

УДК 669.3:539.89:539.25

Двустадийная криогенная деформация меди

Т. Н. Конькова*, **С. Ю. Миронов****, **В.Н. Даниленко***, **А. В. Корзников***

**Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия, 450001*

***Университет Тохоку, Департамент Обработки Материалов, Высшая Школа Инженеров, 980-8579, Сендай, Арамаки-аза-Аоба, 6-6-02, Япония*

Исследовано влияние двустадийного деформирования в криогенных условиях на измельчение структуры технически чистой меди. Анализ морфологии структуры, размера зерен/субзерен, спектра разориентировок и текстуры показал, что двустадийная криогенная деформация не является эффективным методом получения нанокристаллического состояния в меди.

Ключевые слова: криогенная деформация, медь, микроструктура, текстура

1. Введение

Значительные трудности, связанные с получением массивных нанокристаллических (НК) материалов методами интенсивной пластической деформации (ИПД), заставляют исследователей разрабатывать более эффективные способы радикального измельчения микроструктуры. Одним из них является деформация при экстремально низких температурах (например, температуре жидкого азота) – так называемая криогенная, или низкотемпературная, деформация [1]. Предполагается, что очень низкие температуры не дадут развиваться процессам возврата в деформируемых материалах и, таким образом, позволят сформировать ультрамелкозернистую структуру. Результаты первых исследований в этой области, выполненных методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) [2-7], были очень обнадеживающими. В частности, было показано, что криогенная

*Конькова Татьяна Николаевна, стажер-исследователь; konkova_05@mail.ru, (347)282-37-12.

деформация меди сопровождается интенсивным механическим двойникованием [2, 3]. (Следует отметить, что медь традиционно считается не склонной к деформационному двойникованию.) Криогенные двойники, как правило, характеризовались очень малыми размерами (~ 50 нм), в результате чего средний размер зерен в структурах после криогенной деформации был очень близок к НК диапазону [2, 3]. Полученные результаты позволили предположить, что экстремальные условия деформации активизируют новые механизмы пластического течения и таким образом стимулируют уменьшение размера зерен вплоть до НК.

«Вторая волна» исследования структур после криогенной деформации осуществлялась уже при помощи методов автоматического анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) [1, 8-12]. Последние технические достижения в области EBSD в сочетании с полевой растровой микроскопией позволили использовать этот передовой метод микроструктурного анализа для аттестации даже ультрамелкозернистых материалов [13]. Одним из достоинств EBSD является высокая статистическая выборка анализируемых параметров микроструктуры, нередко достигающая нескольких тысяч зерен. Это позволяет сформировать гораздо более объективное представление о зеренной структуре, чем при помощи ПЭМ. (Более подробно преимущества EBSD над ПЭМ проанализированы в работе [14].)

EBSD-исследования микроструктур после криогенной деформации подтвердили механическое двойникование в меди, однако убедительно показали, что его вклад в структурообразование очень низок: общая доля границ двойников, как правило, составляет всего лишь несколько процентов [10-12]. Таким образом, надежды на формирование НК структур посредством активизации двойникования оказались неоправданными. С другой стороны, было предположено, что подавление термоактивированного поперечного скольжения дислокаций в ходе криогенной деформации затрудняет образование границ деформационного происхождения и,

таким образом, существенно замедляет измельчение микроструктуры посредством фрагментации. В работах [10-12] было показано, что ни использование традиционных способов нагружения (осадка, прокатка), ни методов ИПД (сдвиг под высоким давлением) в криогенных условиях не позволяют сформировать в меди структуру НК диапазона.

В настоящем исследовании НК-структуру в меди пытались получить комбинированием различных способов криогенной деформации. Традиционно считается, что смена методов деформирования способна активизировать новые системы скольжения и стимулировать дальнейший процесс эволюции микроструктуры. Кроме того, комбинирование различных способов деформирования позволяет достичь большей накопленной деформации в одном и том же образце.

2. Материал и методика эксперимента

В качестве материала исследования была использована технически чистая (99,9 %) медь марки М1. Выбор материала был обусловлен, во-первых, высокой пластичностью меди и, во-вторых, большим массивом литературных данных о ее деформационном поведении. Материал был поставлен в виде горячекатаного прутка диаметром 40 мм.

В попытке повышения эффективности криогенной деформации и формирования НК-структуры была проведена предварительная ИПД. С этой целью прутки были разрезаны на части длиной 70 мм и подвергнут *abc*-деформации в интервале температур 500–300 °С [15]: трем осадкам примерно на 40 % по высоте вдоль трех ортогональных осей. В результате в материале сформировалась микроструктура со средним размером зерен ~1,7 мкм, с долей большеугловых границ ~59 % и со слабой текстурой куба. Полученное состояние было принято за исходное.

Первая стадия низкотемпературной деформации осуществлялась посредством одноосной осадки. Из центральной (наиболее деформированной) части исходных заготовок были вырезаны цилиндрические образцы диаметром 24 мм и высотой 60 мм; продольная ось этих образцов была ориентирована перпендикулярно оси последней осадки в ходе *abc*-деформации. Для достижения большей макроскопической однородности деформации при криогенной осадке образцы были предварительно помещены в оболочку из стали Ст20 с толщиной стенки 8 мм. Образцы были подвергнуты осадке на гидравлическом прессе ПА-2638 при начальной скорости деформации $\sim 6 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Степень деформации составляла 88 % по высоте, что соответствует истинной деформации $\epsilon \sim 2,2$.

