

Приповерхностная деформация в монокристаллах меди при возвратно-поступательном фрикционном контакте

© С.Ю. Тарасов^{1,2}, Д.В. Лычагин^{1,3}, А.В. Чумаевский¹, Е.А. Колубаев², С.А. Беляев¹

¹ Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

² Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

³ Юргинский технологический институт Томского политехнического университета, Юрга, Россия

E-mail: tsy@ispms.ru

(Поступила в Редакцию 5 марта 2012 г.)

Проведено исследование деформационного рельефа, образующегося на гранях монокристалла меди при нагружении силой сжатия и одновременном скольжении по поверхности контртела. В качестве образцов использованы монокристаллы меди с различной ориентацией оси сжатия, выращенные по методу Бриджмена. В результате исследования трения монокристаллов с ориентацией [110] и $[\bar{1}11]$ обнаружено, что системы сдвига, действие которых проявляется на боковых гранях, локализованы вблизи зоны трения. Плотность следов, образуемых при этом, уменьшается при удалении от торца. В [110]-монокристалле имеются участки повышенной локализации вблизи торца. Наблюдается различие картин сдвига на боковых гранях $[\bar{1}11]$ -монокристаллов, реализующихся при трении и при одноосном сжатии, заключающееся в отсутствии макрополос деформации при трении.

Работа выполнена по проекту III.20.2.4 „Изучение механизмов трения и эволюции структуры поверхностных слоев металлов, сплавов и композиционных материалов в различных условиях фрикционного контакта на основе многоуровневого подхода“ программы III.20.2 „Научные основы создания материалов и покрытий с неравновесными структурно-фазовыми состояниями на основе многоуровневого подхода“ и при поддержке РФФИ (грант № 10-08-00629).

1. Введение

Известен неоднородный характер деформации при трении, финальная стадия которой заключается в образовании слоев материала с наноразмерной зеренно-субзеренной структурой. Одним из механизмов образования такого слоя является механизм потери сдвигового сопротивления материала вследствие фрагментации и наноструктурирования материала под действием нормальных и касательных напряжений, а также выделения тепла за счет пластической деформации [1]. Такой слой кардинально меняет механизм деформации на поверхности трения и приводит к катастрофическому разрушению по механизму адгезионного схватывания [2,3]. Ранее было показано, что большую роль в образовании этого слоя играет локализация деформации в приповерхностных слоях материалов [4,5].

В связи с этим возникает актуальная задача исследования особенностей деформации и фрагментации в материалах под действием нормальных и касательных напряжений.

Применение монокристаллов для решения подобных задач позволяет учесть влияние кристаллографической ориентации на развитие деформации [6,7] и в дальнейшем применить полученные данные при изучении деформации поли- и субмикроструктурных материалов. Особенно важно исследовать начальные стадии пластического течения в зернах с различной ориентацией

относительно поверхности трения. В дальнейшем эта стадия определяет интенсивность образования деформационных структур и фрагментации материала.

Целью настоящей работы является исследование организации сдвига в монокристаллах меди с ориентацией оси сжатия [110] и $[\bar{1}11]$ при нагружении трением.

2. Материал и методика эксперимента

Для выполнения поставленных задач выбраны монокристаллы МЗ и М10 с ориентацией оси сжатия [110] и $[\bar{1}11]$, выращенные по методу Бриджмена. Размеры образцов составляют $3.5 \times 3.5 \times 6.5 \text{ mm} \pm 0.05 \text{ mm}$. Отклонения от перпендикулярности граней не более 1° .

Испытания проводились по схеме возвратно-поступательного движения образца по плоскости, реализованной с помощью трибометра „TRIBOtechnic“ (рис. 1). Скорость скольжения составляла 10 mm/s при нормальной нагрузке $P_n = 12 \text{ N}$. Общая длина пути трения для каждого образца составляла 6000 mm. Частота дискретизации преобразователя составляла 1 Hz. Трение проводилось по кварцевому стеклу без смазки. Монокристаллы с ориентацией [110] направлены перпендикулярно движению гранью $(1\bar{1}2)$, а с ориентацией $[\bar{1}11]$ — гранью (110).

