

## ТЕКСТУРА ДЕФОРМИРОВАННОГО И ОТОЖЖЕННОГО ЛИСТОВОГО МОЛИБДЕНА

**В.И. Пастухов<sup>1, 2</sup>, С.А. Аверин<sup>2</sup>, С.В. Данилов<sup>1</sup>, М.А. Зорина<sup>1</sup>,  
Г.М. Русаков<sup>1, 3</sup>, Е.А. Макарова<sup>1</sup>, М.Л. Лобанов<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург,

<sup>2</sup> АО «Институт реакторных материалов», г. Заречный,

<sup>3</sup> Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург

Структура и текстура молибденового листа после горячей прокатки при температуре 1100 °С с суммарной степенью деформации, превышающей 90 %, была исследована методом ориентационной микроскопии с использованием дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD). В результате горячей деформации по всей толщине листа была сформирована структура, состоящая из вытянутых полигонизованных зерен. Было установлено, что текстура по всей толщине листа состояла из набора стабильных при деформации прокаткой ориентировок: сильной (010)[ $\bar{1}01$ ] и более слабых – двух из  $\{112\}\langle 110\rangle$ , двух из  $\{111\}\langle 112\rangle$ , двух из  $\{111\}\langle 110\rangle$ . Текстура рекристаллизации, сформированная в процессе отжига молибденового листа при 1200 °С, состояла из того же набора ориентировок, что и текстура деформированных зерен после горячей прокатки. При этом в процессе рекристаллизации ориентировка (010)[ $\bar{1}01$ ] ослаблялась, остальные ориентировки усиливались. Показано, что ориентировки рекристаллизованных зерен с ориентировками деформированных зерен связаны поворотами на определенные углы вокруг кристаллографических осей  $\langle 110\rangle$ . Формирование текстуры рекристаллизации может быть объяснено движением специальных границ типа  $\Sigma 9$ ,  $\Sigma 11$ , появлению которых предшествовало образование соответствующих специальных разориентаций между компонентами деформационной текстуры.

*Ключевые слова:* молибден; прокатка; рекристаллизация; текстура; ориентационная микроскопия; специальные разориентации; специальные границы.

### Введение

Уникальные свойства молибдена (высокая температура плавления, жаропрочность, низкое парциальное давление паров, низкий коэффициент теплового расширения, повышенные тепловая и электрическая проводимость) позволяют применять его как конструкционный материал в механизмах и приборах, работающих в области высоких температур в бескислородной среде, в частности в ядерной энергетике и электронике.

Дополнительным ресурсом, позволяющим придавать изделиям улучшенный комплекс свойств в определенных направлениях, является кристаллографическая текстура, формирующаяся в поликристаллических материалах в результате структурных превращений (рекристаллизациях) при деформационных и термических воздействиях.

Структура и текстура молибденовых листов, используемых в качестве исходного сырья для получения различного типа изделий, достаточно продолжительное время является объектами пристального внимания исследо-

вателей [1–9]. В работе [1] показано, что текстуры прокатки и первичной рекристаллизации в листах молибдена являлись типичными для ОЦК-металлов чистых от примесей. В случае прокатки листа в одном направлении текстура состояла из основных ориентировок:  $\{001\}\langle 110\rangle$ ,  $\{111\}\langle 112\rangle$  и  $\{112\}\langle 110\rangle$ . При использовании перекрестной прокатки основными ориентировками являлись  $\{001\}\langle 110\rangle$  и  $\{111\}\langle 112\rangle$ . Последующая при отжиге рекристаллизация в целом сохраняла текстуру деформации. Аналогичные результаты [1] были получены в [2]. Также в работе [2] было дано объяснение формированию текстуры деформации на основе модели Тейлора с ослабленными ограничениями [10].

В работах [3, 4] текстура молибденового листа после холодной прокатки ( $\varepsilon \sim 60\%$ ) была смоделирована с использованием различных моделей пластичности. Показаны преимущества различных моделей в зависимости от морфологии зеренной структуры.

В работах [5, 6] было показано, что перекрестная прокатка несколько меняет дефор-

мационную текстуру молибдена, трансформируя ориентировки  $\{112\}\langle 110\rangle$  из  $\alpha$ -компоненты (fiber) текстуры (ось  $\langle 110\rangle \parallel$  НП – направлению прокатки) в ориентировки  $\{112\}\langle 111\rangle$ , которые являлись неустойчивыми при дальнейшей деформации. Следствием этого явилось некоторое изменение текстуры рекристаллизации. Полученные закономерности также качественно объяснены теорией пластичности Тейлора с ослабленными ограничениями [10].

В работе [7] исследовано влияние скорости нагрева (1–1000 °/мин) на протекание процессов возврата и рекристаллизацию прокатанного молибдена. Показано, что нагрев со скоростью (1–100 °/мин) обеспечивал развитие процессов возврата, что существенно замедляло развитие процессов рекристаллизации и в итоге приводило к формированию сравнительно крупнозернистой структуры.

