

РЕНТГЕНОСТРУКТУРНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ОБЛАСТЕЙ ПЕРЕОРИЕНТАЦИИ ДЕФОРМИРОВАННЫХ $[1\bar{1}2]$ -МОНОКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ

И.В. Беспалова, *Л.А. Теплякова, *Т.С. Куницына

Казахский национальный технический университет, г. Алматы

*Томский государственный архитектурно-строительный университет, г.Томск

Методом лауэ- и эпиграмм на макроуровне изучены закономерности переориентации кристаллической решетки. Результаты сопоставлены с картиной сдвига, формирующейся на боковых гранях монокристаллов алюминия при сжатии вдоль направления $[1\bar{1}2]$.

1 Введение

В настоящее время систематические исследования пространственной организации сдвиговой деформации на макроуровне выполнены на симметрично ориентированных монокристаллах алюминия [1-5]. В этих исследованиях экспериментально установлен факт протекания макрофрагментации сдвиговой деформации практически с самого начала пластической деформации. Выявлено, что первичная макрофрагментация сдвига обусловлена неоднородностью скольжения в равнонагруженных октаэдрических плоскостях. Неоднородность развития скольжения на макроуровне является причиной появления изгибов поверхности кристалла, как правило, в стыках соседних макрофрагментов с несимметричным скольжением. Как было установлено в [6] при последующем деформировании в областях изгиба могут образовываться дискретные границы разориентации.

Появление областей изгибов в монокристаллах алюминия уже при малых степенях деформации описано, например, в [2,4]. В настоящей работе представлены результаты исследования закономерностей макрофрагментации сдвига в $[1\bar{1}2]$ -монокристаллах алюминия, формирование изгибов, а затем и областей переориентации кристаллической решетки с деформацией.

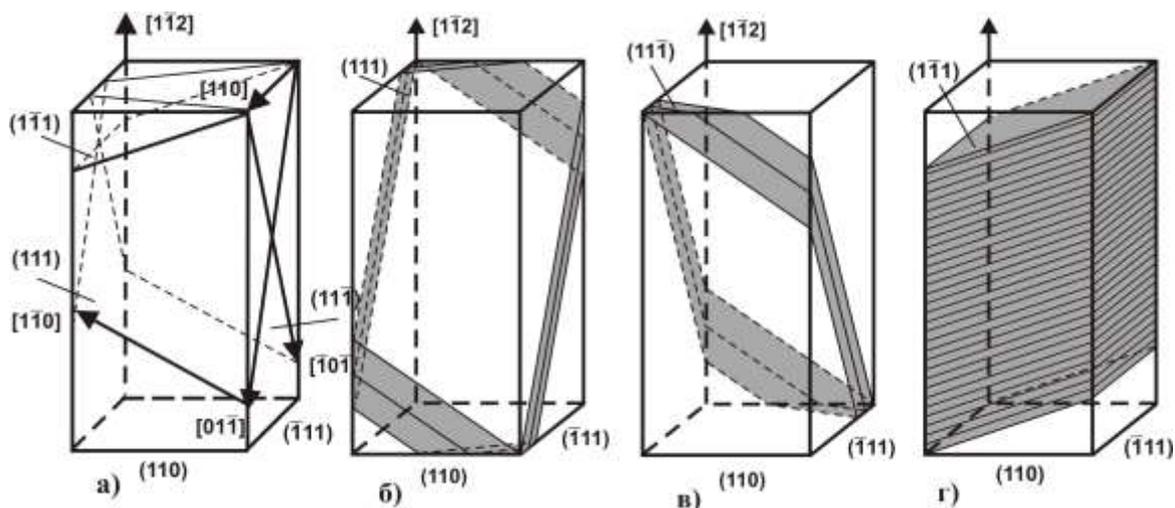


Рис. 1. Кристаллогеометрическая схема ориентации равнонагруженных октаэдрических плоскостей и направлений в $[1\bar{1}2]$ -монокристалле-(а); расположение ОСС для семейств плоскостей (111) и $(1\bar{1}1)$ -(б, в) и ООС для семейства плоскостей (110)-(г)