Исследования деформационного рельефа осуществлялись на оптическом микроскопе Leica DM 2500P.

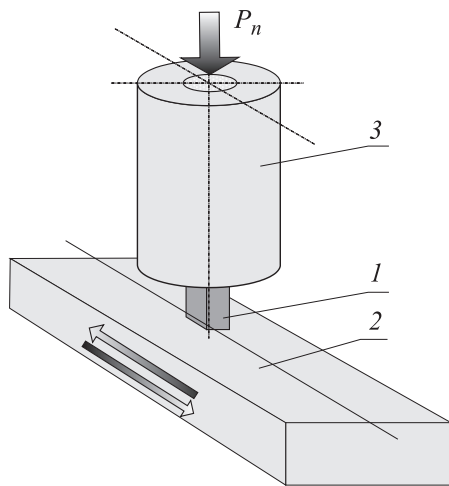


Рис. 1. Схема испытаний монокристаллов меди в различной ориентации на трибометре „TRIBOTechnic“. 1 — монокристалл, 2 — контроле, 3 — держатель образца.

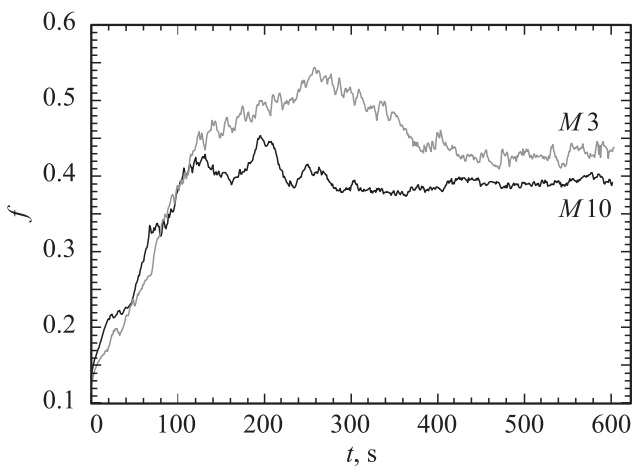


Рис. 2. Зависимости коэффициента трения f от времени испытаний для монокристаллов меди M3 и M10 с ориентациями $[110]$ ($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$) ($\bar{1}\bar{1}\bar{2}$) и $[\bar{1}11]$ (110) ($\bar{1}\bar{1}\bar{2}$) соответственно.

3. Результаты

На рис. 2 представлены зависимости коэффициентов трения для монокристаллических образцов с различной ориентацией граней относительно направления скольжения.

Для всех образцов характерно наличие стадии приработки поверхности трения, которая характеризуется постоянным ростом коэффициента трения до максимальных величин 0.45–0.55. На следующей стадии наблюдается некоторое снижение коэффициента трения, что свидетельствует о выходе на режим установившегося трения. Видно, что коэффициент трения образца с ориентацией $[110]$ несколько выше (0.5–0.4), чем у $[\bar{1}11]$ -монокристалла.

В результате возвратно-поступательного трения монокристаллов с ориентацией оси сжатия $[110]$ (рис. 3) на поверхности граней наблюдаются следы, соответствующие следам от сдвига по плоскостям скольжения (111) и $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$. При этом приработка поверхности происходила не по всей плоскости, а по ее части, отмеченной на рисунке. Плотность следов на боковой поверхности неравномерна. Наблюдаются участки повышенной локализации вблизи торца (I и II на рис. 3, b).

Теоретически предполагалось, что следы на боковых гранях образцов будут соответствовать проекциям области трения по плоскости и направлению скольжения. Обнаружено, что область, в которой находились следы (111) , соответствовала теоретически предполагаемой, а образование следов, отвечающих плоскости $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$, предположительно может быть связано со сжатием образца при трении. Следы от сдвига по плоскости скольжения $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ не были обнаружены.