В [8] детально исследована ориентационная зависимость в структуре деформированного молибдена. Она выражалась в формировании трех типов фрагментации исходных зерен в зависимости от их ориентации и, соответственно, от реализовавшихся при деформации в зернах системах скольжения дислокаций.

В сообщении [9] показано, что после прокатки текстура молибдена соответствует характерной текстуре ОЦК-металлов, которая часто представляется в виде совокупности двух аксиальных компонент: сильно выраженной  $\alpha$  и слабо выраженной  $\gamma$  ( $\langle 111\rangle \parallel$  НП – направление нормали к плоскости прокатки). Рекристаллизация проходила быстрее в элементах структуры, относящихся к  $\gamma$ -компоненте. В зарождении новых зерен играли заметную роль полосы сдвига. Нормальный рост реализовался крайне медленно.

В работах [11–14] показано, что связь между деформационными и рекристаллизационными ориентировками может быть представлена как строго кристаллографическая и, соответственно, описана через формирование специальных разориентаций – специальных (или полуспециальных) границ. Также отметим, что на роль специальных границ при формировании текстуры вторичной рекристаллизации в материале с ОЦК-решеткой (сплав Fe–3 % Si) неоднократно указывалось в работах [15–17].

Целью настоящей работы являлось исследование текстурного состояния молибдена

после прокатки и отжигов с установлением взаимосвязи деформационных и рекристаллизационных ориентировок зерен и выявлением возможной роли специальных разориентаций (специальных границ) в процессе структурного превращения.

### Материал и методики исследования

Исследования проводили на листовом техническом молибдене толщиной 2 мм, полученном горячей прокаткой, с суммарной степенью деформации, превышающей 90 %, при температуре 1100 °С. Вырезанные из листа образцы отжигались в вакуумной печи при температуре 1200 °С в течение 45–300 мин.

Электронно-микроскопическое исследование структуры проводили на растровом электронном микроскопе TESCAN Mira3 LMU при ускоряющем напряжении 20 кВ. Для определения ориентировки отдельных зерен и анализа локальной текстуры использовали приставку EBSD HKL Inca с системой анализа Oxford Instruments. Шаг сканирования составлял 0,2 мкм, погрешность определения ориентации кристаллической решетки – не более  $\pm 1^\circ$  (в среднем  $\sim \pm 0,6^\circ$ ); малоугловые границы между локальными объемами строились на ориентационных картах при разориентациях от 2 до  $10^\circ$ ; при разориентациях  $\geq 10^\circ$  проводились высокоугловые границы.

### Результаты исследования и их обсуждение

Металлографический анализ образцов горячекатаного молибдена показал, что структура по всей толщине (рис. 1, а) образца представлена вытянутыми вдоль НП деформированными (полигонизованными) зернами без следов рекристаллизации. Размер отдельных зерен в НП превышал 80 мкм, а в НН средний размер зерен составлял  $\sim 1$ –2 мкм. При этом в зернах наблюдались существенные различия в тонкой структуре. Часть зерен имели фрагментированную микроструктуру за счет большой плотности малоугловых границ. Также присутствовали деформированные зерна практически без фрагментации. По-видимому, это объясняется действием различного количества систем скольжения при деформации зерен с разной ориентировкой.

При последующем отжиге структура молибдена претерпевала существенные изменения (рис. 1) за счет протекающих при температуре 1200 °С процессов рекристаллизации.

После отжига с выдержкой 45 мин в структуре одновременно наблюдались вытянутые в НП полигонизованные (бывшие деформированные) и равноосные, слегка вытянутые в НП, рекристаллизованные зерна (рис. 1, б). Рекристаллизованные зерна существенно отличались (в десятки раз) по своим размерам. Данное состояние интересно тем, что наблюдалось некое промежуточное состояние, при котором сосуществовали как деформированные зерна, только что сформированные (зародыши первичной рекристаллизации) зерна, и растущие по механизму собирательной рекристаллизации зерна. Очевидно, что процесс рекристаллизации, характеризовался крайне медленной скоростью и малым количеством зародышевых центров. Как в деформированных, так и в рекристаллизованных зернах практически отсутствовала фрагментация. В результате отжига в течение 150 мин прак-

тически вся структура оказалась рекристаллизованной (рис. 1, в). Она состояла из разно-размерных равноосных зерен, что позволяет говорить о незаконченности процесса нормального роста.

Интегральный анализ ориентировок горячекатаного молибдена показал (рис. 1, г), что текстура практически не изменялась по толщине листа, и состояла из набора рассеянных дискретных ориентировок: сильной  $\{001\}\langle 110\rangle$  и слабых  $\{112\}\langle 110\rangle$ ,  $\{111\}\langle 112\rangle$ ,  $\{111\}\langle 110\rangle$ , являющихся стабильными при прокатке материала с ОЦК-решёткой [18, 19].