Из центральной (наиболее деформированной) части осаженных заготовок были вырезаны образцы для второй стадии криогенной деформации, которая представляла собой либо 10 осадок *abc*-деформации, либо прокатку с 93 %-ной степенью обжатия. Схемы вырезки этих образцов приведены на рис. 1.

Образцы для криогенной *abc*-деформации имели призматическую форму и размеры 8×6×6 мм (рис. 2, а). Эксперимент проводили на гидравлическом прессе EU-100 посредством осуществления последовательных операций сжатия примерно на 45 % по высоте вдоль трех ортогональных осей образца. Начальная скорость деформации составляла $\sim 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. После каждой осадки искривленные поверхности образцов обрезали электроискровым способом до придания образцу призматической формы, и операцию сжатия повторяли вдоль новой оси. В общей сложности образцы были подвергнуты 10 осадкам; накопленная истинная деформация по схеме осадка + *abc*-деформация была оценена как $\epsilon \sim 8,2$. (В работе при описании процесса *abc*-деформации используется обычная система координат для осадки (см. рис. 2, а), включающая в себя направление осадки НО и поперечное направление ПН.)

Образцы для низкотемпературной прокатки представляли собой пластины размерами 50×20×6 мм (рис. 2, б). Прокатку осуществляли на прокатном стане ЛИС

6/200 с валками диаметром 65 мм при постоянной скорости прокатки 100 мм/с. Для более однородного распределения деформации использовалась относительно небольшая степень деформации за один проход – около 10 %. Общая деформация при прокатке составляла 93 %; накопленная истинная деформация по схеме осадка + прокатка была оценена как $\epsilon \sim 4,9$. (При описании процесса прокатки используется обычная система координат (см. рис. 2, б), включающая в себя направление прокатки НП, поперечное направление ПН и направление нормали к плоскости прокатки НН.)

Криогенную *abc*-деформацию осуществляли в специально сконструированном штампе в среде жидкого азота. В случае однократной осадки и прокатки деформация осуществлялась на воздухе. Перед нагружением образцы охлаждали в контейнере с жидким азотом. Для предотвращения быстрого нагрева меди до комнатной температуры в ходе деформации использовали подкладные бойки, которые также охлаждали в контейнере с жидким азотом. Интервал времени между извлечением образцов и бойков из контейнера и началом деформации составлял ~ 20 - 25 с. После каждого цикла деформации образцы и бойки снова помещали в контейнер с азотом, где выдерживали до полного охлаждения; процесс повторяли до достижения заданной величины накопленной деформации. Таким образом, предполагается, что криогенные условия деформации были в целом обеспечены.

Микроструктурные исследования образцов после однократной осадки и *abc*-деформации проводили для центральной (наиболее деформированной) части продольного сечения (на рис. 2, а это сечение соответствует плоскости НО–ПН). В образце после 93 %-ной прокатки структуру изучали в плоскости прокатки (плоскость НП–ПН на рис. 2,б) вследствие очень малой конечной толщины образца. Аттестацию микроструктуры осуществляли посредством ПЭМ и EBSD. Образцы для микроструктурных исследований подвергали предварительной шлифовке на водоупорной абразивной бумаге и окончательной электрополировке. В случае EBSD

образцы электрополировали в 70 %-ном растворе ортофосфорной кислоты H_3PO_4 в дистиллированной воде при комнатной температуре и напряжении 5 В. В случае ПЭМ электролит представлял собой 7 %-ный раствор той же кислоты, а приложенное напряжение составляло 4 В.

Для ПЭМ-исследований был использован микроскоп JEM-2000EX, работающий при ускоряющем напряжении 160 кВ. EBSD-анализ проводили при помощи программного обеспечения TSL OIMTM, которым был оснащен растровый электронный микроскоп с полевым катодом Hitachi S-4300SE. EBSD-сканирование осуществляли посредством автоматического перемещения пучка электронов по гексагональной сетке. Шаг (размер пикселя) сканирования варьировали от 50 до 250 нм. Были получены EBSD-карты, содержащие 15–20 тысяч зерен. В целях минимизации ошибки каждая электронограмма автоматически индицировалась по семи линиям Кикучи.

Доля успешно индицированных электронограмм составляла 99,5–99,9 %. Средняя величина коэффициента, характеризующего корректность индицирования электронограммы (так называемый confidential index CI [16]), варьировалась для различных EBSD карт от 0,14 до 0,49. (Для сравнения: считается, что если этот коэффициент превышает 0,1, то доля корректно индицированных электронограмм составляет 95 % [16].) Неиндицированные электронограммы, а также электронограммы с относительно низким CI обычно соответствовали областям возле границ зерен. Для исключения сомнительных результатов EBSD данные были подвергнуты автоматической корректировке: все мелкие зерна, состоящие из трех и менее пикселей, были автоматически удалены с EBSD-карт. При вычислении разориентировки из всех кристаллографически эквивалентных ее описаний использовали описание с минимальным углом. Разориентировку вычисляли между соседними (смежными) точками сканирования. Ввиду экспериментальной погрешности EBSD метода, все малоугловые границы с разориентировкой менее 2°

были исключены из рассмотрения. В качестве критерия идентификации мало- и большеугловых границ (МУГ и БУГ соответственно) использовали разориентировку 15° . Распределение границ по углам разориентировки проводили по их длине. Размер структурных элементов (зерен/субзерен) определяли методом секущих.