В результате возвратно-поступательного трения монокристаллов с ориентацией оси сжатия $[\bar{1}11]$ на грани $(\bar{1}\bar{1}\bar{2})$ наблюдаются следы от пересекающихся плоскостей $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ и (111) (рис. 4).

По данным атомно-силовой микроскопии высота ступенек линий скольжения на поверхности образца M3 на-

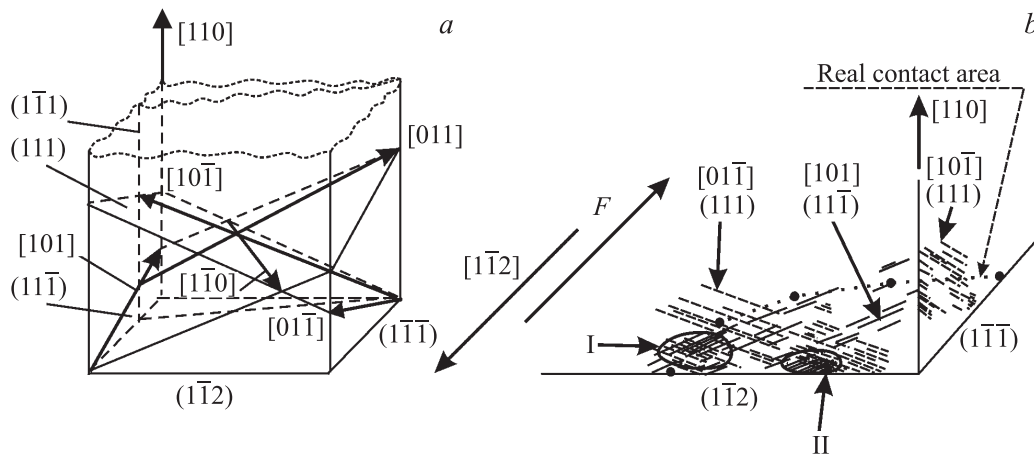


Рис. 3. Схемы ориентации плоскостей сдвига в $[110]$ -монокристалле (a) и выхода плоскостей сдвига на боковые грани с наложением следов сдвига (b). F — сила трения.

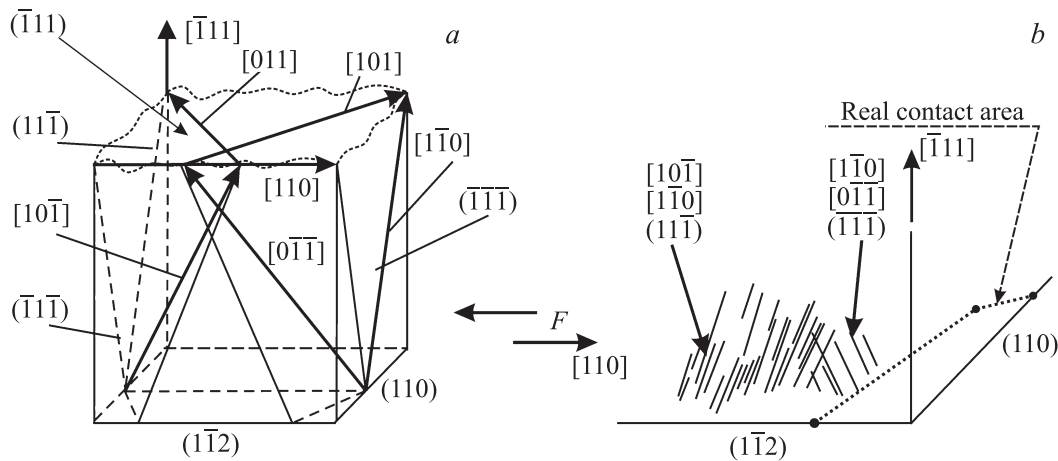


Рис. 4. Схемы ориентации плоскостей сдвига в $[111]$ -монокристалле (a) и выхода плоскостей сдвига на боковые грани с наложением следов сдвига (b).