2 Кристаллогеометрия $[1\bar{1}2]$ -монокристаллов. Исследованные монокристаллы ориентированы для сжатия вдоль направления $[1\bar{1}2]$. Боковые грани параллельны плоскостям (110) и $(\bar{1}11)$. В этой установке монокристаллов равнонагруженными являются две октаэдрические системы скольжения (111) $[0\bar{1}1]$ и $(11\bar{1})[101]$ с факторами Шмида 0,41 (рис. 1 а). Для этих семейств плоскостей в $[1\bar{1}2]$ -монокристаллах выделяются объемы, в которых плоскости скольжения «опираются» на обе торцевые грани, т.е. *объемы стесненного сдвига* (ОСС) (рис. 1 б, в). Для семейства плоскостей $(1\bar{1}1)$ напротив выделяется объем, в котором плоскости сдвига имеют выход на все боковые грани монокристалла, т.е. *объем облегченного сдвига* (ООС) (рис. 1 г). Величина фактора Шмида для обеих систем скольжения по плоскости $(1\bar{1}1)$ составляет 0,27. И, наконец, четвертое семейство октаэдрических плоскостей параллельно двум из боковых граней образца.

3 Развитие макрофрагментации сдвига с деформацией. На рис. 2. представлены схемы картин деформационного рельефа, сформированного в результате сжатия монокристалла на двух взаимно перпендикулярных гранях (110) и $(\bar{1}11)$ после деформации на $\epsilon=0,06$ (рис. 2, а) и $\epsilon=0,13$ (рис. 2, б). С начала пластической деформации, как и можно было ожидать, сдвиг реализуется преимущественно по системам с максимальным фактором Шмида (рис. 2, а). При этой степени деформации на гранях (110) кроме следов сдвига выделяются *системы полос деформации*, а на гранях $(\bar{1}11)$ - единичные полосы. Полосы деформации это удлиненные области с повышенной плотностью следов сдвига, включающие также тонкие деформационные складки и, как правило, выделяющиеся контрастом. Последнее свидетельствует об изгибах поверхности граней в участках локализации полос.

Таким образом, из картины следов сдвига, сформировавшейся в результате пластической деформации до $\epsilon=0,06$, следует, что в $[1\bar{1}2]$ -монокристаллах алюминия также, как и в исследованных ранее монокристаллах алюминия в других кристаллогеометрических установках [1-5], развивается *макрофрагментация сдвига*. Здесь макрофрагментация связана с неоднородностью сдвига по двум равно нагруженным системам. И, кроме того, с формированием систем деформационных складок, полос деформации и областей изгиба.

Дальнейшая деформация $[1\bar{1}2]$ -монокристаллов до $\epsilon=0,13$ приводит к увеличению плотности следов сдвига по плоскостям с максимальным фактором Шмида (рис. 2, б). На гранях $(\bar{1}11)$ появляются системы деформационных складок, перпендикулярных следам сдвига по системам с $m=0,41$ (рис. 2, б). Воз-

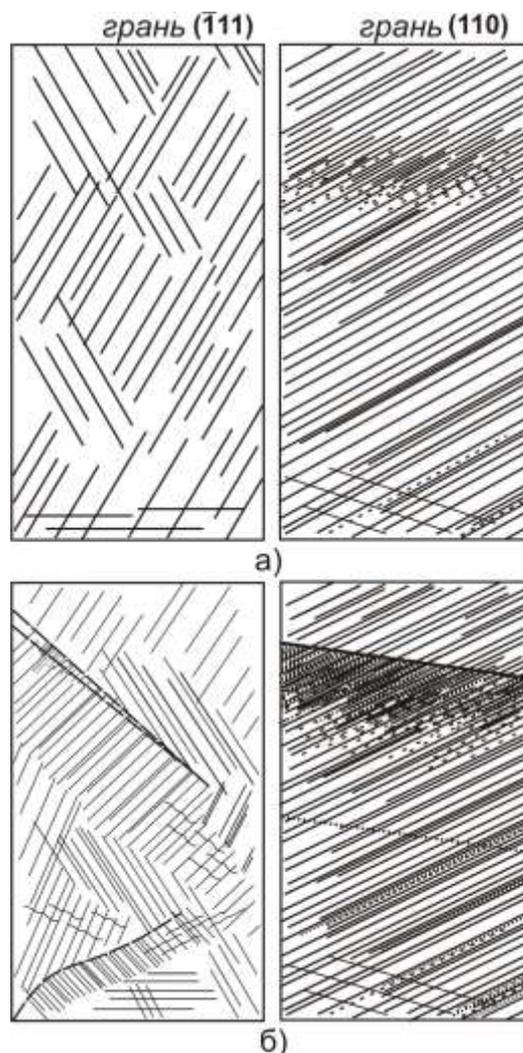


Рис.2. Схема картины следов сдвига на взаимно перпендикулярных гранях $[1\bar{1}2]$ -монокристалла: а - $\epsilon=0,06$; б- $\epsilon=0,13$

