

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ВАКУУМНЫХ КОНДЕНСАТОВ МЕДИ И НИКЕЛЯ В НАНОСТРУКТУРИРОВАННОМ СОСТОЯНИИ

А.И. Устинов, Е.В. Фесюн, Т.В. Мельниченко, Ю.А. Хохлова

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины.
03680, Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Исследована микро- и субструктура конденсатов ГЦК-металлов, полученных методом электронно-лучевого испарения и осаждения в вакууме. Показано, что при снижении температуры осаждения в конденсатах формируются наноструктурированные состояния, отличающиеся субструктурой зерен: нанодвойниковая в случае меди и нанофрагментированная — никеля. При переходе субструктуры из монодоменного состояния зерен меди в полидоменное (нанодвойниковое) угол наклона зависимости Холла–Петча изменяется, тогда как для конденсатов с нанофрагментированной субструктурой зерен никеля линейная зависимость сохраняется. Кроме того установлено, что степень чувствительности пластического течения к скорости деформации значительно увеличивается для нанодвойниковых конденсатов меди, для конденсатов никеля она не имеет значительного влияния на деформационное поведение материала. Такие отличия в пластической деформации наноструктурированных конденсатов меди и никеля могут быть связаны с разным типом границ между элементами их субструктуры: когерентные границы в случае нанодвойниковой субструктуры зерен меди и дислокационные, малоугловые между нанофрагментами зерен меди. Библиогр. 31, ил. 6.

Ключевые слова: нанодвойники; нанофрагменты; вакуумные конденсаты; электронно-лучевое испарение; микротвердость; наноиндентирование

Введение. Известно, что деформационное поведение материалов становится иным при изменении их микроструктуры с крупнозернистой на нанозернистую, что связывается со сменой механизма их пластической деформации: в случае материалов с крупнозернистой микроструктурой, пластическая деформация реализуется благодаря иницированию работы источников дислокаций и их перемещению по зерну, тогда как в нанозернистых материалах пластическая деформация контролируется процессами, происходящими по границам зерен (генерацией дислокаций, проскальзыванием зерен, порообразованием и т. п.) [1–3]. Полагают, что переход от дислокационного механизма пластической деформации к механизмам, связанным с зернограницными процессами, сопровождается изменением угла наклона или даже знака в зависимости предела текучести от размера зерен в координатах Холла–Петча [4–6]. Кроме того, в случае ГЦК-металлов (медь, никель) с нанокристаллической структурой их микротвердость увеличивается в несколько раз в сравнении с такими же металлами с крупным зерном, а пластичность при этом снижается [7–10]. Например, в работе [10] показано, что микротвердость нанокристаллического никеля, полученного методом электроосаждения, достигала 6 ГПа, а пластичность 2...4 %.

При исследовании материалов с нанодвойниковой структурой наблюдали другую ситуацию

[11–16]. Введение когерентных двойниковых границ наноразмерного масштаба в структуру зерен меди приводит к увеличению предела текучести до 1 ГПа, что в 10 раз выше, чем для крупнокристаллической меди, при этом пластичность материала оставалась на уровне ~ 13 % [11, 17]. Высокая плотность границ нанодвойников в зернах меди, с одной стороны, действует как барьер для дислокационного движения и приводит к значительному упрочнению, а с другой, является местом скопления и нагромождения дислокаций, что дает свой вклад в пластическую деформацию.

Отличия механизмов пластической деформации крупно- и нанозеренных материалов влияют и на степень чувствительности их напряжения течения к скорости деформирования. В работах [18–22] при исследовании деформационных характеристик нанокристаллических меди и никеля, полученных методом электроосаждения, установлено, что уменьшение размера зерен приводит к значительному увеличению степени чувствительности напряжения течения к скорости деформации и к уменьшению активационного объема перемещения дислокаций. Подобные результаты были получены и в работе [23]. При сравнении деформационных характеристик в зависимости от скорости нагружения для нанокристаллического и субмикрокристаллического никеля с размерами

зерен 40 и 200 нм соответственно выявлено, что нанокристаллический никель имеет высокую чувствительность к скорости деформации, тогда как субмикроструктурный относительно нечувствительный к скорости нагружения. На образцах же субмикроструктурной меди, полученной методом интенсивной пластической деформации, с размером зерен 200 нм было показано, что степень чувствительности напряжения течения к скорости деформирования имеет высокое значение [24].

Авторами работы [18] отмечено, что в меди с размером зерен 400...500 нм и с разной плотностью двойниковых границ, полученной методом электроосаждения, наблюдали изменения чувствительности напряжения течения к скорости деформации в зависимости от типа субструктуры. Так, медь с высокой плотностью двойников имеет высокую степень чувствительности ($m \sim 0,036$), тогда как для меди с низкой плотностью двойников $m \sim 0,005$. При этом активационный объем для меди с двойниковой субструктурой зерен и с монодоменной составляет ~ 12 и $135 b^3$ (b — вектор Бюргерса) соответственно.

