



Strathprints Institutional Repository

Konkova, Tatyana and Mironov, S. and Korznikov, A. (2010) Криогенная деформация меди. Упрочняющие технологии и покрытия, 1. pp. 33-39. ISSN 1813-1336 ,

This version is available at <http://strathprints.strath.ac.uk/58586/>

Strathprints is designed to allow users to access the research output of the University of Strathclyde. Unless otherwise explicitly stated on the manuscript, Copyright © and Moral Rights for the papers on this site are retained by the individual authors and/or other copyright owners. Please check the manuscript for details of any other licences that may have been applied. You may not engage in further distribution of the material for any profitmaking activities or any commercial gain. You may freely distribute both the url (<http://strathprints.strath.ac.uk/>) and the content of this paper for research or private study, educational, or not-for-profit purposes without prior permission or charge.

Any correspondence concerning this service should be sent to Strathprints administrator: strathprints@strath.ac.uk

УДК 669.3:539.89:539.25

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

(Учреждение Российской академии наук Институт Проблем Суперпластичности

Металлов РАН, 450001, Уфа, Россия)

Криогенная деформация меди

Конькова Татьяна Николаевна – аспирант Учреждения Российской академии наук Института Проблем Суперпластичности Металлов РАН, г. Уфа, Россия, konkova_05@mail.ru, (347)282-37-12.

Миронов Сергей Юрьевич – н.с. Учреждения Российской академии наук Института Проблем Суперпластичности Металлов РАН, к.ф.-м.н, г. Уфа, Россия, (347) 282-37-12.

Корзников Александр Вениаминович – с.н.с. Учреждения Российской академии наук Института Проблем Суперпластичности Металлов РАН, д.т.н, профессор, г. Уфа, Россия, (347) 282-38-58.

Исследовано влияние криогенной деформации на измельчение структуры в технически чистой меди. Основным механизмом пластического течения во всех случаях являлось $\{111\}\langle 110 \rangle$ дислокационное скольжение, вклад механического двойникования был очень мал.

Ключевые слова: *Интенсивная пластическая деформация; Криогенная деформация; Медь; Микроструктура; Текстура*

T.N. Konkova, S.Yu. Mironov, A.V. Korznikov

(Institute for Metal Superplasticity Problem RAS, 450001, Ufa, Russia)

Cryogenic deformation of copper

Konkova Tatyana – post-graduate student of IMSP RAS, Ufa, Russia, (347) 282-37-12.

Mironov Sergey - research assistant at IMSP RAS, Ph.D., Ufa, Russia, (347) 282-37-12.

Korznikov Alexander – senior researcher at IMSP RAS, Professor, Ufa, Russia, (347) 282-38-

The effect of cryogenic deformation on the structure refinement of copper was studied. The plastic flow arises mainly from conventional $\{111\}\langle 110 \rangle$ dislocations slip whereas the contribution of the mechanical twinning was found to be not significant.

Keywords: *Severe plastic deformation, cryogenic deformation, copper, microstructure, texture.*

1. Введение

Методы интенсивной пластической деформации (ИПД) являются наиболее эффективными способами измельчения микроструктуры [1], позволяют достичь субмикроструктурного (СМК) и нанокристаллического (НК) размерного уровня, что, в свою очередь, приводит к повышению прочностных характеристик металлов. Наряду с этим отмечается, что по достижении определенной степени деформации процесс измельчения замедляется [2-4]. При этом достигаемый размер зерен не выходит за пределы СМК-интервала. Это явление не находит должного объяснения; в числе возможных причин называется наличие определенного равновесия между деформационным уменьшением размера зерен и их термоактивированным ростом [5]. Таким образом, добиться формирования НК-структур посредством ИПД в большинстве случаев пока не удается. По всей видимости, необходимы новые способы, которые обеспечат продолжение процесса измельчения микроструктуры вплоть до НК диапазона.

Предполагается, что низкие температуры послужат причиной активизации новых механизмов деформации, которые приведут к продолжению процесса измельчения зерен и достижению НК размерного уровня. В последнее время был осуществлен ряд попыток проведения деформации в условиях низких температур (так называемая криогенная деформация) для достижения НК размеров зерен [5-7]. Значительное число этих работ было выполнено на меди.

Результаты этих работ свидетельствуют об интенсивном двойниковании [6,7], что противоречит общепринятому мнению о несклонности меди к механическому двойникованию. Предполагается, что двойникование обусловлено именно криогенной температурой, которая привела к подавлению поперечного скольжения дислокаций [7].

Вышеизложенное свидетельствует, что криогенная деформация является интересной областью исследований, требующей более тщательного изучения. В настоящее время микроструктурные исследования в этой области осуществлялись, в основном, посредством просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Однако наряду с очевидными преимуществами, ПЭМ имеет целый ряд серьезных ограничений, не позволяющих проводить полную аттестацию микроструктуры. К числу важнейших из них следует отнести высокую трудоемкость измерений (особенно кристаллографических), а также крайне низкую их статистическую выборку. Таким образом, существует необходимость в проведении более систематических микроструктурных исследований криогенно деформированных материалов. С этой целью для микроструктурных исследований был привлечен относительно новый метод автоматического анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) [8].