В настоящей работе для исследования взаимосвязи текстур деформации и рекристаллизации использовалась возможность метода ориентационной микроскопии (EBSD), позволяющая выделить ориентировки всех зеренных фракций, составляющих структуру в процессе её эволюции (рис. 2, а, б). Было

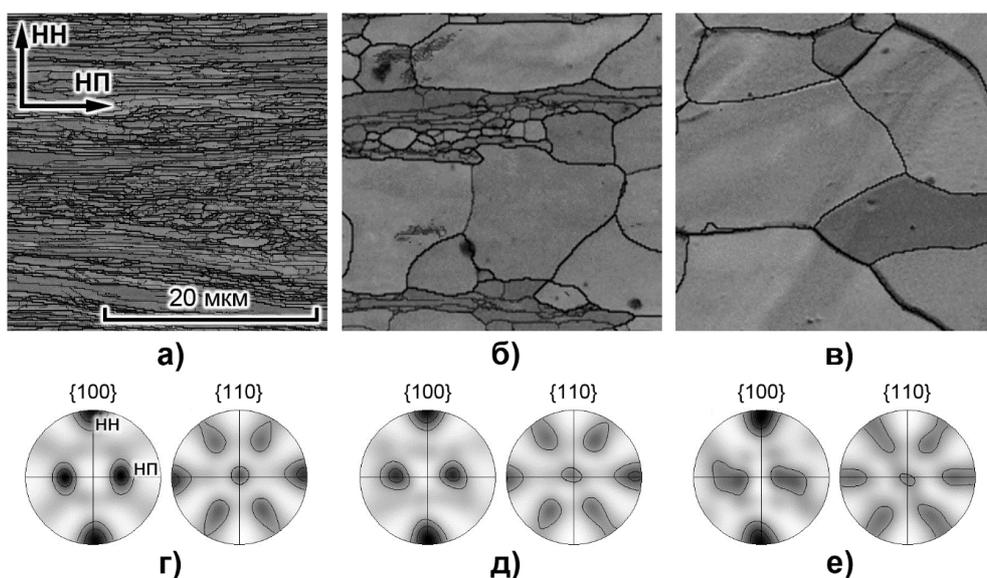


Рис. 1. Микроструктура и текстура молибденового листа в процессе его отжига: а, г – после деформации; б, д – отжиг в течение 45 мин; в, е – отжиг в течение 150 мин; а–в ориентационные карты (фазовый контраст) с выделением малоугловых и высокоугловых межкристаллитных границ (соответственно, тонкие и толстые линии, приведен участок центральной области листа); г–е – ППФ  $\{100\}$  и  $\{110\}$ , полученные методом ориентационной микроскопии с областей, площадь которых более чем на порядок превышает площади на а–в

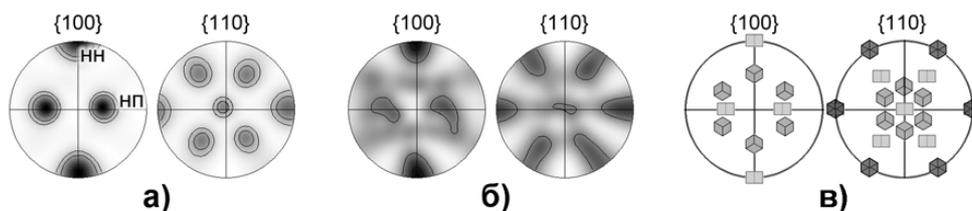


Рис. 2. Текстуры нерекристаллизованных (а) и рекристаллизованных (б) областей в виде ППФ  $\{100\}$  и  $\{110\}$  после отжига в течение 45 мин; в – сетки для расшифровки ППФ с указанием положения полюсов основных ориентировок в виде элементарных кристаллографических ячеек:  $\blacklozenge$  –  $(121)[101]$ ,  $\blacklozenge$  –  $(\bar{1}2\bar{1})[\bar{1}0\bar{1}]$  и  $\blacksquare$  –  $(010)[101]$

установлено, что текстура равноосных рекристаллизованных зерен состояла из того же набора ориентировок что и текстура деформированных зерен после горячей прокатки (рис. 1, г–е, рис. 2, а, б). Также зафиксировано, что текстура основной части сохранившихся полигонизованных (бывших деформированных) зерен состояла только из ориентировки  $\{001\}\langle 110\rangle$  с рассеянием  $\pm 20^\circ$ . Последнее, по-видимому, объясняется малой склонностью к рекристаллизации данной ориентировки [20]. При отжиге с выдержкой 150 мин в процессе рекристаллизации заметно ослабилась ориентировка  $\{001\}\langle 110\rangle$  и наблюдалось усиление ориентировок близких к  $\{112\}\langle 110\rangle$ ,  $\{111\}\langle 112\rangle$ ,  $\{111\}\langle 110\rangle$  (рис. 1, е).