ходила в доверительном интервале от 46.9 до 74.3 nm, для M10 — от 50.3 до 64.7 nm. Среднее значение 60.6 и 57.5 nm соответственно.

4. Обсуждение

Таким образом, в условиях эксперимента наблюдалась деформация по системам скольжения, набор которых точно соответствовал испытаниям монокристаллических образцов ГЦК-металлов на сжатие [6,7].

Оценивая площади пятен контакта для образцов, находим, что напряжения сжатия достигали 11 и 17 МПа для M3 и M10 соответственно. Средние значения коэффициента трения для установившейся стадии составляли 0.45 и 0.4 для M3 и M10 соответственно. Величины касательных напряжений находились в пределах 4.9 и 6.8 МПа. Критическое напряжение течения монокристаллов меди в этих ориентировках составляет 1.2–1.3 МПа [8].

В исследуемом случае кристалл M3 изначально ориентирован плоскостью (110) параллельно плоскости трения и набор систем скольжения с высоким фактором Шмида способствует началу пластического течения материала. При этом в отношении нормальных напряжений сжатия равнозначны системы скольжения (111) $[01\bar{1}]$ $[10\bar{1}]$ и $(11\bar{1})$ $[101]$ $[011]$. Для касательных напряжений от силы трения системы (111) $[01\bar{1}]$ и $(11\bar{1})$ $[101]$ являются предпочтительными, поскольку направления скольжения соответствуют направлению силы трения. При этом знак фактора Шмида m (случай одноосного сжатия) для этих систем меняется на обратный и дополнительно появляется возможность деформации по системе (111) $[1\bar{1}0]$ ($m = 0.27$). Кроме того, при действии силы трения фактор Шмида для систем $(1\bar{1}1)$ $[011]$ $[10\bar{1}]$ также равен 0.27 и -0.27 .

Для случая нормальных напряжений не были замечены следы скольжения от плоскости $(1\bar{1}1)$ по направлениям $[011]$ и $[10\bar{1}]$, что является закономерным, поскольку фактор Шмида для этих систем при ориентировке $[110]$

кристалла M3 равен нулю. Однако в случае касательных напряжений от силы трения по направлению $[112]$ фактор Шмида для образца M3 равен 0.27 (табл. 1). Эта система скольжения не наблюдалась в нашем случае, но наблюдалась ранее при испытании монокристаллов с этой же ориентацией при трении в паре со стальным контртелом по схеме вращательного движения образца „палец“ по плоскости образца типа „диск“ (система полос скольжения II на рис. 5) [9]. Особенностью картины сдвига на боковых гранях $[111]$ -монокристаллов при одноосном сжатии является образование макрополос деформации [10]. В нашем случае макрополосы не наблюдаются, что, по-видимому, связано с малой степенью деформации.

В образце M10 с ориентацией оси сжатия вдоль $[111]$ равнонагруженными являются три плоскости, в каждой из которых действуют два направления скольжения $[11]$ (также см. табл. 2). В нашем случае наблюдались только

