

ФИЗИКА КОНДЕНСИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ

УДК 539.23; 539.216.1; 548.4

И.А. ДИТЕНБЕРГ*, **, К.И. ДЕНИСОВ*, **, *** А.Н. ТЮМЕНЦЕВ*, **, *** М.А. КОРЧАГИН****,
А.В. КОРЗНИКОВ***, *****

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И УПРОЧНЕНИЯ Nb ПОСЛЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ КОНСОЛИДАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ¹

Представлены результаты исследования особенностей микроструктуры и закономерностей упрочнения ниобия после комбинированной деформационной обработки, включающей механическую активацию порошка в планетарной шаровой мельнице и последующую консолидацию кручением под давлением на наковальнях Бриджмена. Определены количественные параметры зеренной и дефектной структуры изучаемого материала на разных стадиях деформационного воздействия. Обсуждаются основные факторы, определяющие специфику упрочнения ниобия при указанной деформационной обработке.

Ключевые слова: ниобий, большие пластические деформации, механическая активация, кручение под давлением, микротвердость, электронная микроскопия, микроструктура, кривизна кристаллической решетки, напряжения.

Введение

В работах [1, 2] было обнаружено, что после механической активации порошка Nb в получаемых прекурсорах формируются двухуровневые структурные состояния – зерна размерами от 50 до 100 нм, содержащие субзерна размерами 20 и менее нанометров с малоугловыми границами разориентации. Установлено, что в условиях эффективного подавления процессов пластической релаксации высокодефектных субструктур в нанофрагментах размерами 10 и менее нанометров упругая кривизна кристаллической решетки характеризуется значениями $\chi_{ij} \approx 100\text{--}200$ град/мкм. Показано, что важной особенностью микроструктуры является при этом высокий (до 10 E мкм^{-1}) уровень локальных градиентов (моментов) напряжений, определяющих закономерности переориентации кристаллической решетки и возможность формирования наноструктурных состояний с размерами кристаллитов до нескольких нанометров. В [1] высказано предположение, что формирование таких состояний является эффективным способом значительного увеличения запасенной энергии деформации и может играть существенную роль в явлениях аномального массопереноса и механического легирования.

В настоящей работе представлены результаты изучения особенностей эволюции указанных выше структурных состояний и закономерностей упрочнения ниобия в процессе комбинированной деформационной обработки, включающей механическую активацию порошка в планетарной шаровой мельнице и последующую консолидацию методом кручения под давлением на наковальнях Бриджмена.

Материалы и методика исследования

В работе использован порошок чистого Nb (99.98 %). Механическая активация проведена в планетарной шаровой мельнице АГО-2 в атмосфере Ag при центробежном ускорении мелющих тел (стальных шаров) 400 м/с^2 . Продолжительность обработки составляла 1 и 2 мин. Для предотвращения слипания порошка перед началом обработки добавлялось небольшое количество спирта.

Консолидацию и деформацию полученных после механической активации прекурсоров осуществляли методом кручения (1 оборот) под давлением (7 ГПа) на наковальнях Бриджмена при комнатной температуре. В результате такой обработки получены образцы-диски диаметром 8 мм и толщиной $h \approx 0.2$ мм.

Электронно-микроскопическое исследование проведено с использованием просвечивающих электронных микроскопов Philips CM-30-TWIN, Tecnai G2 20F S-TWIN и сканирующего элек-

¹ Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013–2020 гг. с финансовой поддержкой программы повышения конкурентоспособности ТГУ (Tomsk State University Competitiveness Improvement Program).

тронного микроскопа Philips 515. Образцы для исследования в просвечивающем электронном микроскопе после механической активации готовились путем осаждения суспензии порошков в петролейном эфире на углеродную пленку. Для получения тонких фольг из консолидированных образцов в сечениях, нормальных плоскости наковальни, на образцы электролитическим способом осаждали слой меди (2–3 мм). Указанные выше сечения на различных расстояниях от центра дисков вырезали на электроискровом станке и механически утоняли до толщины около 100 мкм. Дальнейшее утонение проводили двусторонним распылением ионами аргона при ускоряющем напряжении 5 кВ. Исследование высокодефектных структурных состояний проведено с использованием методики темнопольного анализа высоких дискретных и непрерывных разориентировок [1, 3–7].

С целью выявления влияния степени пластической деформации на особенности формирующейся структуры было проведено электронно-микроскопическое исследование тонких фольг, препарированных из участков, расположенных на разных расстояниях от оси кручения образца-диска. В соответствии с [8] для оценок сдвиговой (γ) и истинной логарифмической (e) деформации используются следующие формулы: $\gamma = 2\pi RN/h$ и $e = \ln(\gamma) = \ln(2\pi RN/h)$, где N – число оборотов; R – расстояние от оси кручения; h – толщина образца. Таким образом, фольги, полученные из участков на расстояниях 1 и 3.5 мм от оси кручения, характеризуются величинами сдвиговой и истинной логарифмической деформации ($\gamma \approx 32$, $e \approx 3.5$) и ($\gamma \approx 110$, $e \approx 4.7$) соответственно.