Эволюция ориентировок при структурном превращении (рекристаллизации) может быть объяснена высокой подвижностью специальных границ. Объяснение рекристаллизационных процессов с использованием эволюции (возникновение, транспортировка, расщепление) специальных границ, представляется вполне оправданным, поскольку только для

подобных границ возможно описание их движения на уровне скольжения и переползания дислокаций. Также только движение специальных границ достаточно просто объясняет формирование и развитие локальных текстур в поликристаллических материалах в процессах структурных превращений [12, 16, 17].

Формированию специальных границ должно предшествовать возникновение специальных разориентаций – взаимных расположений двух кристаллических решеток, совмещенных в общем узле, при некоторых дискретных поворотах которых возникает трехмерная решетка совпадающих узлов. Отношение объемов элементарных ячеек решетки совпадающих узлов и исходной решетки характеризуется параметром  $\Sigma n$  – обратной пространственной плотностью совпадающих узлов, где  $n$  принимает значение 3, 5, 7, 9 и т. д., т. е. совпадает каждый третий, пятый и т. д. узел кристаллических решеток.

Согласно [11], связь между деформационными и рекристаллизационными ориентировками в ОЦК-металле формировалась через набор близких к друг другу специальных раз-

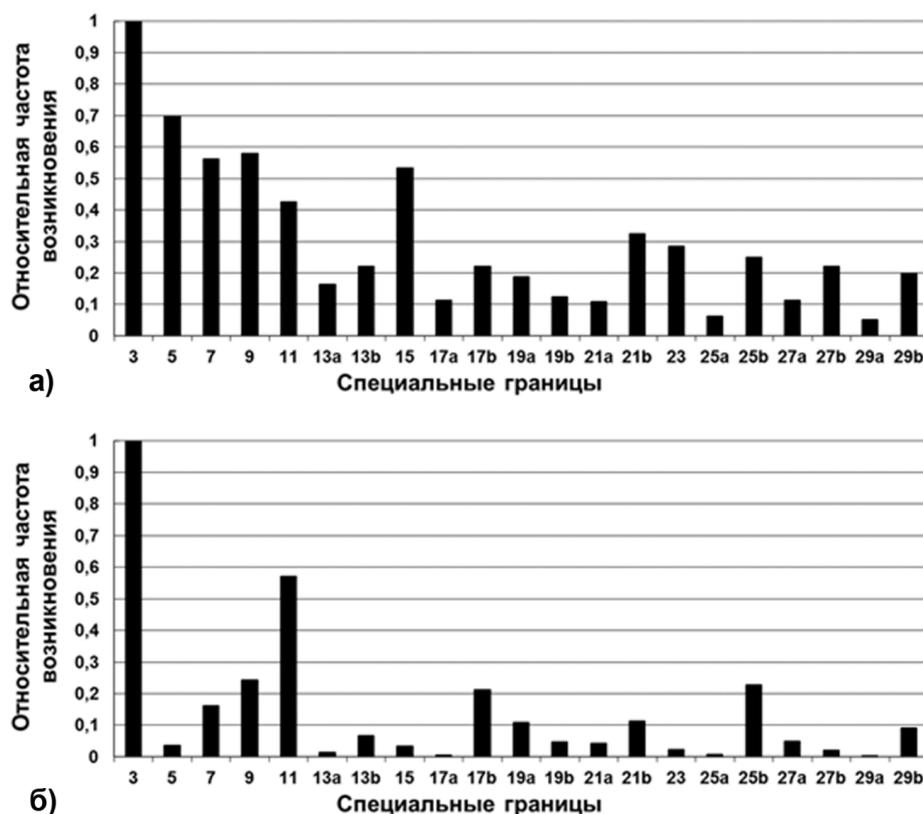


Рис. 3. Частоты возникновения специальных границ: а – в материале со случайно ориентированными зернами (теоретический расчет, сделанный согласно [10]); б – в молибденовом листе после горячей деформации (результат ориентационной микроскопии)