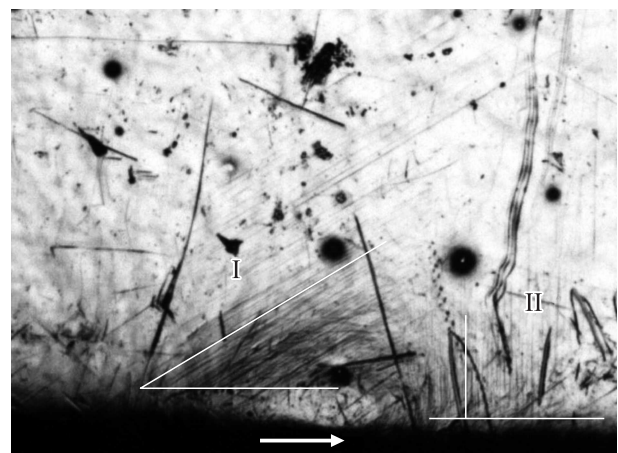


Рис. 5. Следы сдвига $[110]$ -монокристалла на боковой поверхности $(1\bar{1}1)$ при нагружении в условиях трения (поверхность трения справа). Система I — (111) $[01\bar{1}]$, система II — $(1\bar{1}1)$ $[011]$. Стрелкой показано направление силы трения.

Таблица 1. Фактор Шмида m для систем скольжения в $[110]$ -монокристалле меди при трении в направлении $[\bar{1}\bar{1}2]$

Условие деформации	Плоскость скольжения											
	(111)			(11 $\bar{1}$)			(1 $\bar{1}$ 1)			(1 $\bar{1}\bar{1}$)		
	Направление скольжения											
	[10 $\bar{1}$]	[01 $\bar{1}$]	[1 $\bar{1}$ 0]	[011]	[101]	[$\bar{1}$ 10]	[10 $\bar{1}$]	[011]	[110]	[01 $\bar{1}$]	[101]	[110]
Сжатие по [110]	0.41	0.41	0	0.41	0.41	0	0	0	0	0	0	0
Трение по $[\bar{1}\bar{1}2]$	-0.14	-0.41	0.27	-0.14	-0.41	0.27	-0.27	0.27	0	0	0	0

Таблица 2. Фактор Шмида m для систем скольжения в $[\bar{1}\bar{1}1]$ -монокристалле меди при трении в направлении [110]

Условие деформации	Плоскость скольжения											
	($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$)			(11 $\bar{1}$)			($\bar{1}\bar{1}$ 1)			($\bar{1}$ 11)		
	Направление скольжения											
	[10 $\bar{1}$]	[1 $\bar{1}$ 0]	[01 $\bar{1}$]	[0 $\bar{1}$ 1]	[1 $\bar{1}$ 0]	[101]	[$\bar{1}$ 01]	[011]	[110]	[01 $\bar{1}$]	[$\bar{1}$ 01]	[110]
Сжатие по $[\bar{1}\bar{1}1]$	0.27	0.27	0	0.27	0.27	0	0.27	0.27	0	0	0	0
Трение по [110]	-0.41	0	0.41	-0.41	0	0.41	0	0	0	0	0	0

две системы $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ [10 $\bar{1}$] [1 $\bar{1}$ 0] и (11 $\bar{1}$) [1 $\bar{1}$ 0] [0 $\bar{1}$ 1], а следов системы $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ [011] [$\bar{1}$ 01] обнаружено не было. Из табл. 2 видно, что фактор Шмида этой системы для силы нормального давления не равен нулю, но для силы трения он нулевой. Для систем $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ [1 $\bar{1}$ 0] [0 $\bar{1}$ 1] и (11 $\bar{1}$) [1 $\bar{1}$ 0] [10 $\bar{1}$] фактор Шмида от касательного нагружения равен -0.41 и 0.41 соответственно. Для ориентации образца $M10$ [$\bar{1}\bar{1}1$] сила трения интенсифицирует две системы из трех возможных равнонагруженных систем.

Сравнивая особенности деформации монокристаллов двух ориентаций, можно отметить, что наиболее предпочтительные условия для развития процессов фрагментации складываются в случае ориентации [110], когда действуют две системы скольжения с высоким фактором Шмида. Действие силы трения усиливает деформацию по тем же системам, что и в случае чистого сжатия, но в обратных к исходным направлениям.

С точки зрения приповерхностной деформации в поликристаллических образцах предпочтительной является ориентация образца $M3$, это подтверждается литературными данными исследований текстуры ГЦК-материалов, когда в поверхностных слоях после трения фрагменты ориентированы так, что плоскости {110} становятся параллельными поверхности трения [12]. Подобным образом формируется и текстура прокатки [8].