Микротвердость определяли по отпечаткам алмазной пирамидки Виккерса на приборе «Neophot 21» при нагрузке 0.051 кг и выдержке 15 с. Для измерения микротвердости отдельных порошинок и их конгломератов изготавливались компакты на основе смеси изучаемого порошка с эпоксидным клеем. На консолидированных образцах измерения проведены на разных расстояниях от оси кручения в сечениях, параллельных и перпендикулярных плоскости наковален.

Результаты исследования

В процессе электронно-микроскопического анализа установлено, что после консолидации прекурсоров Nb кручением под давлением в сечении, перпендикулярном плоскости наковален, наблюдается высокая анизотропия зеренной структуры. На светлопольных и темнопольных электронно-микроскопических изображениях (рис. 1) обнаружена ярко выраженная полосовая зеренная структура. Полосы распространяются преимущественно в направлении, параллельном плоскости наковален (ПН), достигая в длину субмикронных и даже микронных размеров. Ширина полос в направлении, перпендикулярном плоскости наковален, существенно (в некоторых случаях на порядок) меньше, чем в направлении, параллельном плоскости наковален, и составляет несколько десятков нанометров. Зерен и субзерен равноосной или близкой к равноосной формы не обнаружено. Картины микродифракции (рис. 1, а, б), полученные с центральных и периферийных участков образца, характеризуются квазикольцевым расположением дифракционных максимумов.

На рис. 1, д представлена схема, иллюстрирующая анизотропию микроструктуры материала после деформации кручением под давлением [5, 6]. На схеме сплошные линии – большеугловые границы, пунктирные – малоугловые границы разориентировок; стрелками указаны непрерывные разориентировки (кривизна кристаллографических плоскостей). В соответствии с [9] высокая анизотропия зеренной структуры является следствием анизотропии полей смещений и поворотов при деформации кручением под давлением. Такая анизотропия является характерной особенностью микроструктуры во всех изученных нами металлах и сплавах после деформации кручением под давлением [4–6, 10, 11]. В этих работах показано, что ее формирование является следствием реализации дислокационно-дисклинационного механизма формирования и последующей релаксации субструктур с высокой кривизной кристаллической решетки.

На представленных на рис. 1 светлопольных и темнопольных изображениях микроструктура в участках с разными степенями пластической деформации принципиально подобна. Количественные параметры внутренней структуры нанокристаллов можно выявить, лишь измеряя значения кривизны кристаллической решетки методом темнопольного анализа дискретных и непрерывных разориентировок [1, 3–7].

В процессе такого анализа установлено (рис. 2), что дефектная структура компактов Nb характеризуется высокими значениями кривизны кристаллической решетки, которая в различных локальных участках меняется от нескольких десятков до 200 град/мкм. Исследование проведено в действующих отражениях типа $g = \langle 110 \rangle$. На рис. 2 представлен пример такого анализа в одном из рефлексов, образующем с проекцией оси наклона гониометра (ПОН) угол $\beta \approx 75^\circ$ (рис. 2, а). Тем-

