

ФИЗИКА ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ

PACSnumbers: 61.72.Ff, 61.72.Nh, 61.72.Mm, 62.20.fq, 62.23.St, 62.40.+i, 81.20.Ny

Изменение структуры и закономерности упрочнения меди при винтовой экструзии

В. Н. Варюхин, Е. Г. Пашинская, В. М. Ткаченко, М. М. Мышляев*

*Донецкий физико-технический институт им. А. А. Галкина НАН Украины,
ул. Р. Люксембург, 72,
83114 Донецк, Украина*

**Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН,
Ленинский проспект, 49,
119991 Москва, Россия*

Исследованы основные закономерности изменения структуры и механических свойств меди при деформации методом винтовой экструзии. Изучено влияние степени деформации при винтовой экструзии на формирование субмикроструктурной структуры меди. Показано повышение комплекса прочностных и пластических характеристик меди, деформированной винтовой экструзией.

Досліджено основні закономірності зміни структури і механічних властивостей міді при деформації методом гвинтової екструзії. Вивчено вплив ступеня деформації за гвинтової екструзії на формування субмікроструктурної структури міді. Показано підвищення комплексу міцності і пластичних характеристик міді, деформованої гвинтовою екструзією.

The main regularities of changes in the structure and mechanical properties of copper during deformation by screw extrusion are investigated. The screw-extrusion strain impact on formation of the submicrocrystalline structure of copper is studied. Increase of the strength and plasticity characteristics of copper deformed by screw extrusion is shown.

Ключевые слова: субмикроструктурная структура, интенсивная пластическая деформация, винтовая экструзия, прочность.

(Получено 11 июля 2012 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Нанокристаллические (НК) и субмикроструктурные (СМК) ма-

териалы, полученные методами интенсивных пластических деформаций (ИПД), характеризуются малым размером зерен (0,1–1 мкм) с низкой плотностью дислокаций в теле зерна и преимущественно высокоугловой разориентировкой границ в неравновесном состоянии [1]. Благодаря этим структурным особенностям НК и СМК материалы обладают уникальными физико-механическими свойствами. Например, имеют в несколько раз большую прочность по сравнению с крупнозернистыми (КЗ) материалами, при этом сохраняют высокие пластические характеристики [2]. Они также проявляют сверхпластичность при более низких температурах и/или более высоких скоростях деформации [3].

Одним из методов ИПД является винтовая экструзия (ВЭ) [4], которая позволяет достичь больших пластических деформаций на массивных образцах и сформировать характерную СМК структуру [5, 6]. Несмотря на то, что к настоящему времени ВЭ реализована на большом количестве материалов, все еще остаются малоисследованными вопросы, связанные с изучением особенностей механизмов пластической деформации и закономерностей упрочнения меди при ВЭ.

2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Для исследований использовалась технически чистая медь марки М1, которая отжигалась при температуре 500°C в течение 4 часов. В этом состоянии медь имела равноосную зеренную структуру со средним размером зерен 150 мкм, плотность решеточных дислокаций ρ составляла порядка 10^6 см^{-2} . Винтовая экструзия осуществлялась в контейнере с углом наклона винтовой линии к оси экструзии $\beta = 60^\circ$. Каналы контейнера имели прямоугольное сечение размером 18×28 мм. Деформация, накопленная за один цикл ВЭ, определялась по [4].

Контроль структуры и свойств материала осуществляли методами измерения твердости (ИТ 5010-01), плотности (SHIMADZU AX200), микротвердости (ПМТ-3), рентгеноструктурного анализа (ДРОН-3), оптической микроскопии (Neophot-32), просвечивающей (JEM-2000GX) и растровой (JSM-840A) электронной микроскопии.

3. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

При винтовой экструзии медный образец продавливается через контейнер с винтовым каналом. На входе в винтовой канал со стороны стенок контейнера на материал оказывается давление, что вызывает пластическую деформацию металла. Согласно литературным данным [1, 7] на ранних этапах экструзии деформация начинается со стадии легкого скольжения, когда внутри зерен в

наиболее благоприятных системах скольжения, которые не требуют больших напряжений сдвига, начинается движение дислокаций. Под действием приложенных напряжений в источниках дислокаций генерируются все новые дислокации, которые скользят по параллельным системам скольжения. Дислокации распространяются по плоскости скольжения, достигают препятствий в виде границ зерен и останавливаются перед ними. Упрочнение на стадии легкого скольжения незначительно и обусловлено дальнедействующим взаимодействием достаточно далеко отстоящих друг от друга дислокационных петель в первичной системе скольжения.