3. Результаты и обсуждение

3.1. Первая стадия криогенной деформации

Микроструктура и текстура после первой стадии криогенной деформации (осадка на 88%) приведены на рис. 3. На EBSD-карте (рис. 3, а) МУГ обозначены тонкими серыми линиями, а БУГ – толстыми темными линиями. Микроструктура в целом представлена зернами, довольно существенно вытянутыми в поперечном направлении: средний размер зерен в направлении осадки составляет 0,4 мкм, а в поперечном – $\sim 0,7$ мкм. Морфология структуры, выявляемая ПЭМ, в целом идентична EBSD. Средняя толщина кристаллитов, оцененная по ПЭМ фотографиям, составляет $\sim 0,1$ мкм. По данным EBSD, среднее расстояние между любыми границами разориентации (как МУГ, так и БУГ) близко 0,2 мкм. С учетом очень низкой статистической выборки ПЭМ соответствие представляется удовлетворительным.

Спектр разориентировок характеризуется ярко выраженным малоугловым максимумом (доля МУГ составляет ~ 50 % общей протяженности границ), а также некоторым сгущением осей разориентировки в $\langle 111 \rangle$ - $\langle 101 \rangle$ области стандартного стереографического треугольника (рис. 3, б).

Обратная полюсная фигура для направления осадки позволяет заключить, что в деформированном материале имело место преимущественное выравнивание кристаллографических направлений $\langle 101 \rangle$ вдоль оси осадки (рис. 3, в).

3.2. Вторая стадия криогенной деформации

3.2.1. Морфология микроструктуры и размер зерен

На EBSD-картах (рис. 4) показаны только границы разориентации, причем МУГ обозначены тонкими серыми линиями, а БУГ – толстыми темными линиями. Как и в случае однократной осадки (см. рис. 3, а) в микроструктурах преобладают сильно вытянутые зерна. Только после *abc*-деформации зерна вытянуты примерно в поперечном направлении (рис. 4, а), а в случае криогенной прокатки они выровнены в направлении прокатки (рис. 4, б). Следует отметить также формирование ожерелья мелких равноосных зерен вдоль границ вытянутых зерен. В работе [11] показано, что формирование микроструктуры подобной морфологии может быть обусловлено геометрическим сплющиванием исходных зерен в соответствии с условиями деформации в сочетании с частичной рекристаллизацией, протекающей после деформации в ходе нагрева материала до комнатной температуры [17-20].

Общим для обеих микроструктур является развитая сеть МУГ в теле зерен. При этом МУГ преимущественно сосредоточены в крупных вытянутых зернах, в то время как мелкие равноосные зерна зачастую практически не содержат субграниц. Это наблюдение подтверждает тезис о частичной рекристаллизации в ходе криогенной деформации [17-20]. В материале после криогенной *abc*-деформации МУГ в среднем ориентированы примерно поперек вытянутых зерен (см. рис. 4, а), в то время как в прокатанном материале – вдоль (см. рис. 4, б). Несмотря на довольно большую накопленную деформацию ($\epsilon \approx 8,2$ в случае *abc*-деформации и $\epsilon \approx 4,9$ в случае прокатки), МУГ в среднем характеризуются относительно небольшим углом разориентировки, а большеугловые сегменты субграниц встречаются очень редко. Это позволяет предположить, что процесс фрагментации развивается не очень интенсивно.

Интересной особенностью обеих микроструктур является также наличие кристаллитов весьма специфической клиновидной морфологии, окаймленных границами с разориентировкой, которая близка к двойниковой разориентации

$60^\circ\langle 111 \rangle$. Некоторые примеры подобных кристаллитов показаны стрелками на рис. 4. По-видимому, это механические двойники. Таким образом, результаты вполне соответствуют данным [2, 3], отмечающим активизацию механического двойникования в условиях криогенной деформации. Однако удельная доля двойников в структуре визуально не очень высока, что, вероятно, свидетельствует о незначительной роли этого механизма в эволюции микроструктуры. Такой вывод согласуется с результатами работ [10-12].

Резюмируя изложенное, можно заключить, что в ходе двустадийной криогенной деформации эволюция микроструктуры в целом контролируется сочетанием геометрического эффекта деформации (сплющивания зерен) с процессами рекристаллизации, фрагментации и двойникования.

Следует также отметить, что двустадийная деформация в криогенных условиях не привела к формированию желаемой НК структуры (таблица). Кроме того, эффект дополнительной деформации (второй стадии) на измельчение микроструктуры крайне незначителен. Отмечено даже небольшое укрупнение средних размеров субзерен после дополнительной деформации.

Можно заключить, что кардинальное изменение метода деформирования в ходе низкотемпературной деформации не ведет к сколько-нибудь значительному стимулированию процессов измельчения микроструктуры (двойникования, фрагментации или рекристаллизации), и поэтому вряд ли является эффективным с позиции формирования НК-структуры.

3.2.2. Спектр разориентировок границ зерен

Экспериментальные спектры разориентировок границ зерен структур после двустадийной криогенной деформации после осадки и прокатки являются в значительной мере подобными (рис. 5). В обоих случаях они характеризуются малоугловым максимумом на графиках распределения границ по углам

разориентации, а также несколько повышенной долей двойниковых $60^\circ\langle 111 \rangle$ границ. Двойниковый пик более ярко выражен в состоянии после прокатки (рис. 5, б). Малоугловой пик фактически отражает развитую сеть МУГ в теле зерен (см. рис. 4). Интересно отметить, что доля БУГ в прокатанном состоянии несколько выше, чем после *abc*-деформации (см. таблицу), несмотря на существенно меньшую величину накопленной деформации. Это, по-видимому, свидетельствует о несколько большей эффективности прокатки по сравнению с осадкой.