ориентаций  $\Sigma 3a$ ,  $\Sigma 19a$ ,  $\Sigma 27a$ ,  $\Sigma 9$ , которые образуются поворотами вокруг осей  $\langle 110 \rangle$  на дискретные углы – 20,05; 26,53; 31,59; 38,94°, соответственно. Отметим, что поворотом на угол 50,48° вокруг оси  $\langle 110 \rangle$  также может возникать специальная разориентация  $\Sigma 11$ . С учетом рассеяний ориентировок в данном исследовании, правильнее анализировать возможность возникновения специальных разориентаций с применением критерия Брендона ( $\pm \Delta \Theta$ ) [10], который для каждой разориентации составляет конкретную величину:  $\Delta \Theta = 15^\circ / (\Sigma)^{1/2}$  (где  $\Sigma$  – количество совпадающих узлов в наложении трехмерных решеток). Кристаллографический анализ с учетом критерия Брендона показал возможность возникновения следующих специальных разориентаций между деформационными ориентировками:  $\Sigma 3$  между  $(121)[\bar{1}01]$  и  $(\bar{1}2\bar{1})[\bar{1}01]$ ,  $\Sigma 3$  –  $(\bar{1}11)[\bar{1}\bar{2}1]$  и  $(1\bar{1}\bar{1})[\bar{1}\bar{2}1]$ ;  $\Sigma 11$  –  $(010)[\bar{1}01]$  и  $(121)[\bar{1}01]$  или  $(\bar{1}2\bar{1})[\bar{1}01]$ ,  $\Sigma 11$  –  $(010)[\bar{1}01]$  и  $(\bar{1}11)[\bar{1}\bar{2}1]$  или  $(1\bar{1}\bar{1})[\bar{1}\bar{2}1]$ ;  $\Sigma 9$  –  $(010)[\bar{1}01]$  и  $(121)[\bar{1}01]$  или  $(\bar{1}2\bar{1})[\bar{1}01]$ ,  $\Sigma 9$  –  $(010)[\bar{1}01]$  и  $(\bar{1}11)[\bar{1}\bar{2}1]$  или  $(1\bar{1}\bar{1})[\bar{1}\bar{2}1]$ .

Отметим, что специальная граница  $\Sigma 3$ , образующаяся между парными ориентировками из  $\{112\}\langle 110 \rangle$  или из  $\{111\}\langle 112 \rangle$ , является наименее подвижной как двойниковая, обладающая совершенной структурой, соответственно, наименьшей поверхностной энергией [10, 11]. Ориентационная микроскопия однозначно подтвердила, что специальные разориентации  $\Sigma 3$ ,  $\Sigma 11$  и  $\Sigma 9$  являются наиболее часто встречающимися в структуре деформированного молибдена (рис. 3). Можно предположить, что рекристаллизация в процессе отжига горячекатаного молибденового листа происходила за счет движения специальных границ  $\Sigma 11$  и  $\Sigma 9$ . Специальные границы формировались между соседствующими деформированными зёрнами, находившимися после прокатки в соответствующих специальных разориентациях.

### Выводы

Установлено, что текстура молибденового листа после горячей прокатки с суммарной степенью деформации превышающей 90 % при температуре 1100 °С по всей толщине состоит из набора стабильных ориентировок: наиболее сильно выраженной  $(001)[110]$ , и более слабых  $\{112\}\langle 110 \rangle$ ,  $\{111\}\langle 112 \rangle$ ,  $\{111\}\langle 110 \rangle$ . В процессе рекристаллизации ослабляется ориенти-

ровка  $\{001\}\langle 110 \rangle$  и усиливаются ориентировки  $\{112\}\langle 110 \rangle$ ,  $\{111\}\langle 112 \rangle$ ,  $\{111\}\langle 110 \rangle$ .

Показано, что ориентировки рекристаллизованных зёрен, связаны с ориентировками деформированных зёрен поворотами на определенные углы вокруг осей  $\langle 110 \rangle$ . Формирование текстуры рекристаллизации может быть объяснено движением специальных границ типа  $\Sigma 9$ ,  $\Sigma 11$ , появлению которых предшествовало образование соответствующих специальных разориентаций между компонентами деформационной текстуры.

Работа выполнена в рамках проектной темы МОиН РФ (задание № 11.1465.2014/К) и гранта РФФИ (№ 16-32-00030 мол\_а). Авторы выражают признательность за содействие программе поддержки ведущих университетов РФ в целях повышения их конкурентоспособности № 211 Правительства РФ № 02.А03.21.0006.

### Литература

1. *Effects of rolling procedures on the development of annealing textures in molybdenum sheets* / T. Fujii, R. Watanabe, Y. Hiraoka, M. Okada // *J. Less-Common Met.* – 1984. – Vol. 97. – P. 163–171. DOI: 10.1016/0022-5088(84)90020-1
2. *Raabe, D. Rolling textures of niobium and molybdenum* / D. Raabe, K. Lucke, // *Zeitschrift für Metallkunde.* – 1994. – Vol. 85, no. 5 – P. 302–306.
3. *Liu, Y.S. Simulation of deformation textures in cold-rolled molybdenum sheets by the Taylor-Bishop-Hill theory* / Y.S. Liu, P. Van Houtte // *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* – 2001. – Vol. 19, no. 3. – P. 209–216. DOI: 10.1016/S0263-4368(01)00051-8
4. *Liu, Y.S. Application of the Lamel model for simulating cold rolling texture in molybdenum sheet* / Y.S. Liu, L. Delannay, P. Van Houtte // *Acta Mater.* – 2002. – Vol. 50, no. 3. – P. 1849–1856.
5. *Plastic anisotropy of straight and cross rolled molybdenum sheets* / C.-G. Oertel, I. Huensche, W. Skrotzki et al. // *Mater. Sci. Eng. A.* – 2008. – Vol. 483–484. – P. 79–83. DOI: 10.1016/j.msea.2007.03.107
6. *Influence of cross rolling and heat treatment on texture and forming properties of molybdenum sheets* / C.-G. Oertel, I. Hünsche, W. Skrotzki et al. // *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* – 2010. – Vol. 28. – P. 722–727. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2010.07.003
7. *Influence of the heating rate on the recrystallization behavior of molybdenum* / S. Primig, H. Leitner, W. Knabl et al. // *Mater. Sci.*