Скопление дислокаций приводит к возникновению полей высоких напряжений, которые оказывают тормозящее действие как на дислокации, подходящие в этой плоскости скольжения, так и на дислокации, скользящие в соседних плоскостях. Действие источников в благоприятных плоскостях может быть закрыто. Благодаря высокому уровню внешних усилий продолжение пластической деформации будет осуществляться за счет открытия источников дислокаций в неблагоприятных плоскостях. Движение дислокаций в непараллельных плоскостях приводит к развитию множественного скольжения. При пересечении дислокаций, за счет дислокационных взаимодействий, происходит образование сидячих дислокаций и дислокационных сплетений в виде сеток и клубков (рис. 1, а). Плотность дислокаций ρ увеличивается до величины порядка 10^9 см^{-2} , кристаллическая решетка материала приобретает существенную деформацию, а сам материал упрочняется. Механизм упрочнения основан на взаимодействии скользящих дислокаций с дислокациями леса. Подвижные дислокации блокируются не только границами зерен, но и сидячими дислокациями.

С развитием деформации до степени $e \cong 2$ вследствие увеличения количества дислокаций ($\rho \sim 10^{10} \text{ см}^{-2}$), клубки смыкаются друг с другом и образуют слои толщиной $\cong 0,01 \text{ мкм}$, состоящие из сложных сплетений и клубков дислокаций. Эти слои являются границами, разделяющими кристалл на ячейки с относительно низкой плотностью дислокаций (рис. 1, б). Размер ячеек составляет 0,1–0,7 мкм. Границы ячеек приводят к развороту кристаллических плоскостей соседних областей относительно друг друга на сравнительно небольшие углы. Доля малоугловых границ при этой степени деформации составляет 81% (рис. 2).

При формировании ячеистой структуры действует субструктурный механизм упрочнения. Переход от хаотического распределения дислокаций к упорядоченному распределению приводит к тому, что сопротивление движению дислокаций зависит не только от плотности дислокаций, но и от параметров субструктуры. Физические основы прочности определяются значением эффективной длины плоскости скольжения. Природа барьеров, ограничивающих