Несколько повышенная доля двойниковых разориентировок в структурах еще раз подтверждает тезис о механическом двойниковании в ходе криогенной деформации меди [2, 3]. Общая доля двойниковых границ, однако, довольно мала (см. таблицу), что скорее всего свидетельствует о несущественной роли этого механизма в формировании микроструктуры. При этом доля двойников в прокатанном состоянии примерно вдвое выше, чем в материале после *abc*-деформации. Такое наблюдение отчасти объясняет различие в доле БУГ между двумя состояниями. Причины меньшей склонности меди к двойникованию при осадке, чем при прокатке, не вполне ясны; возможно, что этот эффект связан с жесткостью схемы нагружения.

3.2.3. Текстура

Текстуры, сформировавшиеся после двустадийной криогенной деформации, приведены на рис. 6. В случае криогенной *abc*-деформации текстура представлена обратной полюсной фигурой для направления последней осадки (рис. 6, а). В случае криогенной прокатки текстура представлена прямой полюсной фигурой $\{111\}$, построенной в обычной системе координат для прокатки: направление прокатки вертикально и поперечное направление горизонтально (рис. 6, б).

Для сравнения на рис. 7 приведены соответствующие эталоны текстур: теоретически рассчитанная по модели Тейлора текстура меди, деформированной

сжатием на 100 % в условиях холодной деформации [21] и идеальная «текстура латуни» $\{110\}\langle 112\rangle$, которая часто образуется при прокатке ГЦК-металлов.

Очевидно удовлетворительное соответствие между экспериментальными данными и соответствующими эталонами. В ходе последней осадки при низкотемпературной *abc*-деформации образовалась обычная аксиальная текстура, в которой кристаллографическое направление $\langle 110\rangle$ тяготеет к оси осадки (см. рис. 6, а и рис. 7, а). Следует отметить чрезвычайную размытость текстуры – максимальная интенсивность на обратной полюсной фигуре всего лишь в $\sim 1,5$ раза выше уровня фона (см. рис. 6, а). Это, возможно, связано с постоянным изменением оси нагружения в ходе *abc*-деформации. В случае криогенной прокатки сформировавшуюся текстуру можно трактовать как «текстуру латуни» $\{110\}\langle 112\rangle$ (см. рис. 6, б и рис. 7, б). Можно предположить, что формирование подобной структуры может быть связано с подавлением поперечного скольжения дислокаций в условиях криогенной деформации.

Факт формирования вполне обычных текстур позволяет заключить, что пластическое течение во всем исследованном интервале криогенных деформаций ($\epsilon \approx 4,9-8,2$), по-видимому, контролировалось обычным для ГЦК-металлов дислокационным скольжением $\{111\}\langle 110\rangle$.

С другой стороны, принципиальное изменение текстуры осадки (см. рис. 3, в) на текстуру прокатки (см. рис. 6, б) в случае двустадийной деформации по схеме 88 % осадки + 93% прокатки свидетельствует о том, что изменение метода деформирования действительно стимулировало смену действующих систем скольжения, как и предполагалось при постановке задачи исследования. К сожалению, однако, это не привело к ожидаемому ускорению измельчения микроструктуры.

4. Выводы

1. Изменение пути деформирования в криогенных условиях оказало незначительное влияние на измельчение микроструктуры меди. Таким образом, двустадийная криогенная деформация не является целесообразной для формирования НК-структуры в меди.
2. Во всех рассмотренных случаях основным механизмом пластического течения являлось ординарное $\{111\}\langle 110\rangle$ дислокационное скольжение. Резкая смена пути деформирования в криогенных условиях приводит к изменению действующих систем скольжения, однако этот эффект не стимулирует измельчения микроструктуры.

Авторы благодарят профессора Г.А. Салищева за идею настоящего исследования, к.т.н. Р.М. Галеева и к.т.н. О.Р. Валиахметова за подготовку меди в исходном состоянии (теплую abc-деформацию), а также к. ф.-м. н. Р.Р. Даминова за помощь в проведении экспериментов по криогенной деформации.

Список литературы

1. **Huang Y., Prangnell P. B.** The effect of cryogenic temperature and change in deformation mode on the limiting grain size in a severely deformed dilute aluminium alloy // Acta Mater. 2008. V. 56. P. 1619–1632.
2. **Li Y. S., Tao N. R., Lu K.** Microstructural evolution and nanostructure formation in copper during dynamic plastic deformation at cryogenic temperatures // Acta Mater. 2008. V. 56. P. 230–241.
3. **Zhang Y., Tao N. R., Lu K.** Mechanical properties and rolling behaviors of nano-grained copper with embedded nano-twin bundles // Acta Mater. 2008. V. 56. P. 2429–2440.
4. **Jasiefiski Z., Paul H., Pittkowski A., Litwora A.** Microstructure and Texture of Copper Single Crystal of (112)[111] Orientation Undergoing Channel-Die Compression at 77 K // J. Mater. Proces. Technol. 1995. V. 53. P. 187-194.
5. **Hodge A. M., Wangb Y. M., Barbee T. W.** Mechanical deformation of high-purity sputter-deposited nano-twinned copper // Scripta Mater. 2008. V. 59. P. 163–166.

