследования металлом шва кристаллографических ориентировок исходного материала сохраняются. Характер кристаллографической переориентации зерен в различных участках зоны металла ЗТВ в процессе сварки представлен в таблице. Как следует из этих данных, основная компонента текстуры  $(111)[112]$  и  $[110]$  легированных молибденовых сплавов в металле ЗТВ не претерпевает существенных изменений. В то же время довольно слабая компонента текстуры деформации  $(001)[110]$  в процессе нагрева до температур, превышающих температуру рекристаллизации сплава, вырождается. Таким образом, в сплавах МИ-5 и ЦМ-12 в зону сплавления выходят зерна с кристаллографической ориентацией  $(111)[112]$  и  $[110]$ . Последующая кристаллизация металла шва с поверхности оплавленных зерен зоны сплавления сопровождается наследованием кристаллами металла шва исходных ориентировок.



Характер изменения компонент текстуры металла ЗТВ, нагретого до различных температур, К

| Сплав | Компонента текстуры | 1300       | 1500       | 1700       | 1900                     | 2100       | 2300                     |
|-------|---------------------|------------|------------|------------|--------------------------|------------|--------------------------|
| МИ-5  | (001)[110]          | (001)[110] | (001)[110] | —          | —                        | —          | —                        |
|       | (111)[112]          | (111)[112] | (111)[110] | (111)[112] | (111)[112]<br>(111)[110] | (111)[112] | (111)[112]               |
| ЦМ-12 | (001)[110]          | (001)[110] | (001)[110] | (001)[110] | (001)[110]               | —          | —                        |
|       | (111)[112]          | (112)[110] | (112)[110] | (112)[110] | (111)[110]               | (111)[112] | (111)[112]<br>(111)[110] |