Eng., A. – 2012. – Vol. 535. – P. 316–324. DOI: 10.1016/j.msea.2011.12.099

8. Orientation dependence of the dislocation microstructure in compressed body-centered cubic molybdenum / S. Wang, M.P. Wang, C. Chen et al. // Mater. Charact. – 2014. – Vol. 91. – P. 10–18. DOI: 10.1016/j.matchar.2014.02.001

9. Orientation dependent recovery and recrystallization behavior of hot-rolled molybdenum / S. Primig, H. Clemens, W. Knabl et al. // Int. J. Refract. Met. Hard Mater. – 2015. – Vol. 48. – P. 179–186. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2014.09.008

10. Humphreys, F.J. Recrystallization and related Annealing Phenomena / F.J. Humphreys, M. Hatherly. – Oxford, ELSEVIER Ltd, 2004. – 574 p.

11. Специальные разориентации и текстурная наследственность в техническом сплаве Fe–3%Si / Г.М. Русаков, М.Л. Лобанов, А.А. Редикутьцев, А.С. Беляевских // Физика металлов и металловедение. – 2014. – Т. 115, № 8. – С. 827–838.

12. Взаимосвязь кристаллографических ориентировок зерен при горячей деформации и рекристаллизации в алюминиевом сплаве АМГ6 / Г.М. Русаков, А.Г. Илларионов, Ю.Н. Логинов и др. // Металл. – 2014. – № 12. – С. 15–21.

13. Model of  $\{110\}\langle 001\rangle$  Texture Formation in Shear Bands during Cold Rolling of Fe-3 pct Si Alloy / G.M. Rusakov, M.L. Lobanov, A.A. Redikultsev, I.V. Kagan // Metall. Mater. Trans. A. – 2009. – Vol. 40, no. 5. – P. 1023–1025. DOI: 10.1007/s11661-009-9791-7

14. Formation mechanism for orientation re-

lationship between  $\{110\}\langle 001\rangle$  and  $\{111\}\langle 112\rangle$  grains during twinning in Fe-3%Si alloy / G.M. Rusakov, A.A. Redikultsev, M.L. Lobanov // Metall. Mater. Trans. A. – 2008. – Vol. 39, no. 10. – P. 2278–2280. DOI: 10.1007/s11661-008-9575-5

15. Shimizu, R. Prediction of secondary recrystallization in Fe-3%Si by three-dimensional texture analysis / R. Shimizu, J. Harase, D.J. Dingley // Acta Metallurgica et Materialia. – 1990. – Vol. 38. – P. 973–978. DOI: 10.1016/0956-7151(90)90169-H

16. Kumano, T. The Relationship between primary and secondary recrystallization texture of grain oriented silicon steel / T. Kumano, T. Haratani, Y. Ushigami // ISIJ Int. – 2002. – Vol. 42. – P. 440–449.

17. Вторичная рекристаллизация в сплаве Fe–3%Si с однокомпонентной текстурой (110)[001] / А.А. Редикутьцев, М.Л. Лобанов, Г.М. Русаков, Л.В. Лобанова // Физика металлов и металловедение. – 2013. – Т. 114, № 1. – С. 39–46.

18. Теория образования текстур в металлах и сплавах / Я.Д. Вишняков, А.А. Бабарэко, С.А. Владимиров, И.В. Эгиз. – М.: Наука, 1979. – 329 с.

19. Hölscher, M. Relationship Between Rolling Textures and Shear Textures in f.c.c. and b.c.c. / M. Hölscher, D. Raabe, K. Lücke // Acta metall. mater. – 1994. – Vol. 42, no. 3. – P. 879–886. DOI: 10.1016/0956-7151(94)90283-6

20. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов / С.С. Горелик, С.В. Добаткин, Л.М. Кануткина. – М.: МИСс, 2004. – 432 с.

**Пастухов Владимир Иванович**, аспирант кафедры термообработки и физики металлов, Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург; научный сотрудник, АО «Институт реакторных материалов», Свердловская обл., г. Заречный; vladimir.pastuhov1991@gmail.com.

**Аверин Сергей Александрович**, канд. техн. наук, начальник лаборатории, АО «Институт реакторных материалов», Свердловская обл., г. Заречный; averinsa55@gmail.com.