растает плотность полос деформации на гранях (110) и их границы становятся четче. Легко фиксируются области изгиба на всех гранях монокристалла. На обеих гранях (110) хорошо выделяется по одной из прежних границ областей изгиба (рис. 2, б). На каждой из граней ($\bar{1}11$) появляются по одной узкой клиновидной прослойке (рис. 2, б). Она является границей переориентации областей кристалла на угол $\approx 25^\circ$, определенный по отклонению следов, образованных сдвигом по семейству плоскостей (111).

4 Развитие на макроуровне переориентации кристаллической решетки с деформацией. На рис. 3, а представлена картина деформационного рельефа, сформированная на грани ($\bar{1}11$) после дополнительной деформации на $\varepsilon=0,07$ ($\varepsilon_\Sigma = 0,20$) исследованного кристалла. Картина макроизгибов, сформировавшаяся к $\varepsilon=0,13$, в целом сохраняется, но границы областей изгибов становятся более четкими на всех гранях. При этом на гранях ($\bar{1}11$) углы φ отклонения следов сдвига от выходов плоскостей $\{111\}$ в областях изгиба возрастают до 30° (при $\varepsilon=0,13$ $\varphi \approx 25^\circ$). Все это свидетельствует о возникновении в ходе пластической деформации $[1\bar{1}2]$ - [монокристалла макроскопической области переориентации (рис.3, б).

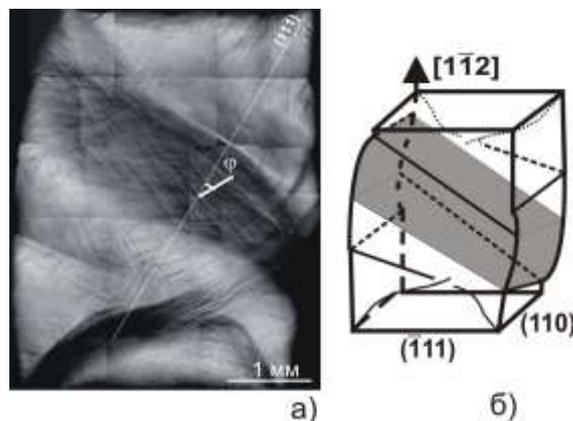


Рис. 3. а - картина деформационного рельефа на грани ($\bar{1}11$); б - схема расположения областей переориентации в $[1\bar{1}2]$ -монокристалле при $\varepsilon=0,20$

5 Рентгеноструктурный анализ областей переориентации деформированного $[1\bar{1}2]$ -монокристалла. В работе были проведены съемки лауэ- и эпиграмм областей переориентации $[1\bar{1}2]$ -монокристалла, деформированного до $\varepsilon=0,20$. Особенностью данных исследований является то, что лауэграммы получены не стандартным способом (облучение тонких срезов кристалла), а в результате прохождения рентгеновских лучей через весь монокристалл насквозь. Съемка лауэ- и эпиграмм проводилась в трех взаимно перпендикулярных направлениях: перпендикулярно торцу образца и боковым граням (110) и ($\bar{1}11$). На рис. 4 отмечены участки образца, на которые направлялся первичный луч, и полученные в результате лауэграммы. Хорошо заметен астеризм пятен лауэграмм, что свидетельствует о возникновении в деформированном монокристалле непрерывных разориентировок. Это позволило идентифицировать плоскости, дифракцией от которых были получены пятна лауэграмм. Рассмотрим результаты анализа лауэграмм, полученных с трех взаимно перпендикулярных боковых поверхностей монокристалла.

1. В результате расшифровки лауэграммы, снятой при облучении вдоль оси сжатия монокристалла, было установлено, что в совокупную картину пятен лауэграммы (рис. 4, а) вносят вклад два семейства плоскостей, а именно: ($\bar{1}1\bar{2}$) и ($3\bar{1}5$). При наложении построенной гномостереографической проекции этой лауэграммы на стандартную проекцию (112) совпали индексы семнадцати плоскостей. При смещении центра проекции в ($3\bar{1}5$) со стандартной проекцией совпали двадцать две плоскости. Угол между нормальными к плоскостям ($\bar{1}1\bar{2}$) и ($3\bar{1}5$) составляет 14° . Измерение радиальной разориентировки по размытию пятен на рассматриваемой лауэграмме (рис. 5, а) дает такой же результат – 14° . Пятна лауэграммы не только сильно размыты в радиальном направлении. В азимутальном направлении они