Таким образом, из проведенного анализа литературных данных видно, что деформационное поведение нано- и субкристаллических материалов в разных исследованиях отличаются. Такие отличия могут быть связаны с разными методами получения материалов. В процессе электрохимического осаждения могут попадать примеси [10], которые не только содействуют образованию двойниковых ламелей, но и негативно воздействуют на другие параметры, например, транспортные свойства, а использование метода интенсивной пластической деформации ограничено низкой термической стабильностью нанокристаллических материалов относительно рекристаллизационных процессов.

Из сказанного выше следует, что свойства наноструктурированных ГЦК-металлов, полученных разными методами, могут отличаться из-за изменений характеристик микроструктуры образцов. Поэтому для выяснения влияния размера характерных элементов микроструктуры материалов на их деформационное поведение необходимо получить эти материалы одинаковым способом.

Ранее было показано, что при определенных условиях электронно-лучевого осаждения в конденсатах ГЦК-металлов формируется нанодвойниковая (для конденсатов с низкой энергией дефектов упаковки) или нанофрагментированная (с высокой) субструктура зерен [25–27]. Такая субструктура зерен ГЦК-металлов приводит к значительному повышению прочностных свойств конденсатов.

Учитывая структуру границ характерных элементов субструктуры, когерентных в случае нанодвойниковых доменов и малоугловых (дислокационных) при наноразмерных фрагментах, предположили, что деформационное поведение таких материалов должно отличаться. Это могло проявиться, в первую очередь, в различной степени чувствительности напряжения текучести металлов с различной субструктурой зерен к скорости деформации [28].

В данной работе на примере ГЦК-металлов (медь с энергией дефектов упаковки ~ 67 и никель ~ 150 мДж/м² [29]), полученных в виде тонких фольг методом электронно-лучевого испарения и конденсации паровой фазы в вакууме, исследовано влияние их субструктуры зерен на деформационное поведение конденсатов при их индентировании с различными скоростями.

Методика получения образцов и способы исследования. Тонкие фольги ГЦК-металлов получали методом электронно-лучевого испарения слитка в вакууме с последующей конденсацией паровой фазы на подложку, вдоль которой создавали градиент температуры (для меди 165...700, для никеля 165...800 °С). Для отделения фольги от подложки на нее предварительно осаждали слой соли (NaCl или CaF₂). Чистота слитков 99,7 — для меди и 99,95 % — для никеля.

Микроструктуру фольг исследовали методами сканирующей (CamScan4) и просвечивающей (НИТАСН-800) электронной микроскопии. Образцы для просвечивающей электронной микроскопии готовили по стандартной методике путем механического шлифования поперечного сечения фольги с последующей полировкой и ионным травлением.

Микротвердость конденсатов измеряли на поперечных шлифах фольг с использованием оптического микроскопа PolyvarMet, оснащенного приставкой для измерения твердости. Нагрузка на индентор 10 г и время нагружения 10 с. Точность измерения при этом составила 10 %.

Исследования степени чувствительности микротвердости к скорости нагружения проводили с помощью микротвердомера «Микрон-гамма» с автоматической записью кривых нагружения и разгружения. Использовали нагрузки величиной 200 и 400 мН при скоростях нагружения 100, 10 и 1 мН/с.

Экспериментальные результаты и их обсуждение. Микроструктура поперечного сечения фольг меди полученных при различных температурах осаждения, показана на рис. 1. Видно, что