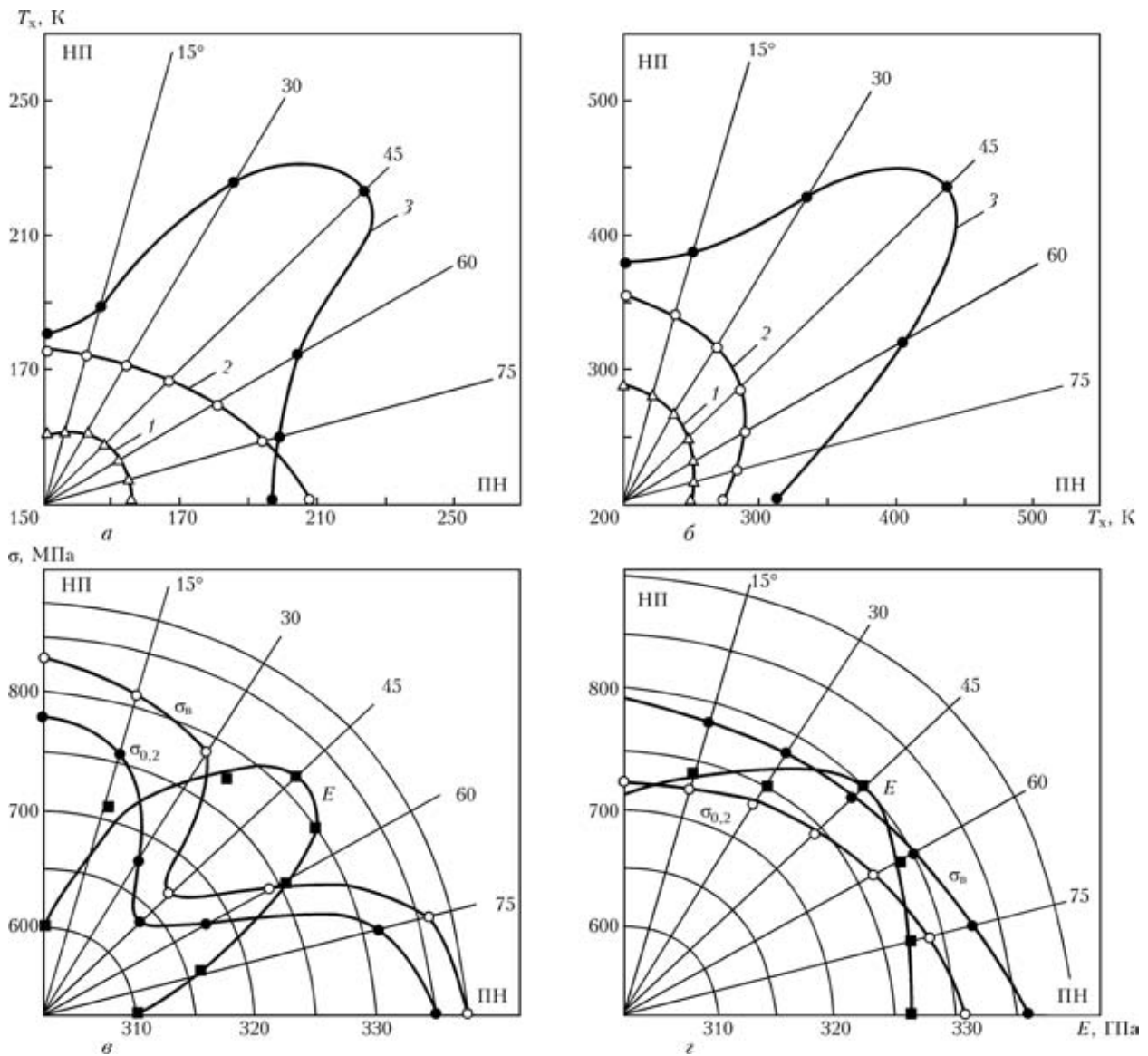


Рис. 4. Зависимость температуры хладноломкости (а, б) и характеристик прочности (в, г) основного металла (а, в, г) и сварного соединения (б) от угла вырезки образцов и направления сварки: а, б: 1 – сплав МИ-5; 2 – ЦМ-10; 3 – ЦМ-12; в, г – соответственно сплав ЦМ-10 и ЦМ-12; НП – направление прокатки (ПН – поперечное направление)

Направление формирования кристаллитов металла шва в соответствии с формой изотерм охлаждения повернуто на 20...30° от нормали к оси сварного шва. Фронту изотерм перпендикулярны направления [112] или [110], а ближайшее направление легкого роста <100> составляет сравнительно большой угол (соответственно 35 или 45°) с направлением роста кристаллитов и не лежит в плоскости листа. В этих условиях кристаллиты металла шва

наследуют кристаллографическую текстуру оплавленных зерен зоны сплавления, т. е. растут вдоль направления [112] или [110] [7, 8].

Наследование в процессе сварки кристаллической текстуры основного металла металлом шва обуславливает взаимосвязь физико-механических характеристик исходного материала и выполненного на нем сварного соединения. Из представленной зависимости на рис. 4 следует, что в случае,