Настоящая работа направлена на изучение влияния комбинирования различных способов нагружения в криогенных условиях на структуру технической чистой меди. В данной работе изучалась эффективность двух случаев комбинирования для измельчения микроструктуры в меди: а) осадка в оболочке+93%прокатка и б) осадка в оболочке+10 циклов «abc»-деформации.

2. Материал и методика исследования

В качестве материала исследования использовалась технически чистая (99.9%) медь марки М1. Состояние поставки - горячекатаный пруток. С целью наибольшего измельчения исходного размера зерен вырезанные из прутка заготовки диаметром 40 мм и длиной 70 мм были подвергнуты предварительной интенсивной «abc»-

деформации (три осадки примерно на 40% по высоте вдоль трех ортогональных осей) в интервале температур 500 – 300°C [9]. В результате деформации в материале сформировалась микроструктура со средним размером зерен ~ 1.7 мкм, с долей большеугловых границ $\sim 59\%$ и слабой «текстурой куба». Более подробное описание сформированной структуры дано в работе [10]. Для повышения эффективности криогенной деформации при формировании НК структуры полученный материал был подвергнут последующей криогенной осадке в оболочке. Для этого из центральной (наиболее деформированной) части кованных заготовок были вырезаны цилиндрические образцы диаметром 24 мм и высотой 60 мм. В целях достижения большей макроскопической однородности деформации 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 примерно соответствует истинной деформации $\epsilon \sim 2.2$. В результате деформации в материале сформировалась микроструктура со средним размером зерен ~ 0.6 мкм, с долей большеугловых границ $\sim 50\%$ и аксиальной текстурой, где направление $\langle 110 \rangle$ тяготеет к оси осадки. Более подробное описание сформированной структуры дано в работе [11]. Полученное состояние было принято за исходное.

Образцы для криогенной прокатки были вырезаны в виде пластин размерами 50x20x6 мм³ (рис. 1а, б) из центральной части осажённой заготовки.

Криогенная прокатка осуществлялась на прокатном стане ЛИС 6/200 с диаметром рабочих валков 200 мм при постоянной скорости прокатки 100 мм/с. С целью достижения более однородного распределения деформации в ходе прокатки использовалась относительно небольшая степень обжатия за один проход – около 10%. Общая степень обжатия составила 93%, что примерно соответствует истинной деформации $\epsilon \sim 3$. При описании процесса прокатки использовалась обычная система

координат, включающая в себя направление прокатки (НП), поперечное направление (ПН) и направление нормали к плоскости прокатки (НН) (рис. 1б).

Образцы для криогенной ковки были также вырезаны из центральной части осаженных образцов и имели форму прямоугольного параллелепипеда с размерами $6 \times 6 \times 8$ мм³. Образцы были подвергнуты 10 циклам осадки на гидравлическом прессе EU-100 при начальной скорости деформации $\sim 10^{-3}$ с⁻¹ примерно на 40% по высоте вдоль трех ортогональных осей.

Криогенная деформация осуществлялась в воздушной атмосфере. Перед нагружением образцы охлаждались в контейнере с жидким азотом до температуры $-196 \pm 10^\circ\text{C}$. Для предотвращения быстрого нагрева меди до комнатной температуры в ходе деформации использовались подкладные бойки, которые также охлаждались в контейнере с жидким азотом. Интервал времени между извлечением образцов и бойков из контейнера и началом деформации составлял, в среднем, около 40 сек; общее время цикла деформации составляло порядка 2-3 мин. После каждого цикла деформации образец и бойки снова помещались в контейнер с азотом, где выдерживались до полного охлаждения; процесс повторялся до достижения заданной величины накопленной деформации. Предварительные эксперименты показали, что температура бойков, извлеченных из контейнера, в течение первых трех минут поднималась лишь на 6°C от температуры жидкого азота. Таким образом, предполагается, что криогенные условия деформации были, в целом, обеспечены.

Микроструктуру прокатанных образцов исследовали только в плоскости прокатки вследствие очень малой конечной толщины образца; кованный образец исследовался в центральной (наиболее деформированной) части продольного сечения. Аттестация микроструктуры проводилась методами автоматического анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ).

Образцы для микроструктурных исследований подвергались предварительному шлифованию на водоупорной абразивной бумаге и окончательной электрополировке. В случае EBSD образцы электрополировались в 70% растворе ортофосфорной кислоты H_3PO_4 в дистиллированной воде при комнатной температуре и напряжении 5 В. В случае ПЭМ электролит представлял собой 7% раствор той же самой кислоты, а приложенное напряжение составляло 4 В.

Для ПЭМ был использован микроскоп JEM-2000EX, работающий при ускоряющем напряжении 160 кВ. EBSD-анализ проводился при помощи программного обеспечения TSL OIM™, установленного на сканирующем электронном микроскопе с полевым катодом Hitachi S-4300SE. EBSD-сканирование осуществлялось посредством автоматического перемещения пучка электронов по гексагональной сетке. Были получены EBSD-карты, состоящие из ~200.000–500.000 пикселей и содержащие от нескольких сотен до полутора десятка тысяч зерен. Шаг сканирования (размер пикселя) варьировался от 50 до 250 нм. В целях минимизации ошибки каждая электронограмма автоматически индцировалась по семи Кикучи-линиям. Доля успешно индцированных электронограмм варьировалась от 98.9% до ~ 100% от их общего числа. Средняя величина коэффициента, характеризующего корректность индцирования электронограмм (так называемый, “confidential index”, CI [12]), варьировалась для различных EBSD-карт от 0.15 до 0.66. Для сравнения, считается, что если этот коэффициент превышает величину 0.1, то доля корректно индцированных электронограмм составляет 95% [12]. Неиндцированные электронограммы, а также электронограммы с низким CI обычно соответствовали регионам возле границ зерен. EBSD данные были подвергнуты автоматической корректировке: все мелкие зерна, состоящие из 3 пикселей и меньше, были автоматически удалены с EBSD карт. При вычислении разориентировки из всех кристаллографически эквивалентных её описаний использовалось описание с минимальным углом. Разориентировка вычислялась между