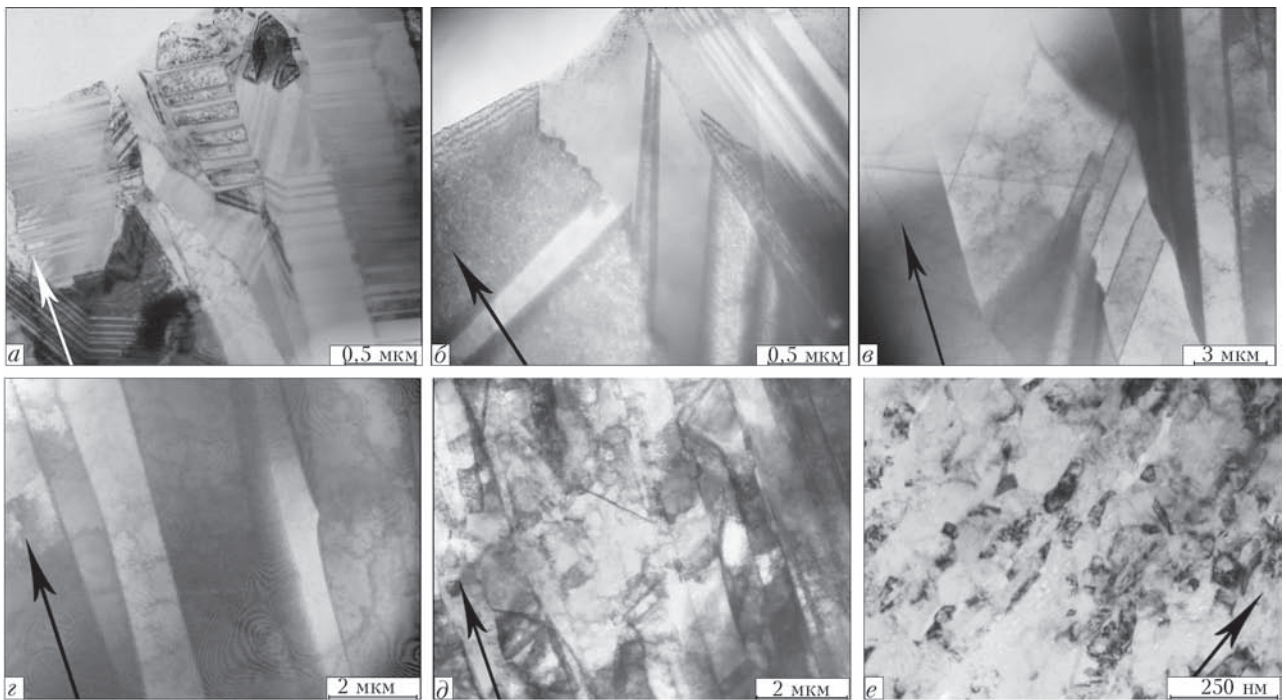


Рис. 1. Микроструктура поперечного сечения конденсатов меди, осажденных при температурах подложки 250 (а), 400 (б), 700 °С (в), никеля — 500 (г), 275 (д), 220 °С (е) (стрелками обозначены направления роста кристаллитов)

при снижении температуры осаждения от 700 до 170 °С размер зерен в фольге уменьшается от 3...4 мкм до 250 нм. При этом наблюдается изменение субструктуры их зерен: субструктура зерен высокотемпературных фольг меди характеризуется наличием дефектов дислокационного типа, а зерен низкотемпературных фольг — двойниковыми доменами наноразмерного масштаба (при температуре осаждения $T_n \sim 170$ °С толщина двойников ~ 50 нм).

В фольгах никеля субструктура зерен тоже изменяется от монодоменной к полидоменной при снижении температуры осаждения (рис. 1, г, д, е). Но, как показали электронно-микроскопические исследования, домены в зернах фольг никеля не являются двойниками, они развернуты друг отно-

сительно друга на небольшие углы и разделяются малоугловыми границами. При этом размер зерен изменяется от 10 мкм до 380 нм для фольг осажденных при температурах 800 и ~ 200 °С соответственно. Размер фрагментов зерен для низкотемпературных конденсатов составляет 40...50 нм.

Зависимость микротвердости конденсатов ГЦК-металлов с разным типом субструктуры от размеров характерных элементов микроструктуры в координатах Холла–Петча показана на рис. 2. Для конденсатов меди (рис. 2, а) характерны две прямолинейные области с разными углами наклона: область I характерна для конденсатов с монодоменной структурой, II — для конденсатов с нанодвойниковой субструктурой. Как видно из рисунка, интенсивное увеличение микротвердо-