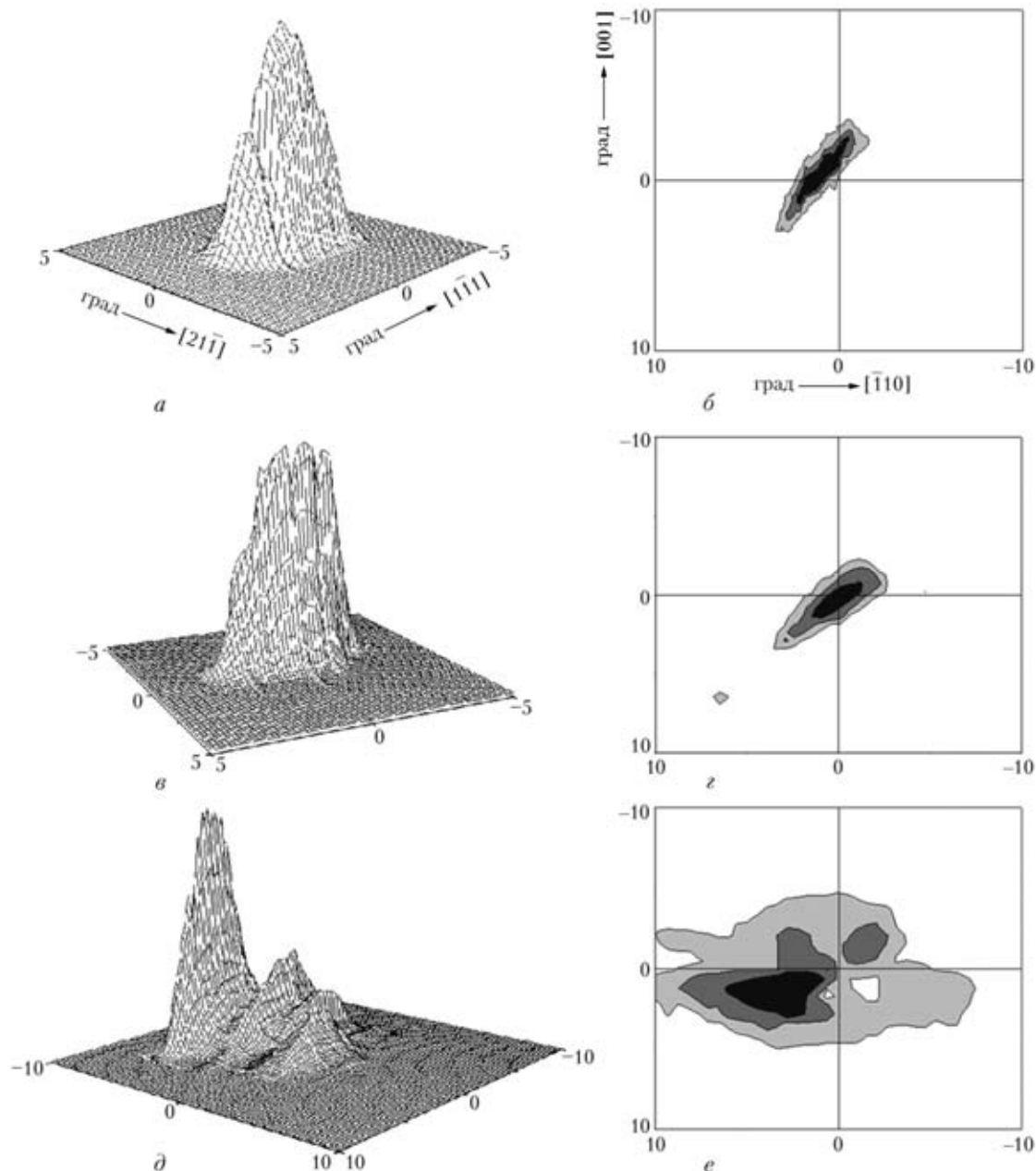


Рис. 5. Пространственное распределение интенсивности  $I$  ( $a, v, d$ ) и изоинтенсивные линии ( $b, z, e$ ) рассеянного рентгеновского излучения в азимутальной плоскости  $I_{q\perp}$  для различных зон сварного соединения монокристаллов вольфрама:  $a, b$  — основной металл;  $v, z$  — зона сплавления;  $d, e$  — центральная часть сварного шва (поверхность оплавления  $(111)$ , направление сварки  $[110]$ , рефлекс  $(222)$ ,  $v_{св} = 100$  м/ч)

когда низкотемпературная пластичность текстурированных молибденовых сплавов обусловлена в основном типом кристаллографической текстуры, а металл сварного соединения наследует кристаллографическую ориентировку исходного материала, то направлению, которому соответствует минимальная температура хладноломкости основного металла, будет соответствовать аналогичное направление в сварном соединении. Поэтому минимальная температура хладноломкости для сварных соединений, выполненных на текстурированных молибденовых сплавах, соответствует случаю, когда направление сварки составляет с направлением прокатки исходного материала угол  $90^\circ$ .

Исходный монокристалл вольфрама толщиной 1 мм, с поверхностью которого совпадала плоскость  $(111)$ , сваривали ЭЛС таким образом, что направление сварки совпадало с направлением  $[110]$ . Исходный монокристалл характеризуется однородным распределением малоугловых границ и разориентацией элементов субструктуры в облучаемой поверхности порядка  $1 \text{ мм}^2$  менее  $10 \dots 20$  мрад (рис. 5,  $a, v$ ). Исследования сварных соединений, выполненных на монокристаллах вольфрама и молибдена, выявили следующие структурные особенности металла шва. При определенных условиях сварки на монокристаллах вольфрама и молибдена возможно получение монокристаллического состо-