соседними (смежными) точками сканирования. Ввиду экспериментальной погрешности EBSD-метода, все малоугловые границы с разориентировкой меньше 2° были исключены из рассмотрения. В качестве критерия мало- и большеугловых границ (МУГ и БУГ соответственно) использовалась разориентировка 15° . Распределение границ по углам разориентировки приводилось по их длине. Размер структурных элементов (зерен/субзерен) определялся методом секущих.

3. Результаты и их обсуждение

3.1. Морфология микроструктуры и размер зерен

Большие (обзорные) EBSD карты микроструктур криогенной деформации показаны на рис. 2.

На этих картах, зерна окрашены в соответствии с их кристаллографической ориентировкой относительно нормали к плоскости прокатки (Рис. 2а) и оси осадки (Рис. 2б), цветовой код ориентировки дан в правом нижнем углу рисунка.

В обоих случаях микроструктуры довольно однородны в масштабах карт. Отмечается вытянутость зерен в направлении прокатки (в случае прокатки) и в направлении нормали к оси последней осадки (в случаековки). Границы вытянутых зерен опоясывают мелкие равноосные зерна, доля которых визуальна довольно высока. Аналогичную картину наблюдали в предыдущих работах по криогенной деформации меди, где было показано, что формирование данной микроструктуры было обусловлено геометрическим сплющиванием исходных зерен в соответствии с условиями деформации [10,11] и частичной рекристаллизацией [10].

Высокоразрешающие EBSD карты микроструктур криогенной деформации приведены на рис. 3.

На этих картах показаны только границы разориентации, причем МУГ обозначены тонкими серыми линиями, а БУГ – толстыми темными линиями. Общей чертой всех микроструктур является развитая сеть МУГ в пределах зерен (Рис. 3). В

большинстве случаев МУГ являются довольно короткими и извилистыми, преимущественно тяготеют к границам исходных зерен и характеризуются относительно небольшим углом разориентировки. Однако наряду с этим, в структуре послековки МУГ (~54%), в среднем, ориентированы поперечно по отношению к вытянутым зернам. Таким образом, можно предположить, что исходные зерна сплющивались в соответствии с приложенной нагрузкой сжатия, и, параллельно с этим, в них формировались МУГ. Большинство субграниц в пределах зерен имеют малоугловую разориентировку.

Итак, ни для одной из рассматриваемых структур *не* является характерным наличие протяженных и прямолинейных МУГ, имеющих значительную разориентировку и рассекающих исходные зерна на четко очерченные фрагменты. Иными словами, процесс фрагментации представляется в значительной мере подавленным.

Исключительно важной отличительной чертой микроструктур криогенной деформации является то, что границы зерен не являются прямолинейными, а значительно искривлены (Рис. 3). В некоторых случаях (примеры отмечены стрелками на рис. 3) локальная конфигурация искривленных границ очень близка к образованию мелких равноосных зерен. В работе [10] был сделан вывод, что в случае криогенной прокатки этот эффект связан с локальной миграцией БУГ, и что развитие этого процесса в конечном счете ведет к частичной рекристаллизации.

Влияние криогенной деформации на средний размер зерен/субзерен показано в таблице 1. Видно, что дополнительная криогенная деформация не привела к заметному измельчению микроструктуры, и НК диапазон так и не достигнут ни в одном случае.

3.2. Тонкая структура

Характерные ПЭМ фотографии микроструктур после криогенной деформации показаны на рис. 4. Общей чертой исследованных состояний является присутствие в

микроструктуре равноосных зерен, которые практически не содержат дислокаций и характеризуются полосчатым контрастом вдоль границ (Рис. 4а, Рис. 4г). Наличие подобных зерен в микроструктуре также свидетельствует в пользу гипотезы о частичной рекристаллизации в ходе криогенной деформации.

3.3. Спектр разориентировок

Спектры разориентировок структур криогенной деформации представлены на рис. 5. Распределения границ по осям разориентации даны в правых верхних углах рисунков. Для сравнительных целей произвольные распределения границ по углам разориентировки также приведены на рис. 5. Влияние криогенной деформации на содержание БУГ и двойниковых границ суммировано в таблице 2.

Видно, что экспериментальные распределения границ по углам разориентировки существенно отличаются от произвольного распределения. Наиболее существенное различие связано с наличием ярко выраженного малоуглового максимума в реальных спектрах разориентировок. Фактически данный пик отражает развитую сеть малоугловых границ в пределах зерен (Рис. 3). Дополнительная прокатка осаженного в оболочке образца способствовала увеличению доли БУГ (52%), тогда как ковка привела к обратному эффекту (46%). Доля двойниковых разориентировок, обуславливающих слабый пик в районе 60° границ, в прокатанном образце также выше, что свидетельствует о том, что увеличение доли БУГ в этом случае может быть отчасти связано с двойникованием. Механическое двойникование в ходе криогенной деформации меди также отмечалось в работах [6,7].