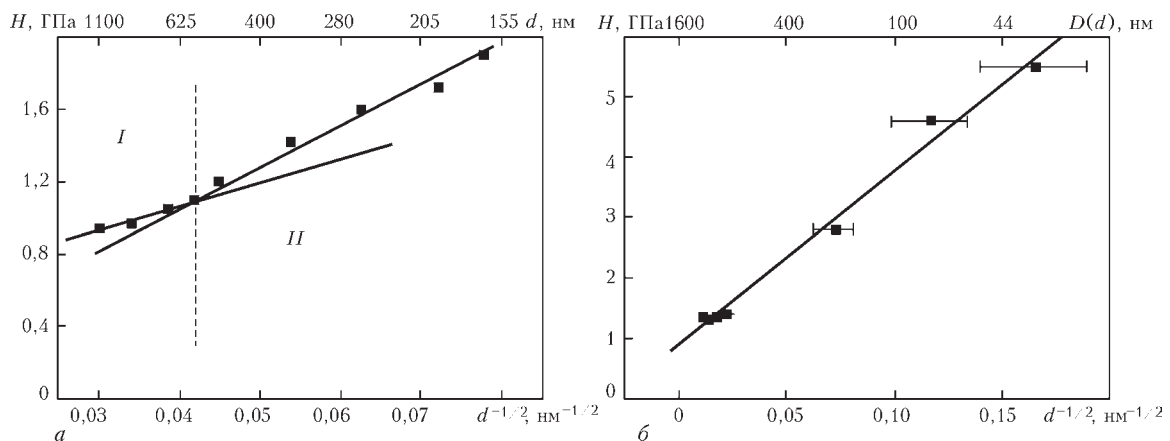


Рис. 2. Зависимость микротвердости вакуумных конденсатов: а — меди от среднего размера микро- и субструктурных элементов ($d = (D + l)/2$, где D — средний размер зерен; l — средняя толщина двойникового домена); б — никеля от размера характерных элементов микроструктуры (зерен с дислокационной структурой D) и субструктуры (фрагментов d)

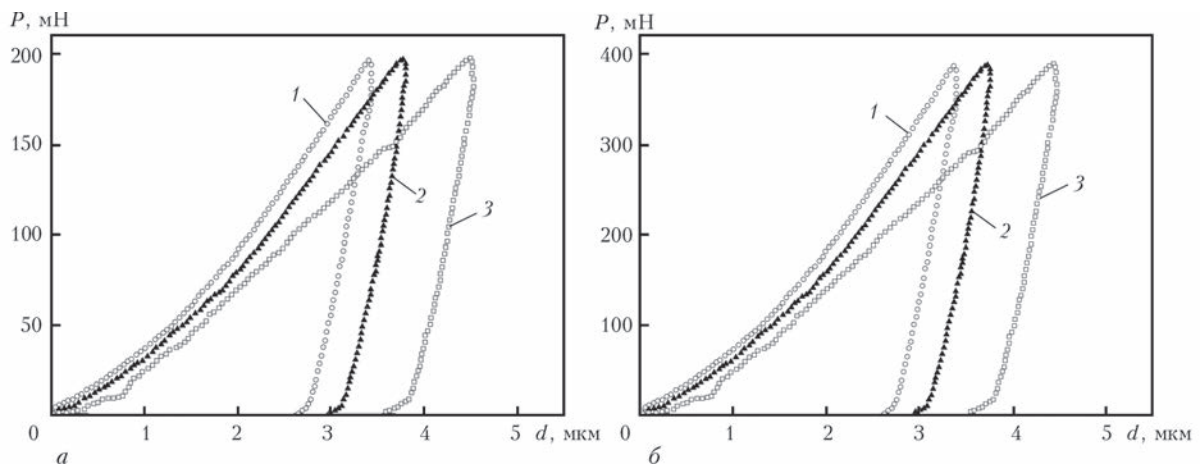


Рис. 3. Зависимость смещения индентора d от величины нагружения при разных скоростях (1 — 100; 2 — 10; 3 — 1 мН/с) для вакуумных конденсатов меди с монокристаллической структурой (а) и поликристаллической субструктурой (б)

сти наблюдается, когда в субструктуре конденсатов меди начинают формироваться двойниковые домены. И при толщине доменов ~ 50 нм значение микротвердости достигает ~ 2 ГПа [25].

Для конденсатов никеля с нанофрагментированной субструктурой микротвердость конденсатов увеличивается при снижении характерных размеров элементов субструктуры (рис. 2, б), но в координатах Холла–Петча эта зависимость описывается линейной зависимостью [27]. Из этого следует, что границы фрагментов являются такими же барьерами для движения дислокаций, как и границы зерен.

Таким образом, для вакуумных конденсатов ГЦК-металлов с разным типом субструктуры наблюдается увеличение микротвердости при снижении характерных размеров элементов субструктуры. Но, как показывают результаты (рис. 2, а, б), границы двойников имеют более высокое значение коэффициента Холла–Петча, чем малоугловые границы, по сравнению с границами зерен. Из этого можно предположить, что двойниковые гра-

ницы являются более эффективными барьерами для дислокаций, чем малоугловые.

Зависимости изменения глубины проникновения индентора от скорости нагружения для вакуумных конденсатов меди с монокристаллической и поликристаллической субструктурой представлены на рис. 3. Видно, что с увеличением скорости нагружения величина смещения индентора уменьшается, что соответствует увеличению микротвердости конденсатов. Однако диапазон изменения микротвердости от скорости деформации в случае нанодвойниковой субструктуры зерен меди больше, чем для монокристаллической.