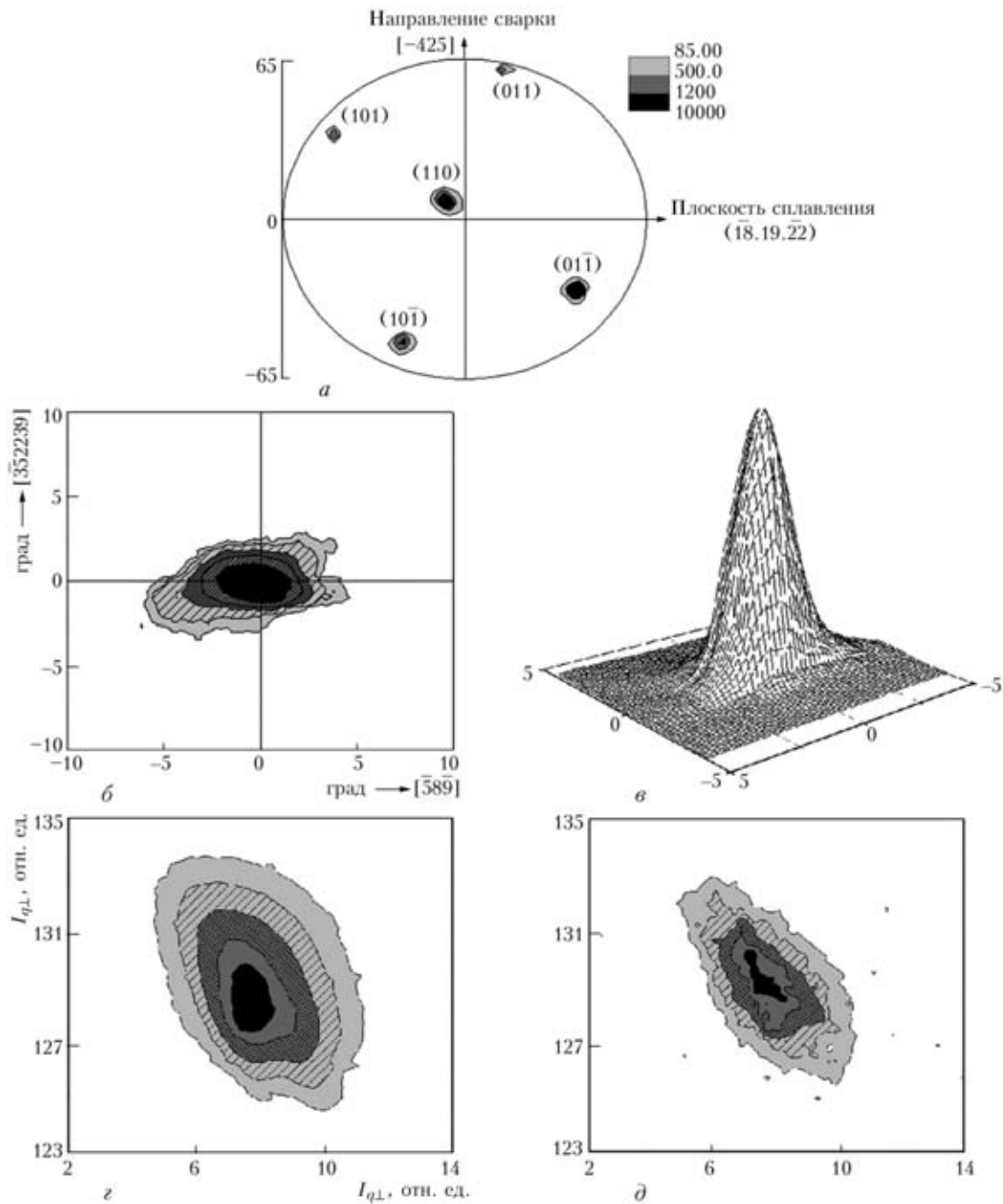


Рис. 6. Полюсная фигура {220} (а), пространственное распределение интенсивности  $I$  (в) и изоинтенсивные линии  $I_{\perp}$  (б, з, д) рассеянного рентгеновского излучения в исходном никелевом сплаве; б, в – рефлекс (331); з – (220); д

яния сварного соединения. При скоростях сварки 10...100 м/ч вне зависимости от способа (ЭЛС или гелиево-дуговая), а также ориентации поверхности сплавления и направления сварки в процессе кристаллизации сварочной ванны, однозначно прослеживается механизм наследования металлом шва кристаллографической ориентации исходного металла (рис. 5). На рентгенограммах отдельных зон сварного соединения обнаружены отклонения ориентации от исходного направления на угол 35...175 мрад. Так как угол разориентации прежде всего обусловлен точностью стыковки свариваемых кромок, которая составляла 50 мрад, а также учитывая инструментальную погрешность, установить четкую численную зависимость изменения кристаллографической ориентации металла

шва от условий сварки не представляется возможным. В то же время можно выделить основные тенденции наследования металлом сварного соединения кристаллографической ориентации в зависимости от режимов и параметров сварки. При сварке монокристаллов с плоскостью (111) и направлении сварки вдоль направления <112> хорошее наследование монокристалличности наблюдается для небольших скоростей ( $v_{св} = 10$  м/ч). В этом случае при разориентировке элементов субструктуры основного металла на уровне 20...30 мрад отклонение в ориентации отдельных участков ЗТВ и металла шва в центральной его части составляло угол 30...50 мрад. Снижение скорости сварки до 3 м/ч повышает совершенство монокристаллической структуры сварного соединения и уменьшает