6. **Estrin Y., Isaev N. V., Lubenets S. V.** et al. Effect of microstructure on plastic deformation of Cu at low homologous temperatures // *Acta Mater.* 2006. V. 54. P. 5581–5590.
7. **Hines J. A., Vecchio K. S.** Recrystallization kinetics within adiabatic shear bands // *Acta Mater.* 1997. V. 45. P. 635-649.
8. **Panigrahi S. K., Jayaganathan R.** A study on the mechanical properties of cryorolled Al-Mg-Si alloy // *Mater. Sci. Eng.* 2008. V. A.480. P. 299-305.
9. **Panigrahi S. K., Jayaganathan R., Chawla V.** Effect of cryorolling on microstructure of Al-Mg-Si alloy // *Mater. Letter.* 2008. V. 62. P. 2626-2629.
10. **Конькова Т. Н., Миронов С. Ю., Корзников А. В.** Интенсивная криогенная деформация меди // *ФММ.* 2010. Т. 109. № 2. С. 184-189.
11. **Конькова Т. Н., Миронов С. Ю., Корзников А. В.** Влияние криогенной осадки на микроструктуру мелкозернистой меди // *Производство проката.* 2009. № 9. С. 2-8.
12. **Конькова Т. Н., Миронов С. Ю., Корзников А. В.** Влияние криогенной прокатки на структуру и свойства меди // *Упрочняющие технологии и покрытия.* 2009. № 9. С. 6-12.
13. **Humphreys F. J.** Characterisation of fine-scale microstructures by electron backscatter diffraction (EBSD) // *Scripta Mater.* 2004. V. 51. P. 771–776.
14. **Миронов С. Ю., Даниленко В. Н., Мышляев М. М., Корнева А. В.** Анализ пространственного распределения ориентировок элементов структуры поликристаллов, получаемого методами просвечивающей электронной микроскопии и обратно рассеянного пучка электронов в сканирующем электронном микроскопе // *ФТТ.* 2005. Т. 47. С. 1217-1225.
15. **Dobatkin S. V., Salischev G. A., Kuznetsov A. A., Kon'kova T. N.** Submicrocrystalline structure in copper after different severe plastic deformation schemes // *Mater. Sci. Forum.* 2007. V. 558-559. P. 189-194.
16. TSL. OIM Version 3.0. Online help. Draper, UT: TSL; 2001.
17. **Meingelberg H. D., Meixner M., Lucke K.** The kinetics of the recrystallization of copper deformed at low temperatures // *Acta Metal.* 1965. V. 13. P. 835-844.
18. **Гиндин И. А., Аксенов В. К., Борисова И. Ф., Стародубов Я. Д.** Особенности низкотемпературной рекристаллизации меди // *ФММ.* 1975. Т. 39. С. 88-93.
19. **Гиндин И. А., Лазарев Б. Г., Стародубов Я. Д., Лазарева М. Б.** О низкотемпературной рекристаллизации меди, прокатанной при 77 и 20°K // *ДАН СССР.* 1966. Т. 171. С. 552-554.
20. **Гиндин И. А., Стародубов Я. Д., Староплат М. П., Хаймович П. А.** Особенности дефектной структуры меди, экструдированной при низких температурах // *ФММ.* 1979. Т. 48. С. 1004-1009.

21. **Ahzi S., M'Guil S.** A new intermediate model for polycrystalline viscoplastic deformation and texture evolution // *Acta Mater.* 2008. V. 56. P. 5359-5369.

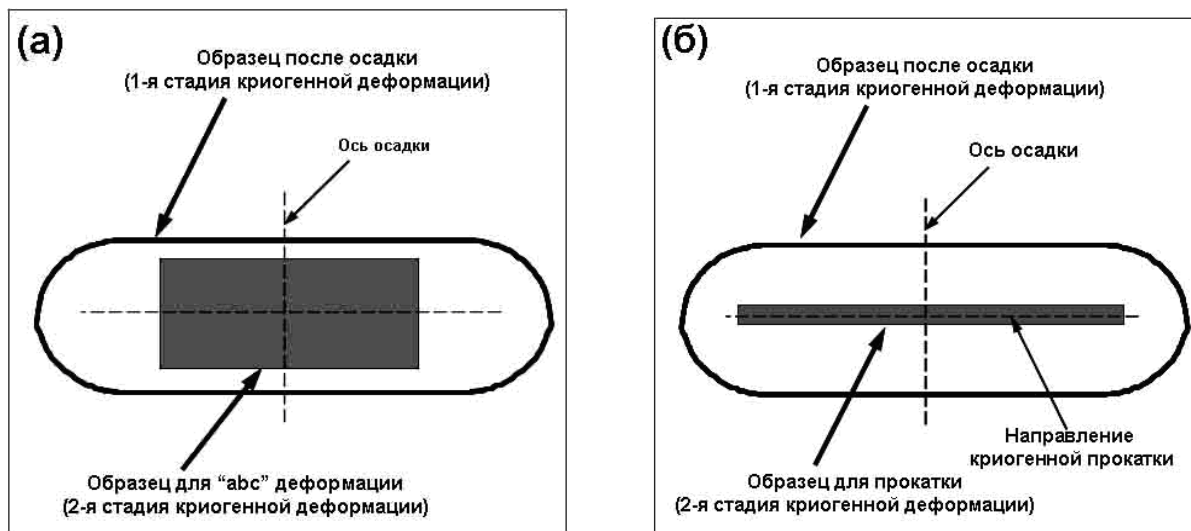


Рис. 1. Двустадийная криогенная деформация меди. Т. Н. Конькова, С. Ю. Миронов, В.Н. Даниленко, А. В. Корзников.