Исходя из соотношения $\sigma \approx \dot{\epsilon}^m$, где m — степень чувствительности напряжения течения материала σ к скорости его деформации $\dot{\epsilon}$, m можно оценить по углу наклона зависимости $\ln \sigma$ от $\ln \dot{\epsilon}$. Полагая, что микротвердость и скорость нагружения эквивалентны пределу текучести и скорости деформирования соответственно, то наклон прямых будет совпадать со значением m в координатах H и $\ln \dot{\epsilon}$.

Как видно из рис. 4, наклон зависимости, который отвечает конденсатам с монокристаллической структурой намного меньше, чем для нанодвойниковой ($m = 0,017$ и $0,059$ соответственно). Полученные результаты соответствуют данным работ [18, 24].

Если учесть связь между степенью чувствительности к скорости деформирования и активационным объемом, то можно определить величину активационного объема пластического течения исследуемых материалов с разными характеристиками микроструктуры. Для ее расчетов использовали выражение:

$$v^* = \frac{3\sqrt{3}kT}{mH}$$

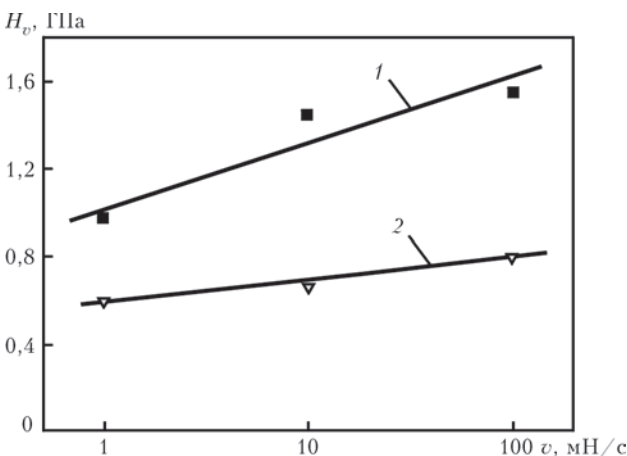


Рис. 4. Зависимость микротвердости вакуумных конденсатов меди с нанодвойниковой (1) и монокристаллической (2) субструктурами от скорости нагружения индентора

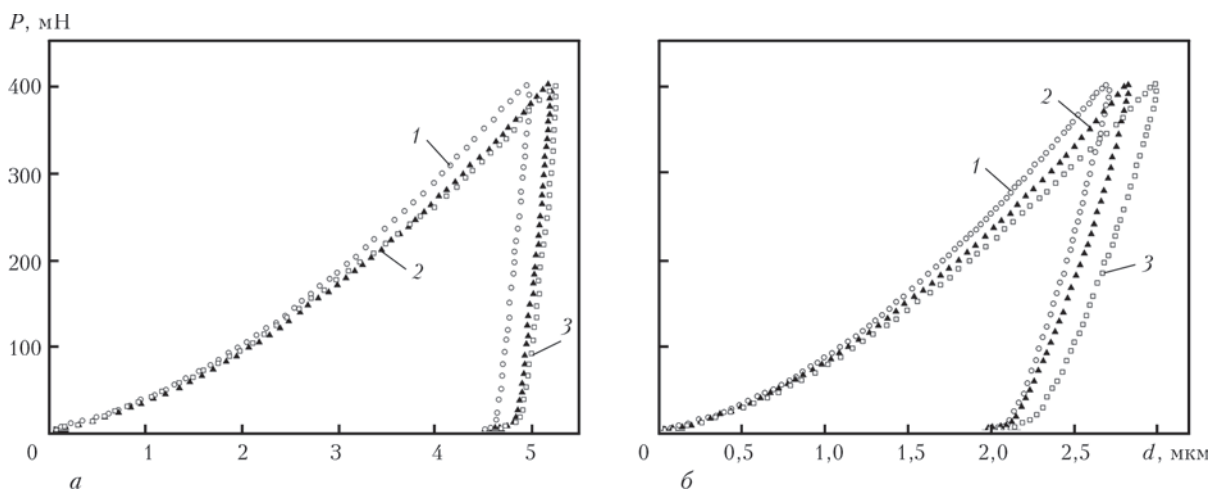


Рис. 5. Зависимость смещения индентора d от величины нагружения при разных скоростях ($1 — 100; 2 — 10; 3 — 1$ мН/с) для вакуумных конденсатов никеля с монодоменной структурой (a) и нанофрагментированной субструктурой (b)

где m и H — экспериментальные значения степени чувствительности к скорости деформации и микротвердости [24].

Представив эти величины для монодоменной и нанодвойниковой субструктур меди в единицах b^3 , где b — вектор Бюргерса, получим, ~ 117 и $\sim 18b^3$ соответственно. Видно, что для монодоменной структуры вакуумных конденсатов меди активационный объем больше, чем для нанодвойниковых, т. е. для меди с крупным зерном энергия активации процесса пластического течения сильнее зависит от напряжения, чем для нанодвойниковой меди.