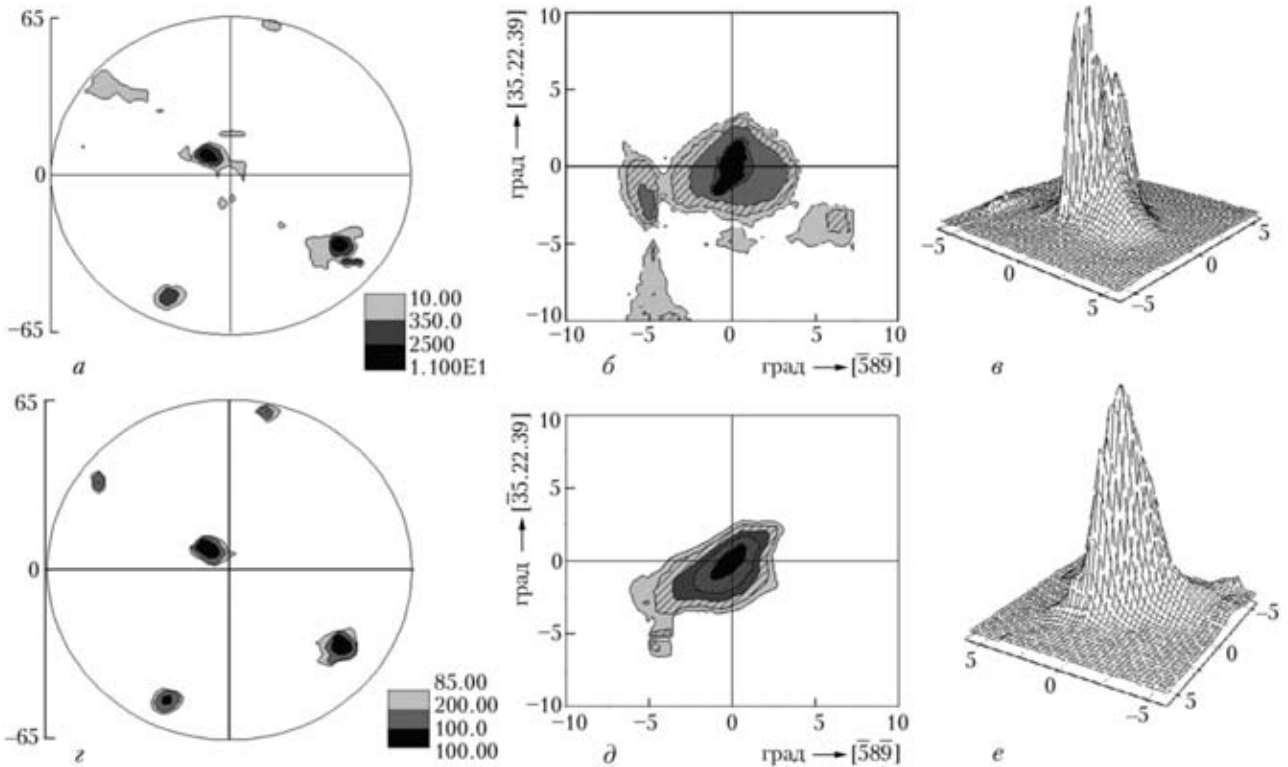


Рис. 7. Полюсные фигуры {220} (а, з), пространственное распределение интенсивности  $I$  (в, е) отражения (331) и изоинтенсивные линии  $I_{q\perp}$  (б, д) рассеянного рентгеновского излучения в азимутальной плоскости металла шва никелевого сплава; а, б, в — длина шва выполненного на скорости 40 м/ч; з, д, е — то же, но при 20 м/ч

плотность дефектов кристаллической решетки. Разориентация элементов субструктуры в центре сварного шва, полученного на монокристалле (001) [110] на скорости 10 м/ч, достигает 110...140 мрад. В отличие от предыдущего случая при сварке монокристалла данной ориентировки увеличение скорости сварки сопровождается ростом совершенства монокристалличности сварного соединения.