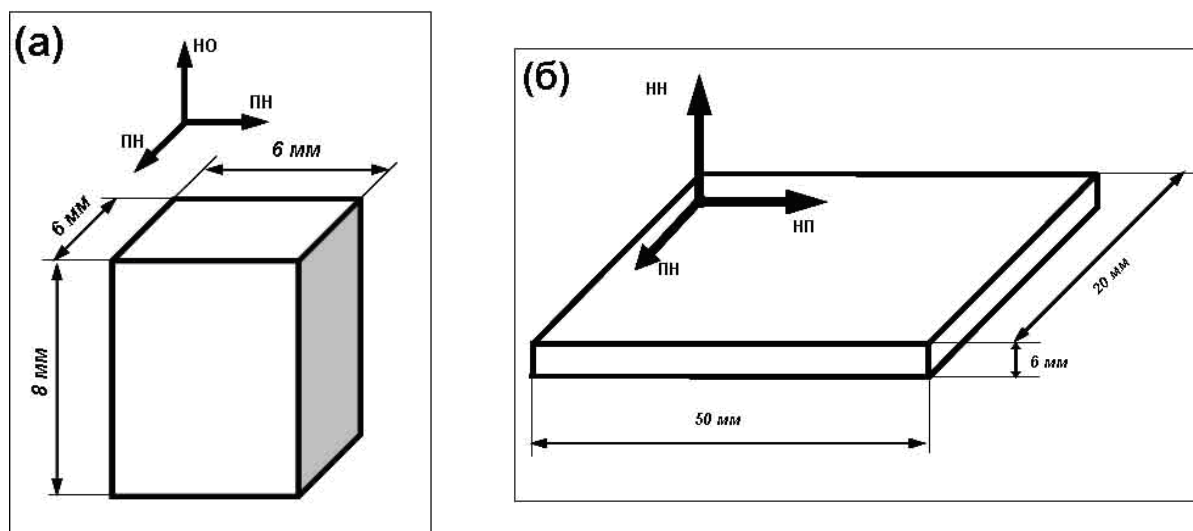


Рис. 2. Двустадийная криогенная деформация меди. Т. Н. Конькова, С. Ю. Миронов, В.Н. Даниленко, А. В. Корзников.

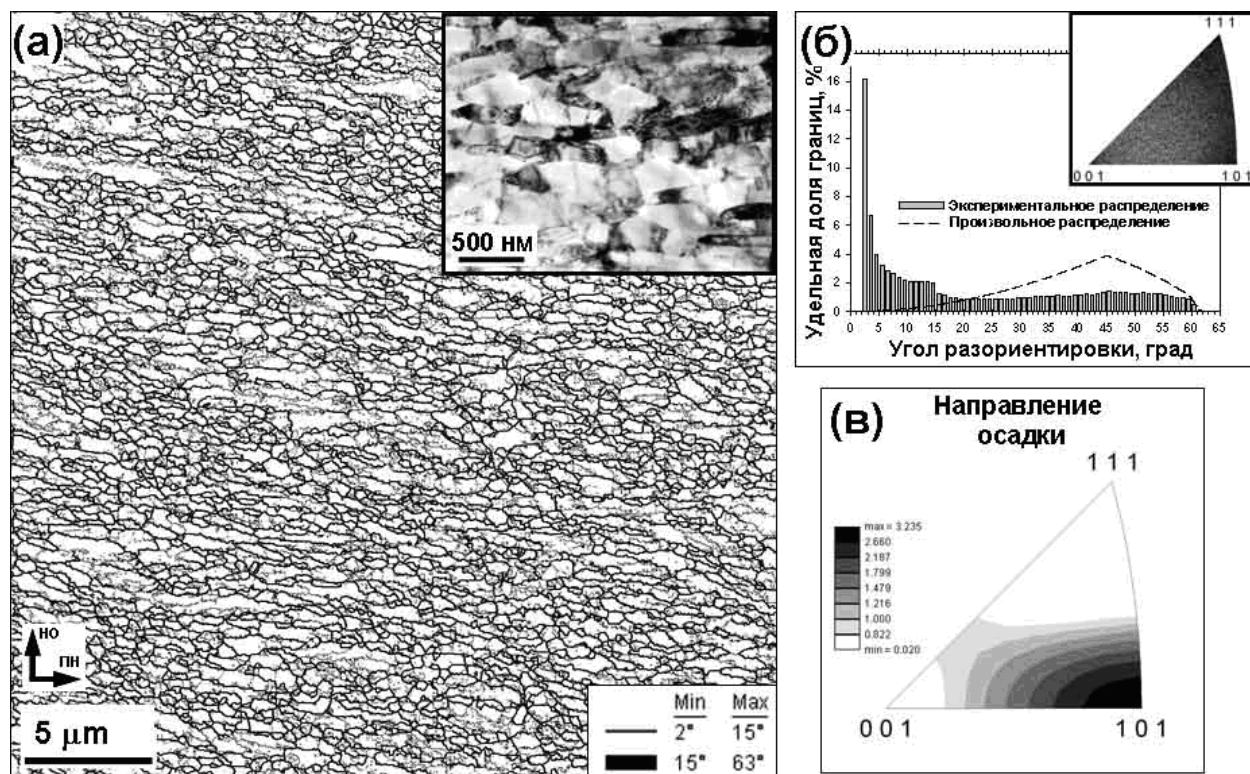


Рис. 3. Двустадийная криогенная деформация меди. Т. Н. Конькова, С. Ю. Миронов, В.Н. Даниленко, А. В. Корзников.