Несмотря на это, общую долю двойниковых границ следует признать относительно низкой (Таблица 2). Таким образом, роль двойникования в общей эволюции структуры была, скорее всего, незначительна.

3.4. Текстура

Текстурные данные, полученные методом EBSD, приведены на рис. 6.

Текстура, сформировавшаяся в прокатанном материале, представлена в виде прямых полюсных фигур (ППФ) для кристаллографических плоскостей $\{100\}$, $\{110\}$ и $\{111\}$, полученных с плоскости прокатки. Текстура ковального образца представлена в виде обратной полюсной фигуры для направления осадки, проанализирована в продольном сечении. Для сравнительных целей на рис. 7 также показаны проекции идеальной «текстуры латуни» $\{110\} \langle 112 \rangle$ (а) на все тех же ППФ $\{100\}$, $\{110\}$ и $\{111\}$ и теоретически рассчитанная по модели Тейлора текстура меди, деформированной сжатием на 100% в условиях холодной деформации (б) [13].

Следует отметить, что все ППФ на рис. 6 и рис. 7 даны в обычной системе координат для прокатки: направление прокатки вертикально и поперечное направление горизонтально.

Сопоставление экспериментальных и идеальных ППФ показывает, что текстура, сформировавшаяся в ходе дополнительной криогенной прокатки, с некоторым приближением может быть описана как «текстура латуни» $\{110\} \langle 112 \rangle$. В случае криогеннойковки (Рис. 6б) имело место образование обычной аксиальной текстуры, в которой кристаллографическое направление $\langle 110 \rangle$ тяготеет к оси осадки. Соответствие между экспериментальными и теоретическими текстурами не является абсолютно точным, и текстурные пики на реальных ППФ отклонены от идеального положения. Наиболее простым объяснением этого являются небольшие отклонения реальных плоскостей и направлений прокатки от идеальных.

Интересно отметить, что формирование «текстуры латуни» $\{110\} \langle 112 \rangle$ вместо «текстуры меди» $\{112\} \langle 111 \rangle$ при прокатке ГЦК металлов традиционно связывается либо с интенсивным двойникованием, либо с затруднением поперечного скольжения. Как показано выше, вклад двойникования в пластическое течение был вряд ли велик. Таким образом, образование «текстуры латуни» в условиях эксперимента было, скорее всего, связано с подавлением термоактивированного поперечного скольжения в ходе

криогенной деформации. Данный вывод позволяет объяснить отсутствие четкой ячеистой структуры (Рис. 4), а также замедленное развитие фрагментации.

В заключение следует подчеркнуть, что формирование вполне обычных текстур свидетельствует о том, что основным механизмом пластического течения в условиях эксперимента было, скорее всего, обычное дислокационное скольжение $\{111\}\langle 110\rangle$. Иными словами, ни криогенные условия деформации, ни исходная мелкозернистая структура не привели к изменению фундаментального механизма деформации.

4. Выводы

В данной работе проводился сравнительный анализ эффективности комбинации различных методов криогенной деформации (осадка в оболочке+93%прокатка и осадка в оболочке+10 циклов “abc”-деформации) для измельчения микроструктуры в меди. На основе работы сформулированы следующие выводы.

1) Общими чертами всех исследованных структур криогенной деформации являются: высокая доля МУГ, высокая плотность дислокаций, отсутствие ячеистой субструктуры, небольшое содержание двойников.

2) Двухстадийная криогенная деформация не привела к формированию НК-структуры.

3) В качестве основных причин низкой эффективности криогенных деформаций для измельчения микроструктуры признаны (а) низкая интенсивность механического двойникования и (б) подавление термоактивированного поперечного скольжения дислокаций, затрудняющего фрагментацию микроструктуры.

Авторы благодарны профессору Салищеву Г.А. за идею данного исследования. Они также очень признательны к.т.н. Галееву Р.М. и к.т.н. Валиахметову О.Р. за осуществление теплой «abc» деформации, а также к.ф.-м.н. Даминову Р.Р. за помощь в проведении криогенной осадки и криогенной прокатки.