Анализ полученных результатов при ЭЛС монокристаллов вольфрама показывает, что оптимальные результаты получены на монокристаллах со свариваемой поверхностью (111) на малых скоростях сварки. Для ориентации поверхности сплавления {112} не удалось получить швы со структурой, близкой к структуре свариваемого монокристалла. Таким образом, можно сделать вывод, что в случае сварки монокристаллов вольфрама для каждой исходной кристаллографической ориентации существуют свои оптимальные режимы и условия сварки, позволяющие получить наиболее совершенную наследственную структуру сварного соединения.

Электронно-лучевую сварку монокристаллических образцов жаропрочного никелевого сплава осуществляли таким образом, чтобы ее направление не совпадало с осями высокой симметрии. На полюсных фигурах {220}, приведенных на рис. 6, 7, наблюдаются только отражения, соответствующие монокристаллической структуре исходного кристалла. При ЭЛС монокристаллов никелевых сплавов в сварном соединении, как правило, сохраняется монокристаллическая структура исходного сплава (рис. 7, а, з). Однако при определенных условиях сварки в металле шва может

образовываться значительное количество зерен (рис. 8), имеющих отличную от исходного материала кристаллографическую ориентацию. Интенсивное формирование последних вызывает, как правило, увеличение скорости сварки. Нарушение монокристалличности может быть связано с двумя процессами — потерей устойчивости на фронте кристаллизации и фрагментацией материала, если в нем создается неоднородная дислокационная структура. Распределение  $I_{q\parallel}$  и  $I_{q\perp}$  для швов, полученных на различных скоростях сварки, при которых наблюдается совпадение параметров решетки  $\gamma$  и  $\gamma'$ -фаз и положение максимумов  $I_{q\parallel}$  линий позволяют считать, что в большей части объема шва формируется структура с когерентно связанными фазовыми составляющими, а следовательно, на фронте кристаллизации обеспечиваются благоприятные условия для образования монокристаллической структуры. Уменьшение значения  $\delta_{q\parallel}$  (полуширины распределения интенсивности  $I_{q\parallel}$ ) при возрастании  $\delta_{q\perp}$  (полуширины распределения интенсивности  $I_{q\perp}$ ) в сварных швах, выполненных на высоких скоростях, связано с увеличением локальных напряжений в узкой области сварного соединения, что приводит к фрагментации кристаллитов металла шва (рис. 7, 8).

Известно, что значение и направление термических и деформационных градиентов в сварных соединениях определяются режимами сварки. Возникающие при этом сварочные напряжения при асимметричной ориентации сварочной ванны создают сдвиговые напряжения в плоскостях скольжения. Кристаллографическая асимметрия свароч-



ной ванны, определяя направление максимального термического градиента, приводит (в соответствии с фактором Шмида [9]) к различным касательным напряжениям по разные стороны от оси шва. Уровень этих напряжений, действующих в возможных системах скольжения, несмотря на то, что скорости охлаждения металла шва и форма фронта кристаллизации остаются постоянными, может существенно отличаться. Сдвиговые напряжения в плоскостях скольжения наиболее сильно разнятся в том случае, когда направление максимального температурного градиента изменяется от  $\langle 111 \rangle$  к  $\langle 100 \rangle$  или к  $\langle 110 \rangle$  (в случае, когда направлению сварки соответствует направление от  $\langle 112 \rangle$  до  $\langle 011 \rangle$ ) и менее всего — в случае его изменения между  $\langle 100 \rangle$  и  $\langle 110 \rangle$  (направление сварки вдоль  $\langle 001 \rangle$ ). Полученные экспериментально распределения интенсивности  $\delta_{q\perp}$  демонстрируют различную однородность дислокационного ансамбля в металле шва в зависимости от условия сварки. Плавные формы и изоинтенсивные кривые распределений  $\delta_{q\perp}$ , полученные при режимах на малой скорости, согласно теории [3] отражают статистическую однородность дислокационного ансамбля, т. е. наблюдается достаточное усреднение в зоне рентгеновского облучения по всем параметрам распределения дислокаций. В случае, когда это условие не выполняется, исследуемая структура представляет собой неоднородный дислокационный ансамбль со сравнительно крупной мозаичной структурой. Распределение  $\delta_{q\perp}$  представляет собой многопиковые или асимметричные кривые, что наблюдается при высоких скоростях сварки. Форма распределения  $\delta_{q\perp}$  в неоднородных дислокационных ансамблях существенно зависит от соотношения размеров и углов разориентации крупных и более мелких фрагментов и блоков, образующих эту структуру. Это позволяет по распределению  $\delta_{q\perp}$  оценивать однородность дислокационного ансамбля на различных структурных уровнях, т. е. вид распределения  $\delta_{q\perp}$  служит качественным показателем множественности систем дислокаций и их однородности распределения в материале. В неоднородно разориентированных дислокационных структурах (высокие скорости сварки) образуются локальные участки высокой скалярной плотности дислокаций. Это ведет к ускорению деформации под влиянием временных и остаточных сварочных напряжений и, как следствие, к фрагментации материала. Однородность дислокационной структуры и плотность дислокаций определяются температурно-напряженными условиями в металле шва. Их уровень обусловлен режимами сварки, при которых создаются условия относительно высокотемпературного формирования структуры при малой скорости сварки и низкотемпературный механизм ее образования при высоких скоростях сварки. Плотность дислокаций в металле шва, полученного на низких скоростях сварки ( $\Delta\delta_{q\perp} \cong 0,3 \dots 0,5^\circ$ ) соответствует увеличению плотности дислокаций в 6...8 раз по сравнению с исходным значением, а при сварке на