Для конденсатов никеля с нанофрагментированной субструктурой зерен зависимость смещения индентора d от величины нагружения при разных скоростях показана на рис. 5. Как видно, при увеличении скорости нагружения величина смещения индентора практически не изменяется. При этом для конденсатов с монодоменной структурой зерен не наблюдается роста микротвердости при увеличении скорости нагружения, и степень чувствительности m не изменяется (рис. 6), а для конденсатов с нанофрагментированной субструктурой характерно слабое увеличение микротвердости, т. е., степень чувствительности практически не зависит от скорости нагружения индентора.

Полученные экспериментальные данные величины степени чувствительности $m = 0,022$ и активационного объема ($v^* = 25,5b^3$) для нанофрагментированных конденсатов никеля согласуются с литературными данными $m = (0,01...0,03)$, которые получены для нанокристаллического никеля с размером зерен ~ 20 нм [10]. Слабое увеличение значения степени чувствительности от скорости деформации отмечено и в работе [23] для нанокристаллического никеля по сравнению с крупнокристаллическим.

Для обычных крупнокристаллических ГЦК-металлов m слабо зависит от размера зерна,

а активационный объем дислокационных процессов составляет $\sim 800...1000b^3$ [30]. В таких материалах действуют дислокационные механизмы пластической деформации. При уменьшении размера зерна до нанометрического масштаба работа источников дислокаций в зерне подавляется, а вероятность образования скоплений дислокаций критической величины существенно снижается. В таких материалах пластическая деформация обеспечивается генерацией и поглощением дислокаций границами зерен и активизацией перемещения зернограницных дислокаций. С активизацией этих процессов связывают более высокую степень чувствительности наноструктурированных материалов к скорости деформирования [18].

Для вакуумных конденсатов меди и никеля с субмикронным размером зерен зернограницные процессы не должны были играть доминирующую роль при деформационном поведении. Вместе с тем, разделение зерна на домены двойниковыми границами, в случае меди, и малоугловыми границами, в случае никеля, свидетельствует о

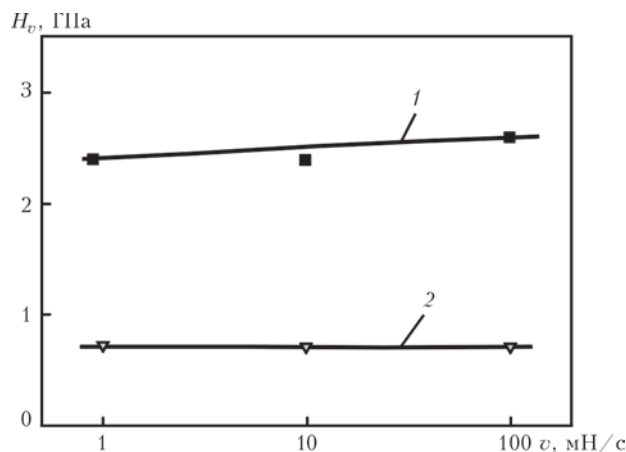


Рис. 6. Зависимость микротвердости вакуумных конденсатов никеля с нанофрагментированной субструктурой (1) зерен и монодоменной (2) структурой от скорости нагружения индентора

различном характере влияния границ, формирующих субструктуру, на деформационное поведение материалов.

Поскольку зависимости степени чувствительности напряжения течения к скорости деформации конденсатов с близкими размерами зерен, но с различным типом субструктуры отличаются, то можно предположить, что структура этих границ по разному влияет на дислокационные процессы. В случае нанодвойниковой субструктуры зерен степень чувствительности напряжения течения резко возрастает, тогда, как нанофрагментированная не оказывает существенного влияния на деформационное поведение материала. В работе [18] показано, что в структуре нанодвойниковой меди после ее деформации плотность дислокаций увеличивается, наблюдается смещение границ двойников, образование ступенек и дислокационных петель. Следовательно, границы двойников могут быть не только препятствием для перемещения дислокаций, но и сами могут быть подвижными элементами, которые обеспечивают пластическую деформацию зерен и служат источниками дислокаций. Генерацию дислокаций дефектными границами двойников также наблюдали при компьютерной симуляции пластической деформации методом молекулярной динамики [31].

Исследование структурных изменений при пластической деформации металлов, зерна которых разделены малоугловыми границами, показали, что они по мере увеличения степени деформации трансформируются в большеугловые границы, в результате чего размер зерен уменьшается. На этом основании можно предположить, что субзерна на начальных стадиях деформации не оказывают существенного влияния на перемещение дислокаций. Хотя, при дальнейшем увеличении степени пластической деформации они могут становиться эффективными барьерами для дислокаций, что способствует повышению микротвердости.