Библиографический список

1. **Валиев Р.З, Александров И.В.** Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. - М.: Логос, 2000. - 272 с.
2. **Ultra-fine** grain structures in aluminium alloys by severe deformation processing / P.B. Prangnell, J.R. Bowen, P.J. Apps // *Mater. Sci. Eng.* 2004. Vol. 375–377. P. 178–185.
3. **Developing** stable fine-grain microstructures by large strain deformation / F. J. Humphreys, P. B. Prangnell, J. R. Bowen, A. Gholinia and C. Harris // *Phil. Trans. R. Soc. Lond.* 1999. Vol. 357. P. 1663-1681.
4. **О предельных** минимальных размерах зерен, формирующихся в металлических материалах, полученных при деформации кручением под давлением / Корзников А.В., Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А. // *ФММ.* 2008. том 106. №4. с. 1-7.
5. **The** effect of cryogenic temperature and change in deformation mode on the limiting grain size in a severely deformed dilute aluminium alloy / Y. Huang, P.B. Prangnell // *Acta Mater.* 2008. Vol. 56. P. 1619–1632.
6. **Microstructural** evolution and nanostructure formation in copper during dynamic plastic deformation at cryogenic temperatures / Y.S. Li, N.R. Tao, K. Lu // *Acta Mater.* 2008. Vol. 56. P. 230–241.
7. **Mechanical** properties and rolling behaviors of nano-grained copper with embedded nano-twin bundles / Y. Zhang, N.R. Tao, K. Lu // *Acta Mater.* 2008. Vol. 56. P. 2429–2440.
8. **Characterisation** of fine-scale microstructures by electron backscatter diffraction (EBSD) / F.J. Humphreys // *Scripta Mater.* 2004. Vol. 51. P. 771–776.
9. **Submicrocrystalline** structure in copper after different severe plastic deformation schemes / Dobatkin S.V., Salishev G.A., Kuznetsov A.A., Kon'kova T.N. // *Materials Science Forum.* 2007. Vol. 558-559. P. 189-194.

10. **Эволюция** структуры в ходе криогенной прокатки меди / Т.Н. Конькова, С.Ю. Миронов, А.В. Корзников // ФММ. в печати на февраль 2010.
11. **Влияние** криогенной осадки на микроструктуру катаной мелкозернистой меди / Т.Н. Конькова, С.Ю. Миронов, А.В. Корзников // Производство Проката. 2009. №9.
12. TSL. OIM Version 3.0. On-line help. Draper, UP: TSL; 2001.
13. **A new** intermediate model for polycrystalline viscoplastic deformation and texture evolution / S. Ahzi, S. M'Guil // Acta Mater. 2008. Vol. 56. P. 5359-5369.