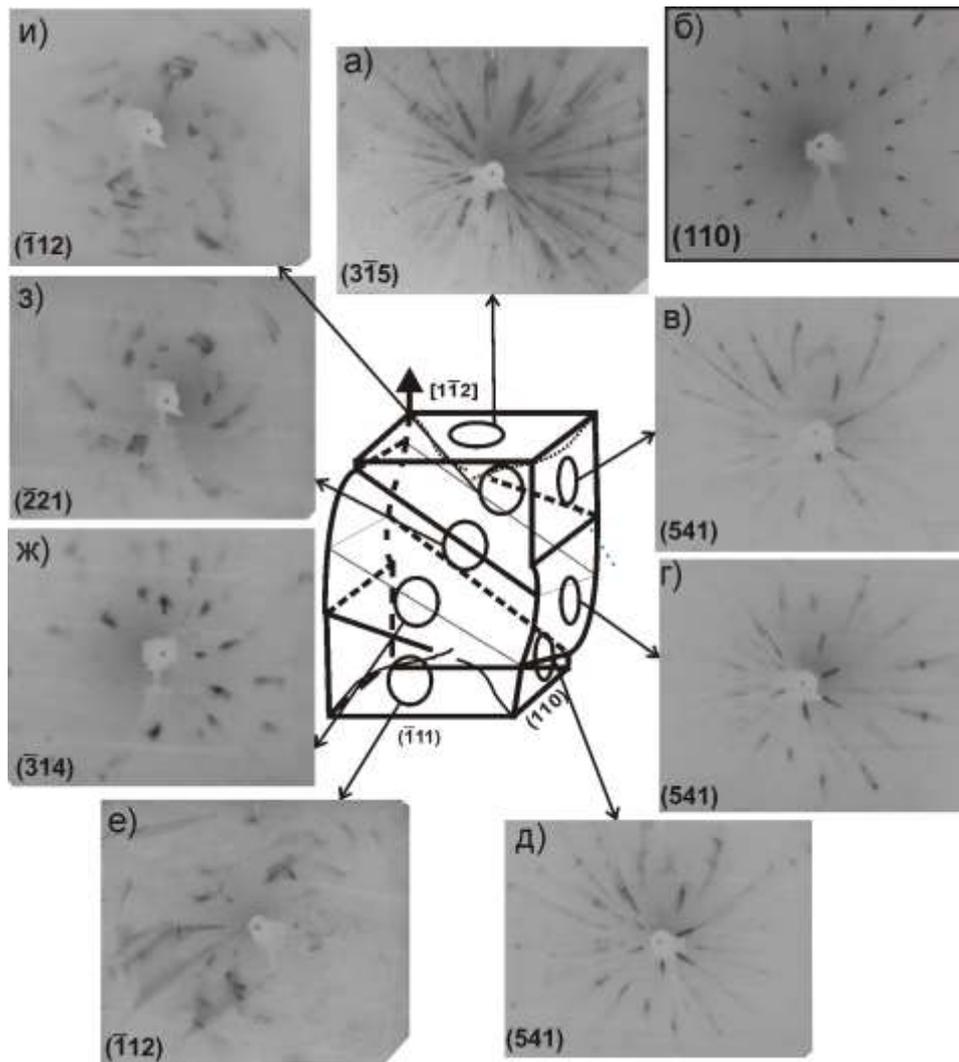


Рис. 4 Лауэграммы, полученные облучением $[1\bar{1}2]$ -монокристалла ($\epsilon=0,20$): перпендикулярно торцу (а); -грани (110) (б-д) (лауэграмма (б) снята при $\epsilon=0$) и перпендикулярно грани $(\bar{1}11)$ (е-и)

расщепляются на два - три пятна, что свидетельствует о появлении в кристалле дискретных разориентировок.