Таким образом, зависимость степени чувствительности напряжения течения к скорости нагружения ГЦК-металлов определяется не только размером зерна, но и типом его субструктуры. Медь, элементы субструктуры зерен которой разделены двойниковыми границами, характеризуется высокой степенью чувствительности напряжения течения к скорости деформирования при уменьшении размера двойниковых доменов до нанометрического масштаба, даже в случае субмикронного размера зерен. Тогда как никель, с нанофрагментированной субструктурой зерен субмикронного размера, характеризуется такой же степенью

чувствительности напряжения течения к скорости деформации, как и никель с монодоменной субструктурой зерен микронного размера.

Выводы

1. Показано, что уменьшение размера зерна вакуумных конденсатов ГЦК-металлов при снижении температуры их получения сопровождается формированием полидоменной субструктуры зерен, тип которой зависит от энергии дефекта упаковки металла. В случае низкой энергии дефекта упаковки металла (медь) образуется нанодвойниковая субструктура зерен, а при высокой (никель) — нанофрагментированная.

2. Наклон зависимости микротвердости вакуумных конденсатов ГЦК-металлов от размера характерных элементов микроструктуры в координатах Холла–Петча повышается при изменении монодоменной на нанодвойниковую субструктуру зерен меди, тогда как для нанофрагментированной субструктуры никеля наклон не изменяется.

3. Степень чувствительности напряжения течения к скорости деформации зависит не только от размера зерна, но и от типа субструктуры зерен металлов. Для нанодвойниковых конденсатов меди наблюдается существенное увеличение степени чувствительности, тогда как в случае нанофрагментированных зерен никеля степень чувствительности изменяется незначительно.

1. Андриевский Р.А., Глезер А.М. Размерные эффекты в нанокристаллических материалах. 1. Особенности структуры. Термодинамика. Фазовые равновесия. Кинетические явления // Физика металлов и металловедение. — 1999. — **88**, № 1. — С. 50–73.
2. Андриевский Р.А., Глезер А.М. Размерные эффекты в нанокристаллических материалах. 2. Механические и физические свойства // Физика металлов и металловедение. — 2000. — **89**, № 1. — С. 91–112.
3. Kumar K.S., Van Swygenhoven H., Suresh S. Mechanical behavior of nanocrystalline metals and alloys // Acta Materialia. — 2003. — **51**, № 19. — P. 5743–5774.
4. Meyer M.A., Mishra A., Benson D.J. Mechanical properties of nanocrystalline materials // Progress in Materials Science. — 2006. — **51**, № 4. — P. 427–556.
5. Андриевский Р.А., Глезер А.М. Прочность наноструктур // Успехи физических наук. — 2009. — **179**, № 4. — С. 337–358.
6. Гуткин М.Ю., Овидько И.А. Предел текучести и пластическая деформация нанокристаллических наноматериалов // Успехи механики. — 2003. — **2**, № 1. — С. 68–125.
7. Sanders P.G., Eastman J.A., Weertman J.R. Elastic and tensile behaviour of nanocrystalline copper and palladium // Acta Mater. — 1997. — **45**, № 10. — P. 4019–4025.
8. Chen J., Lu L., Lu K. Hardness and strain rate sensitivity of nanocrystalline Cu // Scripta Materialia. — 2006. — **57**, № 12. — P. 15813–1586.
9. Microsample tensile testing of nanocrystalline copper / Y.M. Wang, K. Wang, D. Pan et al. // Scripta Materialia. — 2003. — **48**, № 11. — P. 1913–1918.