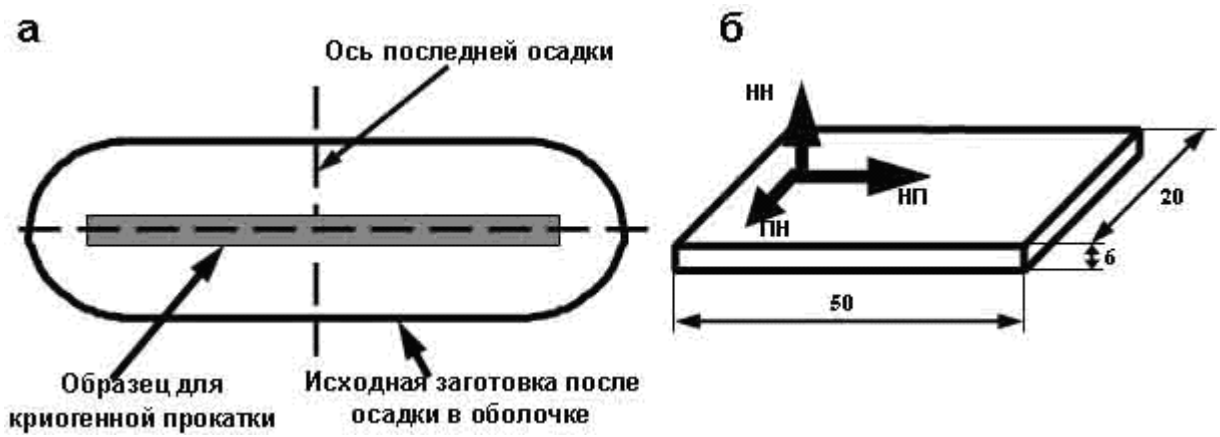


Рис. 1. Схема вырезки образца для криогенной прокатки

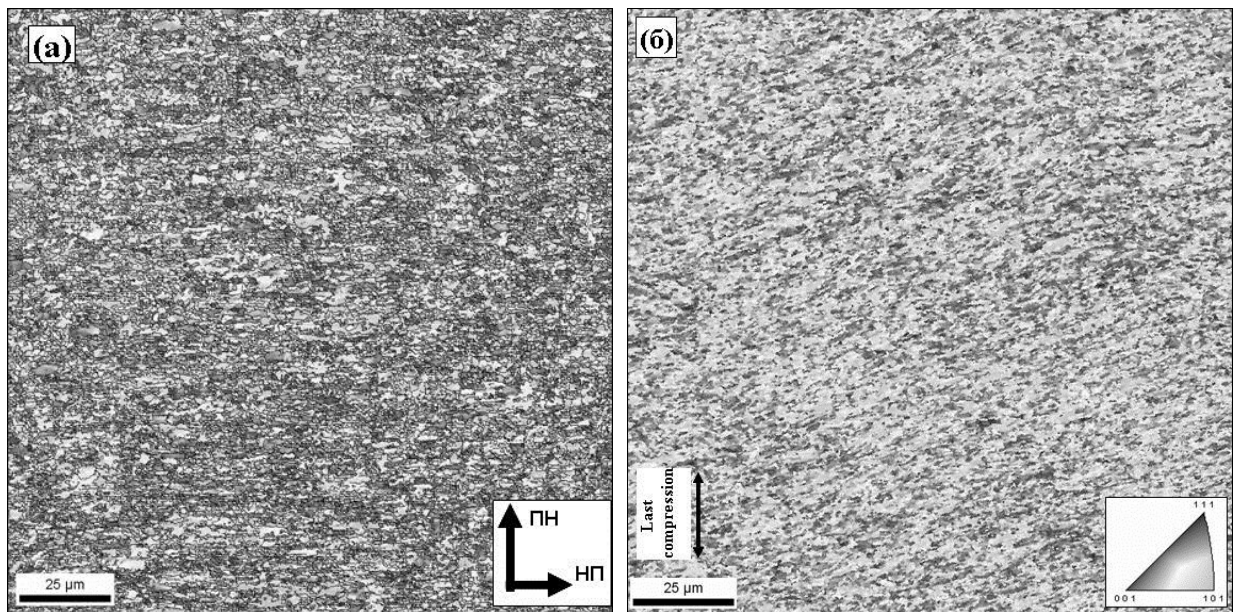


Рис. 2. Обзорные EBSD-карты микроструктур после криогенной деформации: после осадки в оболочке+93% прокатки, полученные с плоскости прокатки (а) и после осадки+10 циклов “abc”-деформации с продольного сечения (б).

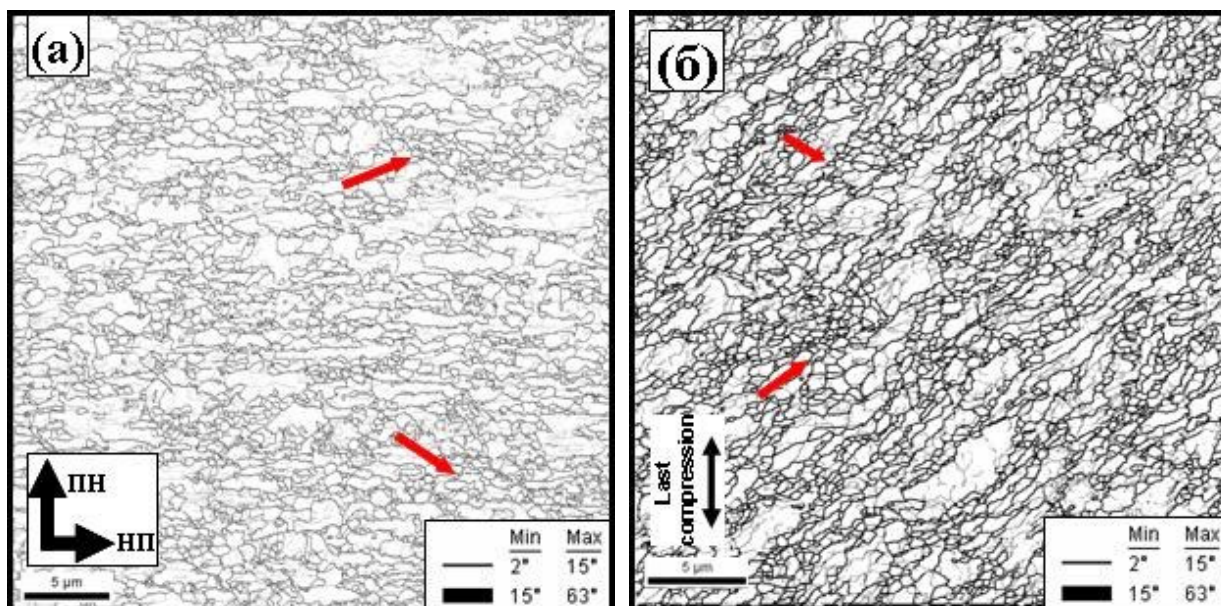
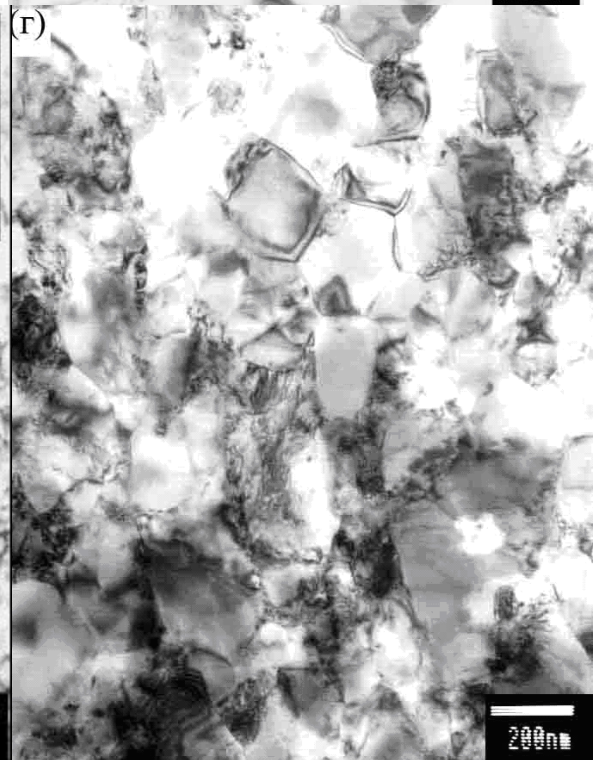
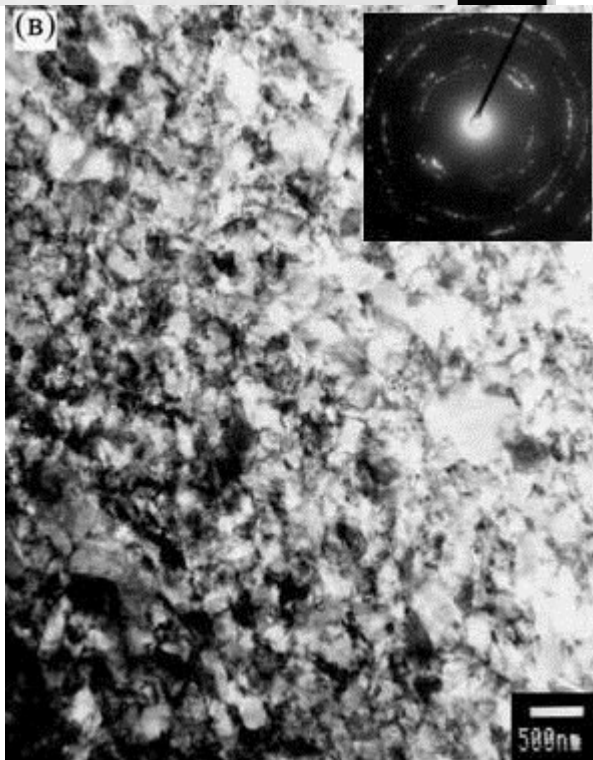
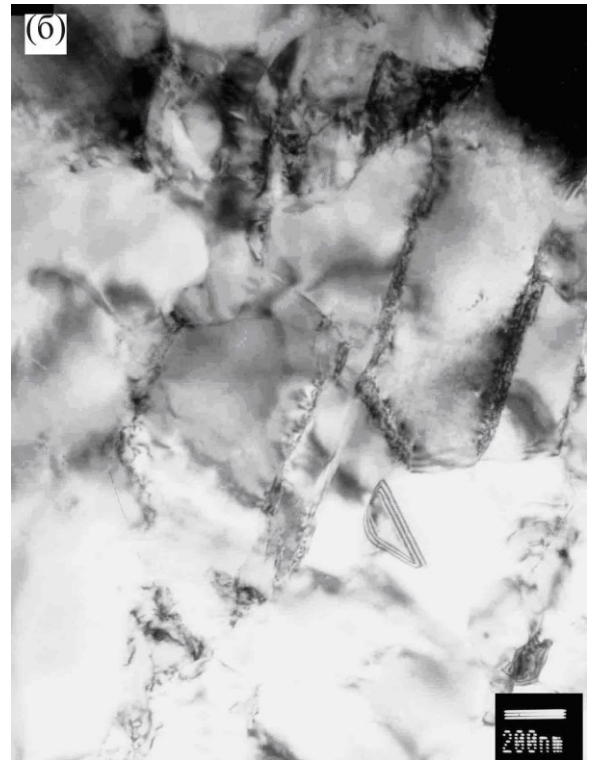