**Данилов Сергей Владимирович**, аспирант кафедры термообработки и физики металлов, Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург; s.v.danilov@bk.ru.

**Зорина Мария Александровна**, канд. техн. наук, доцент кафедры термообработки и физики металлов, Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург; m.a.zorina@urfu.ru.

**Русаков Герман Михайлович**, канд. физ.-мат. наук, доцент кафедры термообработки и физики металлов, Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург; старший научный сотрудник лаборатории физического металловедения, Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН; germanrusakov@yandex.ru.

**Макарова Евгения Андреевна**, магистрант кафедры термообработки и физики металлов, Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург; makarova-zhenechka94@mail.ru.

**Лобанов Михаил Львович**, д-р техн. наук, профессор кафедры термообработки и физики металлов, Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург; m.l.lobanov@urfu.ru.

Поступила в редакцию 12 сентября 2016 г.

## THE TEXTURE OF DEFORMED AND ANNEALED MOLYBDENUM SHEET

V.I. Pastukhov<sup>1,2</sup>, vladimir.pastuhov1991@gmail.com,  
S.A. Averin<sup>2</sup>, averinsa55@gmail.com,  
S.V. Danilov<sup>1</sup>, s.v.danilov@bk.ru,  
M.A. Zorina<sup>1</sup>, m.a.zorina@urfu.ru,  
G.M. Rusakov<sup>1,3</sup>, germanrusakov@yandex.ru,  
E.A. Makarova<sup>1</sup>, makarova-zhenechka94@mail.ru,  
M.L. Lobanov<sup>1</sup>, m.l.lobanov@urfu.ru

<sup>1</sup> Ural Federal University, Ekaterinburg, Russian Federation,

<sup>2</sup> Institute of Nuclear Materials, Zarechny, Russian Federation,

<sup>3</sup> Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,  
Ekaterinburg, Russian Federation

The structure and texture of the molybdenum sheet after hot rolling at a temperature of 1100 °C with a total degree of deformation exceeding 90 % was investigated by orientation microscopy using electron backscattered diffraction (EBSD). As a result, hot deformation structure has been formed over the entire thickness of the sheet, consisting of elongated polygonised grains. It has been found that the texture throughout the thickness of the sheet consisted of a set of orientations stable during rolling deformation: strong (010)[T01] and weaker – two of the {112}<110>, two of the {111}<112>, and two of the {111}<110>. Recrystallization texture formed during annealing of the molybdenum plate at 1200 °C consisted of the same set of orientations as the deformed grain structure after hot rolling. In the process of recrystallization the orientation (010)[T01] weakened, and the other orientations intensified. It is shown that the orientation of recrystallized grains is linked with orientations of deformed grains by turns at certain angles around crystallographic axes <110>. The formation of recrystallization texture can be explained by the movement of special boundaries of Σ9, Σ11 types, the appearance of which preceded the formation of the relevant special misorientations between the components of the deformation texture.

*Keywords: molybdenum; rolling; recrystallization; texture; EBSD; special misorientations; special boundaries.*

### References

1. Fujii T., Watanabe R., Hiraoka Y., Okada M. Effects of Rolling Procedures on the Development of Annealing Textures in Molybdenum Sheets. *J. Less-Common Met.*, 1984, vol. 97, pp. 163–171. DOI: 10.1016/0022-5088(84)90020-1
2. Raabe D., Lucke K. Rolling Textures of Niobium and Molybdenum. *Zeitschrift für Metallkunde*, 1994, vol. 85, no. 5, pp. 302–306.
3. Liu Y.S., Van Houtte P. Simulation of Deformation Textures in Cold-Rolled Molybdenum Sheets by the Taylor-Bishop-Hill Theory. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, 2001, vol. 19, no. 3, pp. 209–216. DOI: 10.1016/S0263-4368(01)00051-8
4. Liu Y.S., Delannay L., Van Houtte P. Application of the Lamel Model for Simulating Cold Rolling Texture in Molybdenum Sheet. *Acta Materialia*, 2002, vol. 50, no. 7, pp. 1849–1856. DOI: 10.1016/S1359-6454(02)00037-X
5. Oertel C.-G., Huensche I., Skrotzki W., Knabl W., Lorich A., Resch J. Plastic Anisotropy of Straight and Cross Rolled Molybdenum Sheets. *Mater. Sci. Eng. A*, 2008, vol. 483–484, pp. 79–83. DOI: 10.1016/j.msea.2007.03.107
6. Oertel C.-G., Hünsche I., Skrotzki W., Lorich A., Knabl W., Resch J., Trenkwalder T. Influence of Cross Rolling and Heat Treatment on Texture and Forming Properties of Molybdenum Sheets. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, 2010, vol. 28, no.6, pp. 722–727. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2010.07.003