2. Лауэграммы, полученные при съемке в трех участках образца вдоль направления $[110]$ (рис. 4, в - д), оказались подобными. Их расшифровка показала, что перпендикулярно первичному пучку кроме семейства плоскостей (110) в объеме монокристалла ориентированно также семей-

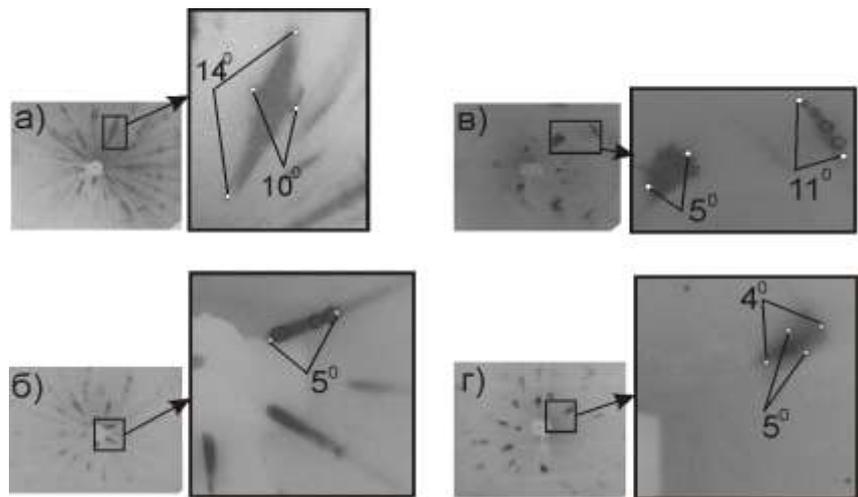


Рис. 5.Лауэграммы и их увеличенные участки: (а)-снята перпендикулярно торцу образца, (б)-перпендикулярно грани (110) и (в-г)-перпендикулярно грани $(\bar{1}11)$

ство плоскостей (541). Угол между нормальными к ним составляет 10 градусов. Большинство пятен обсуждаемых лауэграмм (рис. 5, б) имеют радиальную разориентировку и в этом же направлении часть из них расщепляется. Для сравнения на рис. 4, б приведена лауэграмма снятая в направлении (110) с недеформированного монокристалла.

3. И наконец, лауэграммы, полученные с разных участков грани ($\bar{1}11$) при последовательной съемке вдоль направления $[\bar{1}11]$ приведены на рис. 4, е - и. Видно, что они заметно отличаются друг от друга и имеют сложную структуру пятен (рис. 5, в, г). Расшифровка стереографических проекций показала, что вблизи торцов основной вклад в картину пятен на лауэграмме дают плоскости ($\bar{1}12$) (угол отклонения от ($\bar{1}11$) составляет 11^0). Ближе к центру образца – плоскости ($\bar{2}21$) (угол отклонения от ($\bar{1}11$) - 9^0). И,

наконец, в области полосы переориентации - плоскость ($3\bar{1}4$). Угол между нормалью к этой плоскости и к плоскости грани ($\bar{1}11$) равен 25^0 . Полученные результаты подтверждают сделанный в п. 4 по картине следов сдвига вывод о формировании в $[1\bar{1}2]$ -монокристалле при деформации макрообласти переориентации кристаллической решетки. Интересно, что значения углов переориентации, определенные по картине следов сдвига и из рентгеноструктурного анализа совпали.

В работе при каждой съемке лауэграмм были предприняты попытки получить одновременно эпиграммы. Однако из-за сильной искривленности поверхностей образца пригодными для анализа оказались лишь две эпиграммы (рис. 6). Совместный анализ формы пятен эпиграмм и кристаллогеометрии образца позволил установить направления осей, вокруг которых произошли повороты в $[1\bar{1}2]$ -монокристалле в ходе деформации. Это направления $[110]$ и $[1\bar{1}2]$. Результаты, полученные из расшифровки лауэ- и эпиграмм, свидетельствуют о том, что обсуждаемые лауэграммы могут быть получены поворотом некоторых областей кристалла именно вокруг этих осей. Поворотом вокруг оси $[110]$ могут быть получены отражения от плоскостей ($\bar{1}12$) (рис. 4, е, и), а при повороте вокруг обеих осей - лауэграмма на рис. 4, ж.

6 Заключение

Выявленные в настоящей работе закономерности эволюции деформационного рельефа и результаты рентгеноструктурного анализа свидетельствуют о неустойчивости ориентации $[1\bar{1}2]$ к сдвиговой деформации на макроуровне. Развивающаяся с самого начала пластической деформации макрофрагментация сдвига приводит к появлению макрофрагментов изгиба, а затем и формированию макрофрагментов поворота. Такая последовательность эволюции макрофрагментации является, по - видимому, типичной для сравнительно «мягких» материалов [6]. Можно указать, по крайней мере, две причины выявления сценария развития макрофрагментации в $[1\bar{1}2]$ -монокристаллах. Во-первых, это неоднородность напряженного состояния, возникающая при сжатии прямоугольных образцов [7] и, во-вторых, отсутствие в $[1\bar{1}2]$ -монокристаллах объемов облегченного сдвига.