Рис. 3. Высокорастворяющие EBSD карты микроструктур криогенной деформации: после осадки в оболочке+93% прокатки, полученные с плоскости прокатки (а) и после осадки+10 циклов “abc”-деформации с продольного сечения (б).



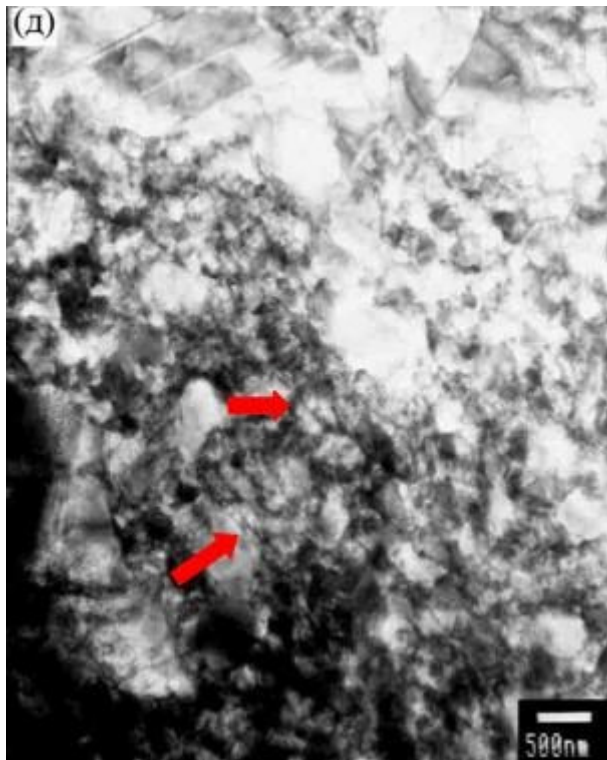


Рис. 4. Микроструктура меди после криогенной деформации: осадка в оболочке+93%прокатка (а,б); осадка в оболочке+10циклов "abc"-деформации (в-д)