В результате исследований удалось выявить небольшое количество следов скольжения на поверхностях монокристаллов по сравнению с монокристаллами, подвергнутыми одноосному сжатию, где следы скольжения при напряжениях ниже предела текучести не наблюдались [6,7,11]. Таким образом, были выявлены особенности деформации монокристаллов при реализации сложной схемы напряженно-деформированного состояния „сжатие + сдвиг“.

В поликристаллических образцах вдоль пути трения существует набор зерен с различной ориентацией отно-

сительно нормальной силы и силы трения. В зернах с ориентацией [110] вдоль оси нормального нагружения деформация будет протекать быстрее, что приведет к локализации пластического течения и ускоренной фрагментации зерна. В условиях фрикционного и деформационного нагрева там же будет идти и процесс разупрочнения, что в конечном итоге приводит к неустойчивости пластического течения [13] вдоль дорожки трения.

5. Заключение

В результате трения монокристаллов с ориентацией [110] обнаружено, что пластическая деформация осуществляется по системам скольжения (111) [01 $\bar{1}$] и (11 $\bar{1}$) [101] в равной мере за счет напряжений от силы нормального давления и силы трения. Система скольжения (1 $\bar{1}$ 1) [011] [10 $\bar{1}$] имеет отличный от нуля фактор Шмида в случае касательного нагружения по направлению $[\bar{1}\bar{1}2]$, однако следы скольжения этой системы не наблюдались. При трении образцов с ориентацией $[\bar{1}\bar{1}1]$ картина сдвига представлена следами скольжения, образованными как силой нормального давления, так и силой трения. При этом, судя по отсутствию следов скольжения от плоскости $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$, определяющее значение имеют касательные напряжения. Коэффициент трения в установившемся режиме для образца с ориентацией оси сжатия [110] несколько выше, чем у $[\bar{1}\bar{1}1]$ -монокристалла.

Список литературы

[1] S. Tarasov, V. Rubtsov, A. Kolubaev. Wear **268**, 59 (2010).
 [2] С.Ю. Тарасов, В.Е. Рубцов. ФГТ **53**, 2, 336 (2011).
 [3] В.Е. Рубцов, С.Ю. Тарасов, А.В. Колубаев. Изв. вузов. Физика **54**, 11/3, 215 (2011).

- [4] С.Ю. Тарасов, А.В. Колубаев. ФТТ **50**, 5, 811 (2008).
- [5] A. Kolubaev, S. Tarasov, O. Sizova, E. Kolubaev. Tribology International **43**, 3, 695 (2010).
- [6] Д.В. Лычагин, Е.А. Алферова, В.А. Старенченко. Физ. мезомеханика **13**, 3, 75 (2010).
- [7] Д.В. Лычагин, В.А. Старенченко, Ю.В. Соловьев. Физ. мезомеханика **8**, 6, 67 (2005).
- [8] Р. Хоникомб. Пластическая деформация металлов. Мир, М. (1972). 408 с.
- [9] С.А. Беляев, Д.В. Лычагин, С.Ю. Тарасов, А.В. Чумаевский. В сб.: Материалы IV Междунар. конф. „Деформация и разрушение материалов и наноматериалов“. ИМЕТ РАН, М. (2011). С. 692.
- [10] Д.В. Лычагин. Физ. мезомеханика **9**, 3, 103 (2006).
- [11] Л.А. Теплякова, Д.В. Лычагин, И.В. Беспалова. Физ. мезомеханика **9**, 2, 63 (2006).
- [12] А.В. Колубаев, В.Л. Попов, С.Ю. Тарасов. Изв. вузов. Физика **40**, 2, 89 (1997).
- [13] W. Beckofen. Deformation processing. Addison-Wesley Publ. Co., Reading, Mass. (1972). 326 p.