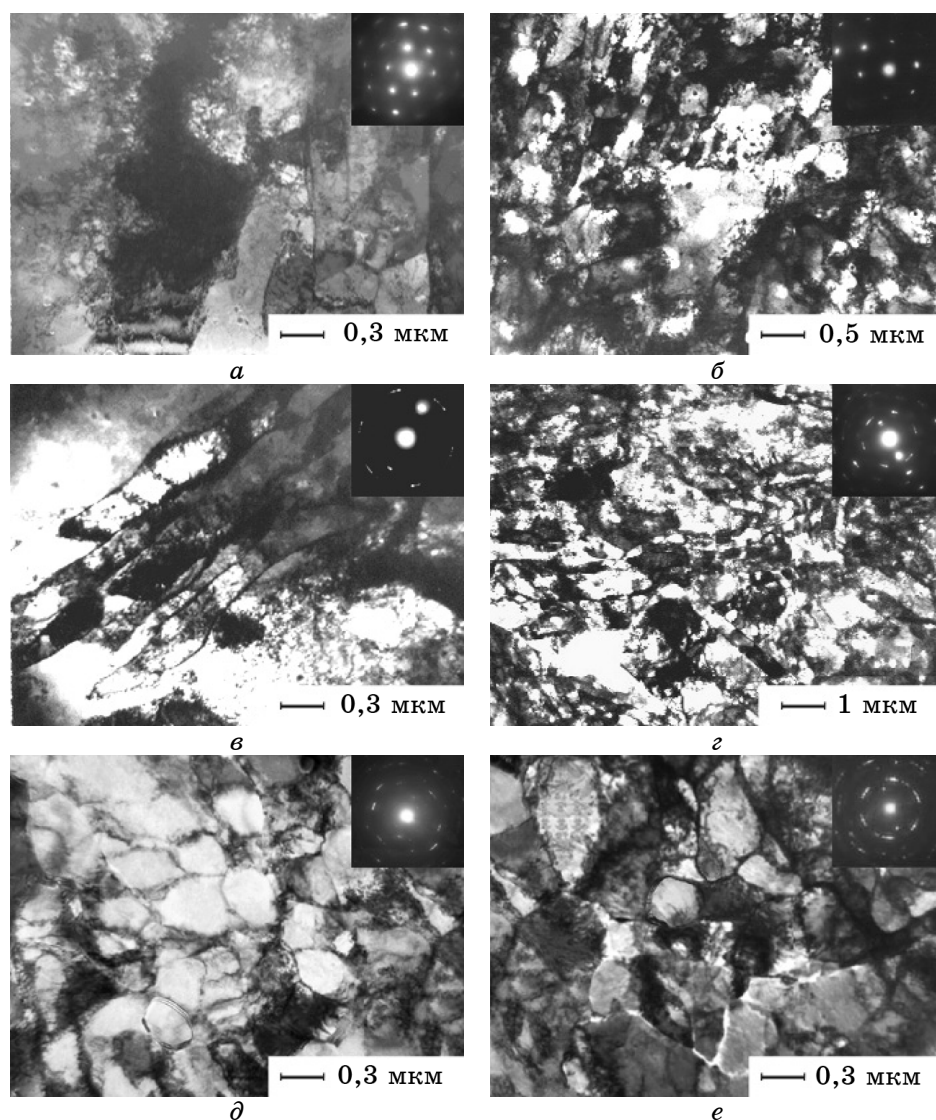


Рис. 1. Структура меди при разных степенях деформации ВЭ: *a* — $e = 1$, *б* — $e = 2$, *в* — $e = 4$, *г* — $e = 6$, *д* — $e = 8$, *е* — $e = 12$.

длину скольжения дислокаций, оказывается несущественной. Границы ячеек и зерен выполняют одну и ту же функцию, и прочностные характеристики зависят от межбарьерного расстояния. В ячеистой структуре величина длины свободного пробега дислокаций равна размеру ячеек.

В металлах с ГЦК-решеткой затруднено поперечное скольжение

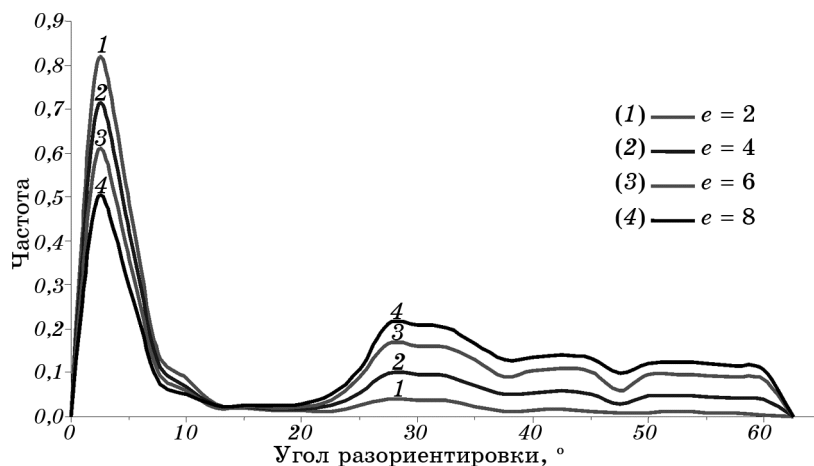


Рис. 2. Уровень разориентировки границ для меди, деформированной ВЭ с разной степенью деформации.

винтовых и переползание краевых компонент дислокаций, поэтому процессы аннигиляции протекают не так интенсивно и в границах ячеек происходит накопление дислокаций. Наполняясь дислокациями, границы ячеек увеличивают свое поле напряжений, тем самым затрудняют вхождение новых дислокаций из внутренних объемов ячеек. Это приводит к понижению эффективности дислокационных механизмов релаксации напряжений и формированию значительного количества участков с полосами сдвига, ориентированных в одной плоскости (рис. 1, в). Полосы сдвига имеют высокоугловые дислокационные субграницы, расстояние между которыми составляет 0,3–0,5 мкм. Внутри полос сдвига имеется высокая плотность дислокаций, сформированных в сетчатую или ячеистую структуру. Параметрами субструктуры, определяющими физические основы прочности в сформированной структуре, является по-прежнему межбарьерное расстояние. В данном случае в качестве барьеров для движения дислокаций служат как высокоугловые дислокационные субграницы полос сдвига, так и границы ячеек сформированных внутри полос. Поскольку длина свободного пробега дислокаций, равная размеру структурного элемента, на данном этапе деформации по сравнению с предшествующим типом субструктуры осталась примерно одинаковой, то и уровень механических свойств остается постоянным (рис. 3).