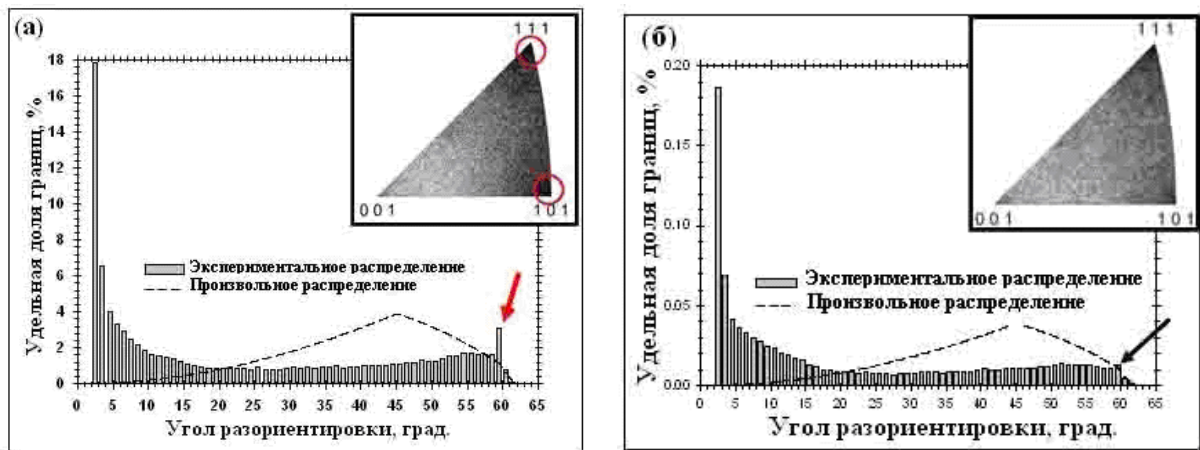


Рис. 5. Спектры разориентировок структур после криогенной деформации: после осадки в оболочке+93% прокатки, полученный с плоскости прокатки (а) и после осадки+10 циклов "abc"-деформации с продольного сечения (б).

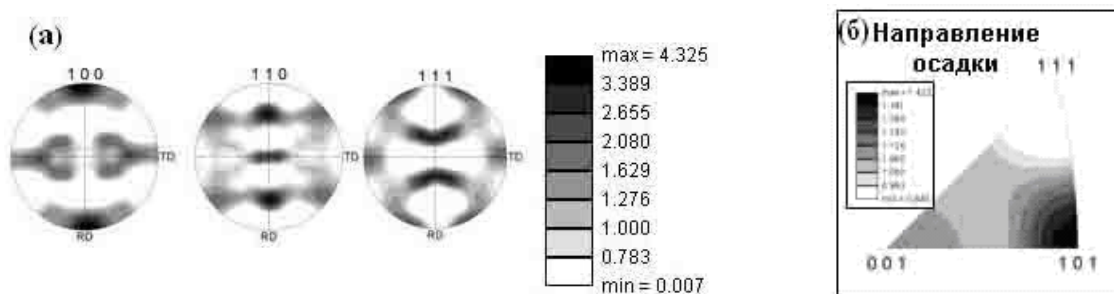


Рис. 6. Текстура: после осадки в оболочке+93% прокатки, получена с плоскости прокатки (а) и после осадки+10 циклов “abc”-деформации с продольного сечения (б).

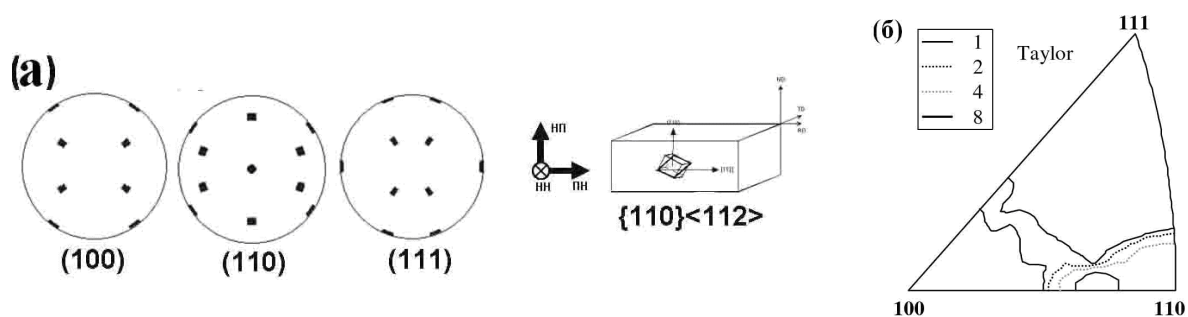


Рис. 7. Идеальная текстура латуни $\{110\}\langle 112 \rangle$ (а) и теоретически рассчитанная по модели Тейлора текстура меди, деформированной сжатием на 100% в условиях холодной деформации (б) [13].

Метод деформации	Средний размер зерен, мкм		Средний размер субзерен, мкм	
	Продольный	Поперечный	Продольный	Поперечный
Исходное состояние	1.8	1.6	1.3	1.1
Осадка 88%	0.7	0.4	0.2	0.2
Осадка 88%+93%прокатка	0.6	0.5	0.4	0.3
Осадка 88%+10 циклов "abc"-деформации	0.6	0.6	0.3	0.3

Таблица 1. Влияние криогенной деформации на средний размер зерен/субзерен

Метод деформации	Доля БУГ, %	Доля двойниковых границ, %
Исходное состояние	59	4.8
Осадка 88%	50	1.8
Осадка 88%+93%прокатка	52	5.6
Осадка 88%+10 циклов "abc"-деформации	46	2.8

Таблица 2. Влияние криогенной деформации на долю БУГ и содержание двойниковых границ