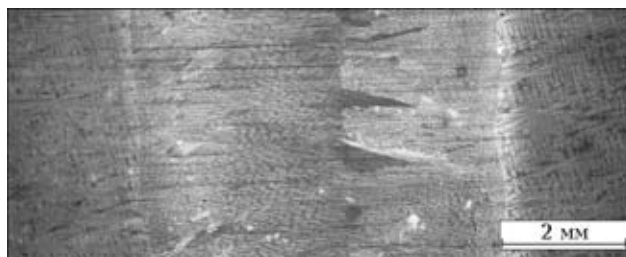


Рис. 8. Микроструктура сварного соединения монокристаллического никелевого сплава Ni-Cr-Al-W-Co (суммарное содержание алюминия, титана и ниобия

высоких скоростях плотность дислокаций возрастает в 15...20 раз.

Таким образом, напряжения в сварном шве при асимметричном расположении сварочной ванны создают разные значения плотности дислокаций в первичных и вторичных системах скольжения и определяют их распределение в металле сварного соединения. Увеличение плотности дислокаций вследствие протекания процессов полигонизации и особенности формирования субструктуры вызывают развитие неоднородных разориентировок субструктурных элементов и образование различных структурных уровней. Локально измеренная скалярная плотность дислокаций в различных участках неоднородной многоуровневой субструктуры значительно возрастает по сравнению со средней плотностью дислокаций, что ведет к фрагментации и возможному образованию дефектов в виде микронадрывов или зародышевых трещин.

## Выводы

1. При сварке плавлением структурно-ориентированных металлических материалов возможно наследование кристаллизующимся металлом шва структурной и кристаллографической ориентации исходного материала. Это обусловлено контролируемым эпитаксиальным ростом кристаллитов металла шва от оплавленной поверхности зерен зоны сплавления.
2. Для ОЦК (молибден, вольфрам) и ГЦК (никелевые сплавы) монокристаллов сохранение монокристаллической сварного соединения наблюдается, когда направление сварки совпадает с направлениями высокой симметрии свариваемого монокристалла.
3. При асимметричной ориентации сварочной ванны по разные стороны от оси сварного соединения возникают отличающиеся по значению касательные напряжения. Различие в сдвиговых напряжениях может приводить к нарушению совершенства монокристаллической структуры сварного соединения.

1. Пальме Р. Влияние текстур деформации на свойства тугоплавких металлов // Новые тугоплавкие металлические материалы. — М.: Мир, 1971. — С. 39–43.
2. Gaumann M., Bezencon C., Kurz W. Columnar to equiaxed transition in solidification processing // Sci. and Techn. of Advan. Materials. — 2001. — № 2. — P. 185–191.
3. Krivoglaз M. A. X-ray and neutron diffraction in nonideal crystals. — Berlin: Springer Verl., 1996. — 407 S.
4. Karasevskaya O. P. Orientation X-ray experimental method for phase analysis of polycrystals // Met. Phys. and Tech. — 1999. — 21, № 8. — P. 34–39.