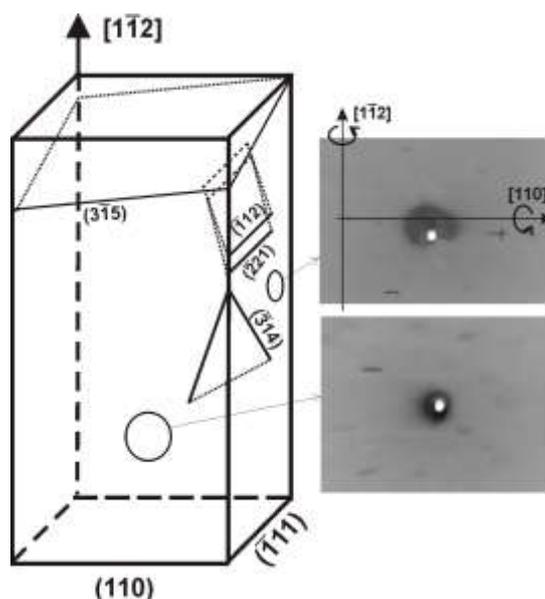


Рис. 6. Эпиграммы, полученные при съемке $[1\bar{1}2]$ -монокристалла, деформированного до $\epsilon=0,20$

Литература

1. Теплякова Л.А., Лычагин Д.В., Козлов Э.В. Локализация сдвига при деформации монокристаллов алюминия с ориентацией оси сжатия [001] // Физическая мезомеханика. – 2002. – Т. 5, № 6. – С. 49–55.
2. Эволюция деформационного рельефа монокристаллов алюминия с осью сжатия [001] / Д.В.Лычагин, Л.А. Теплякова, Р.В. Шаехов и др. // Физическая мезомеханика. – 2003. – Т. 6, № 3. – С. 75–83.
3. Теплякова Л.А., Лычагин Д.В., Беспалова И.В. Закономерности макролокализации деформации в монокристаллах алюминия с ориентацией оси сжатия [110] // Физическая мезомеханика. – 2004. – Т. 7, № 6. – С. 63–78.
4. Теплякова Л.А., Лычагин Д.В., Беспалова И.В. Особенности пространственной организации сдвига на макроуровне в [111]-монокристаллах алюминия // Физическая мезомеханика. – 2006. – Т.9, № 2. – С.63–71.
5. Теплякова Л.А., Беспалова И.В., Лычагин Д.В. Закономерности организации сдвиговой деформации в [001]-монокристаллах алюминия с боковыми гранями {100} при сжатии // Физическая мезомеханика. – 2006. – Т.9, № 5. – С. 77 – 84.
6. Теплякова Л.А., Козлов Э.В. Формирование масштабных уровней локализации пластической деформации в металлических монокристаллах. I. Макроуровень // Физическая мезомеханика. – 2005. – Т.8, № 6. – С. 57–66.
7. Губкин С.И. Пластическая деформация металлов. М.: Металлургия. 1961. - Т.1. – 376с.

АЛЮМИНИЙДІҢ ДЕФОРМАЦИЯЛАНҒАН $[1\bar{1}2]$ -МОНОКРИСТАЛДАРЫНЫҢ ҚАЙТА БАҒЫТТАУ АЙМАҚТАРЫН РЕНТГЕНҚҰРЫЛЫМДЫҚ ЗЕРТТЕУ

И.В. Беспалова, Л.А. Теплякова, Т.С. Куницына

Лауэ және эпиграмма тәсілдерін пайдаланып макродеңгейде кристалл торының басқаша орналастыру бағытының заңдылықтары зерттелген. Алынған нәтижелер $[\bar{1}12]$ бағыты бойымен алюминий монокристалдарының жақтарында пайда болатын сығу суретімен салыстырылған.

РЕНТГЕНОСТРУКТУРНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ОБЛАСТЕЙ ПЕРЕОРИЕНТАЦИИ ДЕФОРМИРОВАННЫХ $[1\bar{1}2]$ -МОНОКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ

I.V. Bepalova, L.A. Teplyakova, T.S. Kunicyna

The reorientation laws of crystal lattice are studied on macrolevel by Laue - and epigrams method. Results are compared with the picture of shear forming on the side edges of aluminium single crystals with loading axis orientation $[\bar{1}12]$.