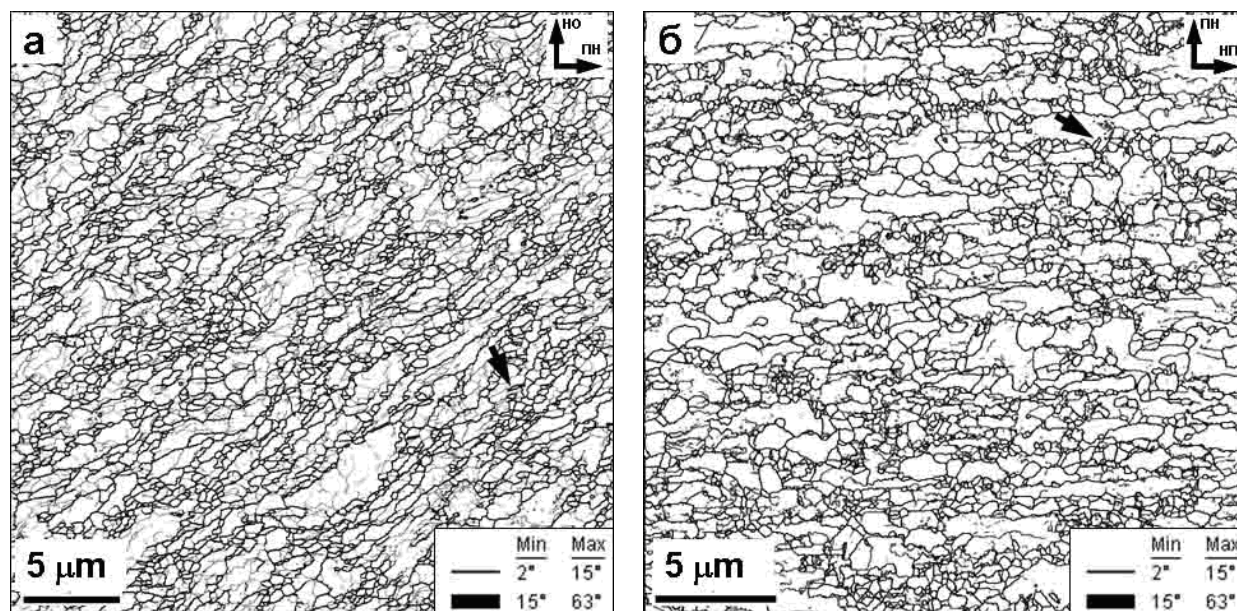


Рис. 4. Двустадийная криогенная деформация меди. Т. Н. Конькова, С. Ю. Миронов, В.Н. Даниленко, А. В. Корзников.

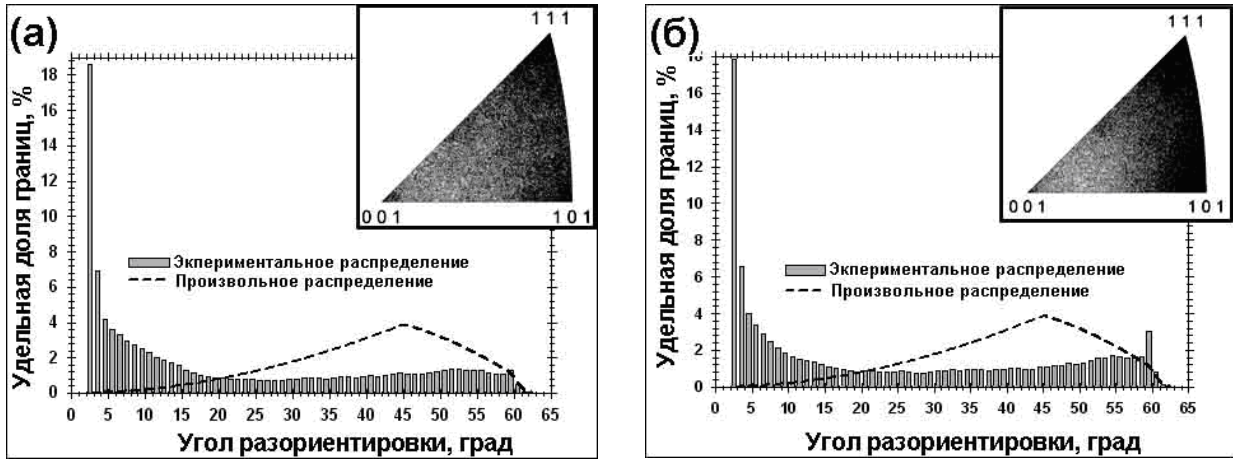


Рис. 5. Двустадийная криогенная деформация меди. Т. Н. Конькова, С. Ю. Миронов, В.Н. Даниленко, А. В. Корзников.