5. *Fewster P. F.* Commission on powder diffract // Intern. union of crystallography, microstructure of materials, Newsletter, 24, Dec., 2000. — P. 17.
6. *Карасевская О. П.* Многоуровневые структуры // Металлофизика и новейшие технологии. — 2000. — 22, № 11. — С. 44–53.
7. *Структура, текстура и механические свойства деформированных сплавов молибдена* / В. И. Трефилов, Ю. В. Мильман, Р. К. Иващенко и др. / Под общ. ред. В. И. Трефилова. — Киев: Наук. думка, 1983. — 232 с.
8. *Формирование кристаллографической текстуры в металле сварных соединений молибденовых сплавов* / Б. А. Задерий, С. С. Котенко, А. Е. Маринченко и др. // Автомат. сварка. — 2002. — № 11. — С. 13–17.
9. *Шмид Е., Боас В.* Пластичность кристаллов, в особенности металлических. — М.: ГОНТИ ККП СССР, 1938. — 316 с.

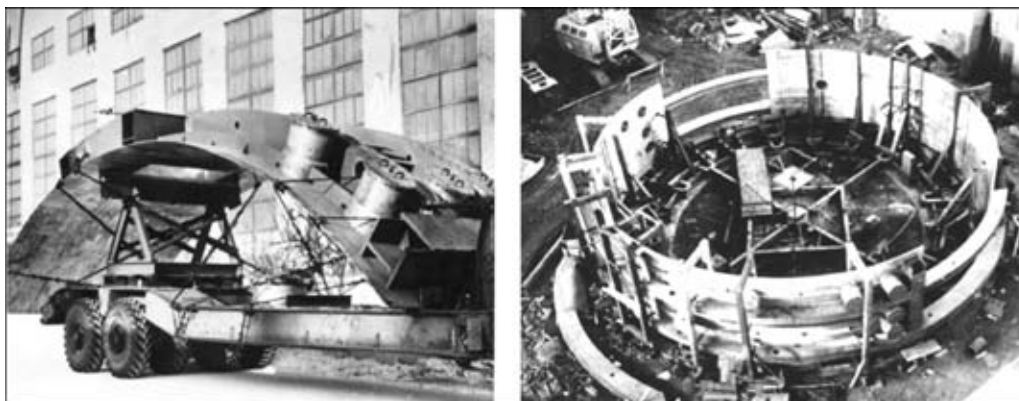
The paper deals with the features of fusion welding of textured and produced by directional solidification poly- and single-crystal alloys of molybdenum, tungsten and nickel. X-ray investigation methods were used to obtain data on inheriting the structural and crystallographic orientation in different zones of the welded joint. It is established that at weld pool solidification the epitaxial growth of weld metal crystallites from the substrate (surface of partially melted grains of the fusion zone) may result in the weld metal reproducing the crystallographic orientation of the structural elements of the initial material. Basic possibility of preservation in the welded joint of crystallographic orientation and structural condition close to that of the base metal is confirmed.

Поступила в редакцию 13.04.2005

## СВАРКА КРУПНОГАБАРИТНЫХ ИМИТАТОРОВ КОСМИЧЕСКИХ УСЛОВИЙ

*Разработана технология сварки для изготовления камеры вертикальных испытаний, представляющей собой цилиндрический сосуд диаметром 16000 мм, длиной примерно 50000 мм и объемом примерно 10000 м<sup>3</sup>. Камера предназначена для имитации космических условий и испытаний в этих условиях различных изделий в вертикальном положении. Имитатор космоса состоит из цилиндрической части, изготавливаемой из стали 03X13AG19 (ЧС-46), толщиной 20 мм, двух доннышек из стали 12X18H10T толщиной 24 мм и силового набора из стали 09Г2С толщиной до 30 мм.*

*Заготовки цилиндрической части камеры (обечайки 1/4 диаметра) изготавливали в заводских условиях вместе с силовым набором и поставляли на монтажную площадку. На монтаже вертикальные швы обечаек длиной 4000 мм выполняли ЭШС проволокой Св-05X15Н9АГ6 (ЧС-31) под флюсом АН-45. Для сварки горизонтальных швов на вертикальной плоскости при наращивании обечаек использовали электроды АНВ-24.*



*Заготовки доннышек из стали 12X18H10T сваривали в заводских условиях. Экраны, по которым пропускается жидкий гелий для имитации температур космоса, изготавливали из сплава инвар и сваривали аргонодуговым способом. Качество швов контролировали рентгеном, вакуумную плоскость — гелиевым течеискателем.*

**Назначение и область применения.** Камера вертикальных испытаний предназначена для имитации космических условий (температура, вакуум, освещенность) и испытания ракет. Разработанная технология применена при изготовлении камеры вертикальных исследований в России.

**Контакты:** 03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11  
 Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, отд. № 19  
 Тел./факс: (38044) 289 90 87, 287 10 88