7. Primig S., Leitner H., Knabl W., Lorich A., Clemens H., Stickler R. Influence of the Heating Rate on the Recrystallization Behavior of Molybdenum. *Mater. Sci. Eng., A*, 2012, vol. 535, pp. 316–324. DOI: 10.1016/j.msea.2011.12.099
8. Wang S., Wang M., Chen C., Xiao Z., Jia Y., Li Z., Wang Z. Orientation Dependence of the Dislocation Microstructure in Compressed Body-Centered Cubic Molybdenum. *Mater. Charact.*, 2014, vol. 91, pp. 10–18. DOI: 10.1016/j.matchar.2014.02.001
9. Primig S., Clemens H., Knabl W., Lorich A., Stickler R. Orientation Dependent Recovery and Recrystallization Behavior of Hot-Rolled Molybdenum. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, 2014, vol. 48, pp. 179–186. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2014.09.008
10. Humphreys F.J., Hatherly M. *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. Oxford, Elsevier Ltd., 2004. 574 p.
11. Rusakov G.M., Lobanov M.L., Redikultsev A.A., Belyaevskikh A.S. Special Misorientations and Textural Heredity in the Commercial Alloy Fe–3 %Si, *Phys. Met. Metallogr.*, 2014, vol. 115, no. 8, pp. 775–785. DOI: 10.1134/S0031918X14080134
12. Rusakov G.M., Illarionov A.G., Loginov Yu.N., Lobanov M.L., Redikul'tsev A.A. Interrelation of Crystallographic Orientations of Grains in Aluminum Alloy AMg6 Under Hot Deformation and Recrystallization. *Metal Science and Heat Treatment*, 2015, vol. 56, no. 11–12, pp. 650–655. DOI: 10.1007/s11041-015-9816-3
13. Rusakov G.M., Lobanov M.L., Redikultsev A.A., Kagan I.V. Model of {110}<001> Texture Formation in Shear Bands During Cold Rolling of Fe-3 pct Si Alloy. *Metall. Mater. Trans. A*, 2009, vol. 40, no. 5, pp. 1023–1025. DOI:10.1007/s11661-009-9791-7
14. Rusakov G.M., Redikultsev A.A., Lobanov M.L. Formation Mechanism for the Orientation Relationship Between {110}<001> and {111}<112> Grains During Twinning in Fe-3 pct Si Alloy. *Metall. Mater. Trans. A*, 2008, vol. 39, no. 10, pp. 2278–2280. DOI:10.1007/s11661-008-9575-5
15. Shimizu R., Harase J., Dingley D.J. Prediction of Secondary Recrystallization Texture in Fe-3%Si by Three-Dimensional Texture Analysis. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1990, vol. 38, no. 6, pp. 973–978. DOI: 10.1016/0956-7151(90)90169-H
16. Kumano T., Haratani T., Ushigami Y. The Relationship Between Primary and Secondary Recrystallization Texture of Grain Oriented Silicon Steel. *ISIJ Int.*, 2002, vol. 42, no. 4, pp. 440–449. DOI: 10.2355/isijinternational.42.440
17. Redikultsev A.A., Lobanov M.L., Rusakov G.M., Lobanova L.V., Secondary Recrystallization in Fe-3%Si Alloy with (110)[001] Single-Component Texture. *Phys. Met. Metallogr.*, 2013, vol. 114, no. 1, pp. 33–40. DOI: 10.1134/S0031918X13010110
18. Vishnyakov Ya.D., Babareko A.A., Vladimirov S.A., Egiz I.V. *Teoriya obrazovaniya tekstur v metallakh i splavakh* [The Theory of the Formation of Textures in Metals and Alloys]. Moscow, Nauka Publ., 1979. 329 p.
19. Hölscher M., Raabe D., Lücke K. Relationship Between Rolling Textures and Shear Textures in f.c.c. and b.c.c. Metals. *Acta metallurgica et materialia*, 1994, vol. 42. no. 3, pp. 879–886. DOI: 10.1016/0956-7151(94)90283-6
20. Gorelik S.S., Dobatkin S.V., Kaputkina L.M. *Rekristallizatsiya metallov i splavov* [The Recrystallization of Metals and Alloys]. Moscow, MISiS Publ., 2004. 432 p.

*Received 12 September 2016*

---

### ОБРАЗЕЦ ЦИТИРОВАНИЯ

Текстура деформированного и отожженного листового молибдена / В.И. Пастухов, С.А. Аверин, С.В. Данилов и др. // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2016. – Т. 16, № 4. – С. 101–108. DOI: 10.14529/met160411

### FOR CITATION

Pastukhov V.I., Aверин S.A., Danilov S.V., Zorina M.A., Rusakov G.M., Makarova E.A., Lobanov M.L. The Texture of Deformed and Annealed Molybdenum Sheet. *Bulletin of the South Ural State University. Ser. Metallurgy*, 2016, vol. 16, no. 4, pp. 101–108. (in Russ.) DOI: 10.14529/met160411