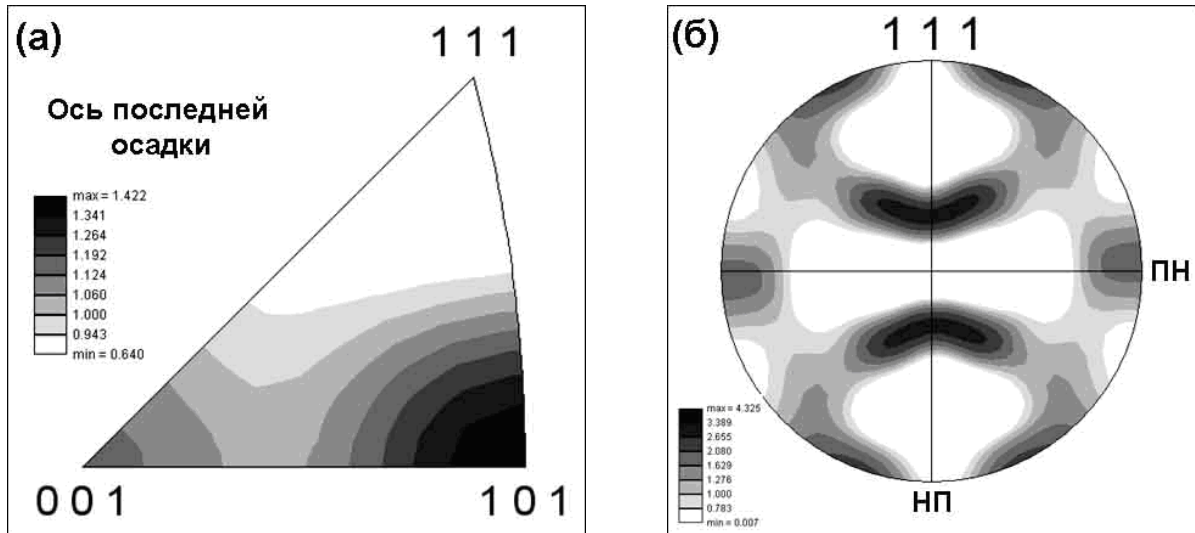


Рис. 6. Двустадийная криогенная деформация меди. Т. Н. Конькова, С. Ю. Миронов, В.Н. Даниленко, А. В. Корзников.

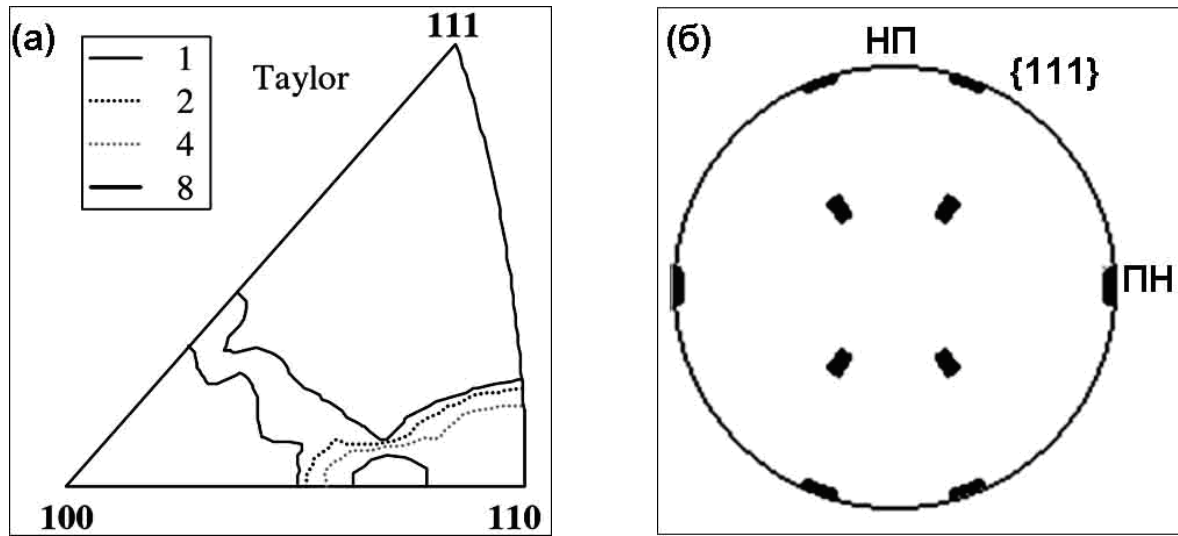


Рис. 7. Двустадийная криогенная деформация меди. Т. Н. Конькова, С. Ю. Миронов, В.Н. Даниленко, А. В. Корзников.

Метод деформации	Истинная деформация	Средний размер зерен, мкм		Средний размер субзерен, мкм	
		Продольный	Поперечный	Продольный	Поперечный
Исходное состояние		1.7	1.6	1.2	1.1
Осадка 88%	2.2	0.7	0.4	0.2	0.2
10 циклов "abc" деформации	8.2	0.8	0.6	0.4	0.3
Прокатка 93%	4.9	0.6	0.6	0.4	0.4

Таблица 1. Двустадийная криогенная деформация меди. Т. Н. Конькова, С. Ю. Миронов, В.Н. Даниленко, А. В. Корзников.

Метод деформации	Истинная деформация	Доля БУГ	Доля двойниковых границ
Исходное состояние		59	4.8
Осадка 88%	<i>Первая стадия криогенной деформации</i>		
	2.2	50	1.8
10 циклов "abc" деформации	<i>Вторая стадия криогенной деформации</i>		
	8.2	46	2.8
Прокатка 93%	4.9	52	5.6

Таблица 2. Двустадийная криогенная деформация меди. Т. Н. Конькова, С. Ю. Миронов, В.Н. Даниленко, А. В. Корзников.