10. Dalla Tore F., Van Swygenhoven H., Victoria M. Nanocrystalline electrodeposited Ni: microstructure and tensile properties // *Acta Mater.* — 2002. — **50**, № 15. — P. 3957–3970.
11. *Ultra*high strength and high electrical conductivity in copper / Lu L, Shen YF, Chen X, Qian L, Lu K. // *Science.* — 2004. — 304. — P. 422–426.
12. Tensile properties of copper with nano-scale twins / Y.F. Shen, L. Lu, Q. H. Lu et al. // *Scripta Mater.* — 2005. — **52**, № 10. — P. 989–994.
13. You Z.S., Lu L., Lu K. Tensile behavior of columnar grained Cu with preferentially oriented nanoscale twins // *Acta Materialia.* — 2011. — **59**. — P. 6927–6937.
14. Indentation of nanotwinned fcc metals: Implications for nanotwin stability / Jiddu Bezares, Shuyin Jiao, Yue Liu et al. — // *Acta Materialia.* — 2012. — **60**. — P. 4623–4635.
15. Lu L., You Z.S., Lu K. Work hardening of polycrystalline Cu with nanoscale twins // *Scripta Materialia.* — 2012. — **66**. — P. 837–842.
16. Chen X.H., Lua L., Lu K. Grain size dependence of tensile properties in ultrafine-grained Cu with nanoscale twins // *Scripta Materialia.* — 2011. — **64**. — P. 311–314.
17. Северденко В.П., Точицкий Э.И. Структура тонких металлических пленок. — Минск: Наука и техника, 1968. — 210 с.
18. Nano-sized twins induce high rate sensitivity of flow stress in pure copper / L. Lu, R. Schwaiger, Z.W. Shan et al. // *Acta Mater.* — 2005. — **53**, № 7. — P. 2169–2179.
19. Strain rate sensitivity of Cu with nanoscale twins / Y F. Shen, L. Lu, M. Dao et al. // *Scripta Mater.* — 2006. — **55**, № 4. — P. 319–322.
20. Chen J., Lu L., Lu K. Hardness and strain rate sensitivity of nanocrystalline Cu // *Scripta Materialia.* — 2006. — **57**, № 12. — P. 1581–1586.
21. Lu L., Li S.X., Lu K. An abnormal strain rate effect on tensile behavior in nanocrystalline copper // *Scripta Materialia.* — 2001. — **45**, № 10. — P. 1163–1169.
22. Wang Y.M., Ma E. Temperature and strain rate effects on the strength and ductility of nanostructured copper // *Applied Physics Letters.* — 2003. — **83**, № 15. — P. 3165–3167.
23. Some critical experiments on the strain-rate sensitivity of nanocrystalline nickel / R. Schwaiger, B. Moser, M. Dao et al. // *Acta Materialia.* — 2003. — **51**, № 17. — P. 5159–5172.
24. Effect of nanocrystalline and ultrafine grain sizes on the strain rate sensitivity and activation volume: fcc versus bcc metals / Q. Wei, S. Cheng, K. T. Ramesh et al. // *Materials Science and Engineering A.* — 2004. — **381**, № 1–2. — P. 71–79.
25. Влияние температуры подложки на микро- и субструктуру конденсатов меди, осажденных из паровой фазы / А.И. Устинов, Е.В. Фесюн, Т.В. Мельниченко и др. // *Современ. электрометаллургия.* — 2007. — № 4. — С. 19–26.
26. Ustinov A.I., Fesiun O.V. Effect of substrate temperature on the structure of Ag–Cd condensates // *Surface Coatings Technol.* — 2010. — № 204. — P. 1774–1778.
27. Влияние микроструктуры вакуумных конденсатов никеля на их прочностные свойства. А.И. Устинов, Е.В. Фесюн, Т.В. Мельниченко и др. // *Наноструктурное материаловедение.* — 2010. — № 4. — С. 45–53.
28. Головин Ю.И. Наноидентирование и механические свойства твердых тел в субмикрообъемах, тонких приповерхностных слоях и пленках (Обзор) // *Физика твердого тела.* — 2008. — **50**, № 12. — С. 2113–2142.
29. Вишняков Я.Д. Дефекты упаковки в кристаллической структуре. — М.: Металлургия, 1970. — 216 с.
30. Conrad H. Grain size dependence of the plastic deformation kinetics in Cu // *Mater. Sci. Eng. A.* — 2003. — **341**. — P. 216–228.
31. Konopka K., Misera J., Wyrzykowski J.W. The generation of dislocations from twin boundaries and its effect upon the flow stresses in FCC metals // *J. Mater. Process. Technol.* — 2000. — **99**. — P. 255–259.

Micro- and substructure of condensates of FCC-metals, produced by the method of electron beam evaporation and condensation in vacuum was investigated. It is shown that at reduction of temperature of condensation a nanostructured state is formed in condensates, characterized by the substructure of grains: a nano-twinned one in case of copper and nano-fragmented in case of nickel. During substructure transition from a monodomain state of copper grains into a polydomain (nano-twinned) one the angle of inclination of the Hall-Petch dependence is changed, while the linear dependence is retained for the condensates with a nano-fragmented substructure of nickel grain. It was also found, that the degree of sensitivity of a plastic flow to the deformation rate is greatly increased for the nano-twinned copper condensates, and it has no great influence on the deformation behavior of material for the nickel condensates. These differences in plastic deformation of the nanostructured condensates of copper and nickel can be connected with a different type of boundaries between the elements of their substructure: coherent boundaries in case of the nano-twinned substructure of copper grains and dislocation, small-angle ones between the nano-fragments of copper grains. 31 Ref., 6 Figures.

Key words: nanotwins; nanofragments; vacuum condensates; electron beam evaporation; microhardness; nanoindentation

Поступила 09.02.2016