Повышение степени деформации до $e \cong 6$ приводит к увеличению плотности полос сдвига, причем полосы ориентированы в двух взаимно пересекающихся плоскостях (рис. 1, г). Это обеспечивает фрагментацию структуры и повышает уровень разориентации

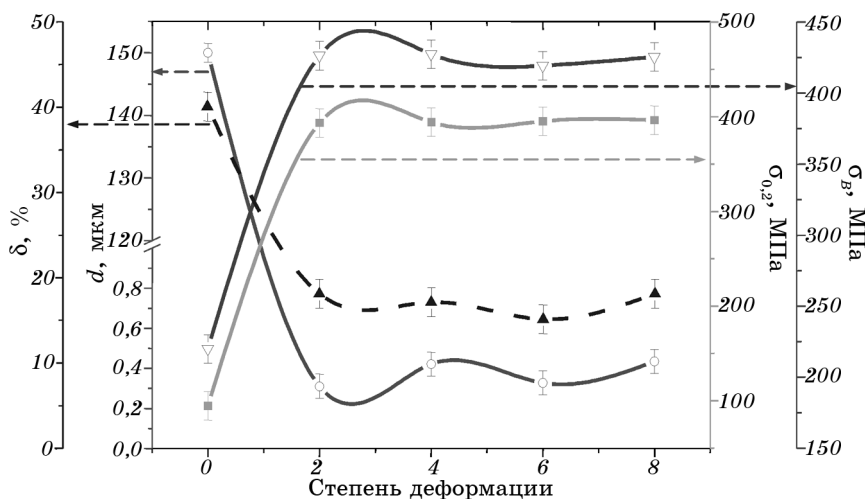


Рис. 3. Зависимость среднего размера структурных элементов (d) и значений предела текучести ($\sigma_{0,2}$), предела прочности (σ_B), относительного удлинения (δ) меди от степени деформации, накопленной при ВЭ.

структурных элементов (рис. 2).

Дальнейшее увеличение степени деформации до $e \approx 8$ способствует повышению однородности структуры. Содержащиеся в полосах сдвига решеточные дислокации скапливаются в границах ячеек, преобразуя их в малоугловые и высокоугловые границы, и разделяя тем самым полосы сдвига на субзерна. Доля высокоугловых границ увеличивается до 69%. При данной степени деформации формируется структура смешанного типа, состоящая из зерен в напряженном состоянии, зерен с субзеренной структурой внутри и зерен без искажений внутри. Некоторые ненапряженные зерна имеют плавно изогнутые границы с полосчатым контрастом (рис. 1, d), что характерно для мигрирующих границ при рекристаллизации. Присутствие отдельных решеточных дислокаций внутри этих зерен свидетельствует о протекании данного процесса во время деформации.

Дальнейшее осуществление винтовой экструзии приводит к тому, что внутри динамически рекристаллизованных зерен генерируются, скользят и взаимодействуют между собой новые дислокации. Это приводит к формированию дислокационных субструктур и фрагментации рекристаллизованных зерен. В то время как в других участках появляются новые рекристаллизованные зерна, которые в дальнейшем также вовлекаются в деформацию.

Таким образом, при ВЭ, с увеличением степени деформации, происходит периодическое развитие фрагментации и динамической рекристаллизации. В результате этого средний размер зерен и зна-

чения прочностных и пластических свойств остаются на постоянном уровне (рис. 3).

4. ВЫВОДЫ

Проведенные исследования показали, что с увеличением степени деформации при ВЭ в меди происходит последовательное преобразование дислокационных субструктур и формирование субмикроструктурной зеренной структуры с преимущественно высокоугловой разориентировкой границ зерен. При высоких степенях деформации ВЭ происходит периодическое развитие фрагментации и релаксационных процессов, приводящих к формированию структуры смешанного типа, состоящей из зерен с искаженной и неискаженной кристаллической решеткой.

Выявлены механизмы упрочнения на каждом этапе формирования структуры меди при ВЭ, что позволяет управлять достижением высокого комплекса механических свойств.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Р. З. Валиев, И. В. Александров, *Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства* (Москва: Академкнига: 2007).
2. R. Z. Valiev, I. V. Alexandrov, Y. T. Zhu, and T. C. Lowe, *J. Mater. Res.*, **17**, No. 1: 5 (2002).
3. R. Z. Valiev, *Mater. Sci. Eng. A*, **234–236**: 59 (1997).
4. Я. Е. Бейгельзимер, В. Н. Варюхин, Д. В. Орлов, С. Г. Сынков, *Винтовая экструзия — процесс накопления деформаций* (Донецк: ТЕАН: 2003).
5. В. Н. Варюхин, Е. Г. Пашинская, З. А. Самойленко, В. Г. Сынков, В. В. Пашинский, Я. Е. Бейгельзимер, С. Г. Сынков, *Металлы*, № 3: 79 (2001).
6. Е. Г. Пашинская, В. Н. Варюхин, В. М. Ткаченко, И. И. Тищенко, *Вопросы материаловедения*, **54**, № 2: 60 (2008).
7. В. В. Рыбин, *Большие пластические деформации и разрушение металлов* (Москва: Металлургия: 1986).