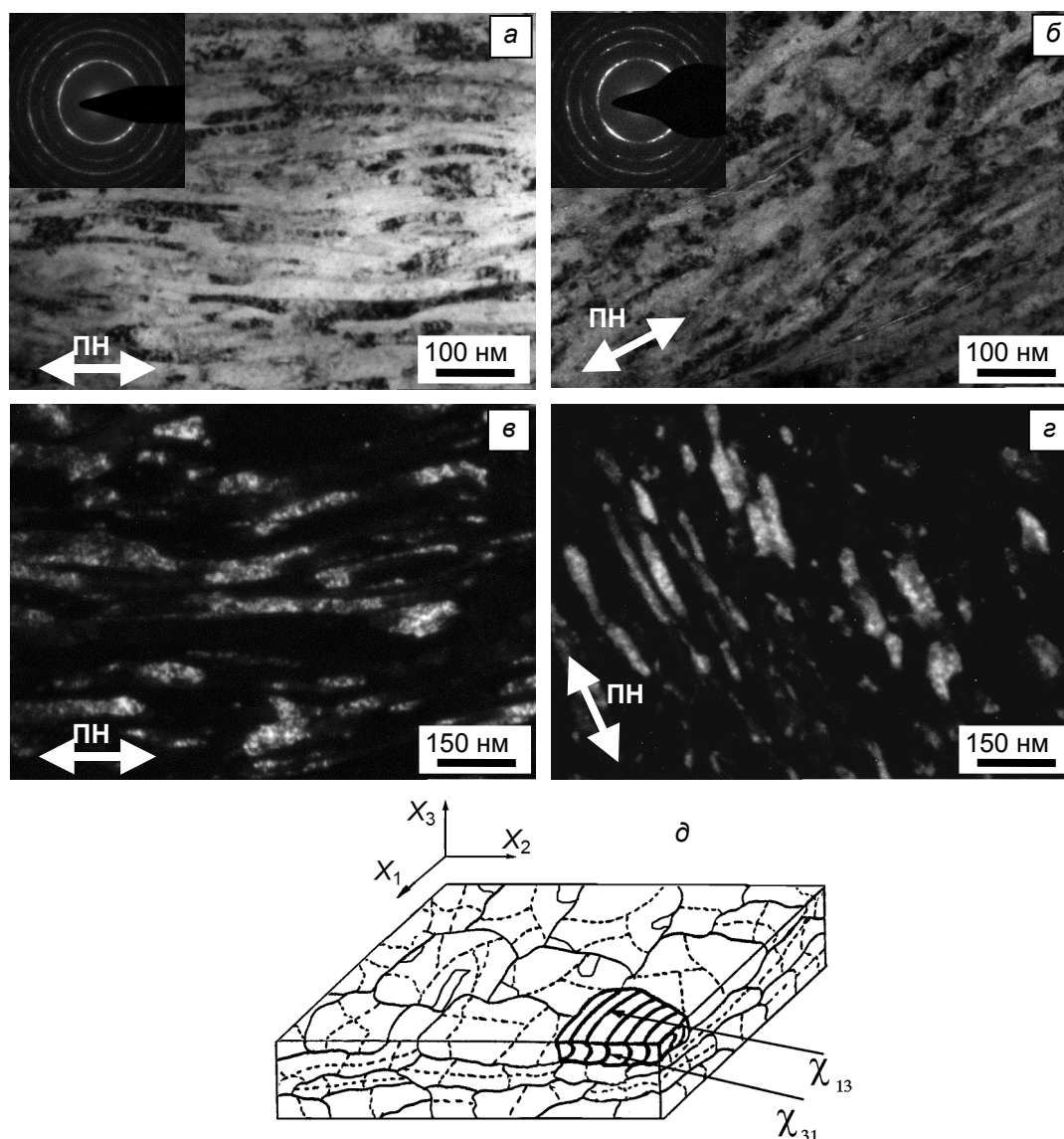


Рис. 1. Светлопольные (*а, б*) и темнопольные (*в, г*) изображения микроструктуры Nb после механической активации (2 мин) и последующей консолидации методом кручения под давлением $e \approx 3.5$ (*а, в*) и 4.7 (*б, г*). Сечение, перпендикулярное плоскости наковален; *д* – схема анизотропного структурного состояния после деформации кручением под давлением [5, 6]

нопольные изображения, полученные при разных углах (φ) наклона образца в гониометре, наглядно иллюстрируют поведение контура экстинкции в субмикронном зерне. При этом в разных участках анализируемого зерна обнаружены структурные состояния, характеризующиеся различными значениями кривизны кристаллической решетки. В выделенном пунктиром участке при изменении угла наклона ($\Delta\varphi$) от 0 до 8.5° (рис. 2) контур экстинкции непрерывно перемещается на расстояние $\Delta r \approx 60$ нм. В соответствии с формулой $\chi_{ij} \approx \Delta\varphi \cdot \sin\beta / (\Delta r)$ [1, 3–7] усредненное на этом расстоянии значение одной из компонент тензора изгиба-кручения достигает величины $\chi_{ij} \approx 150$ град/мкм.

Как известно [3–7], неперенными «спутниками» субструктур с непрерывными разориентировками являются границы с переменными векторами разориентации. В изучаемых в настоящей работе состояниях обнаружена высокая плотность границ такого типа. В процессе представленного на рис. 2 темнопольного анализа было установлено, что, во-первых, граница изучаемого зерна (обозначена белой стрелкой на рис. 2, *в, г*) характеризуется большеугловой разориентировкой. Во-вторых, анализируемая граница является границей с переменным вектором разориентации, которая, в соответствии с [5, 6], характеризуется величиной градиента этого вектора $\partial\theta/\partial r \approx \chi_{ij}$ и модельно может быть представлена скоплением частичных дисклинаций одного знака в плоскости границы.

На основе представленных выше данных появляется возможность оценки величин локальных внутренних напряжений и градиентов этих напряжений вдоль границы нанокристаллов по формулам [1, 3–7]

$$\sigma_{\text{лок}} \approx (E\Delta h/2) \chi_{ij}; \quad (1)$$

$$\partial\sigma_{\text{лок}}/\partial r \approx (E\Delta h/2) (\partial\theta/\partial r), \quad (2)$$

где E – модуль Юнга; Δh – характерные размеры зон высокой кривизны кристаллической решётки.

При значениях кривизны кристаллической решетки $\chi_{ij} \approx 150$ град/мкм и $\Delta h \approx 30$ нм (рис. 2) для наиболее дефектных субструктур $\sigma_{\text{лок}} \approx E/25$ и $\partial\sigma_{\text{лок}}/\partial r \approx 1.3 E \text{ мкм}^{-1}$. Заметим, что столь высокие значения $\sigma_{\text{лок}}$ и $\partial\sigma_{\text{лок}}/\partial r$ были обнаружены нами и в порошке Nb непосредственно после механической активации [1, 2].

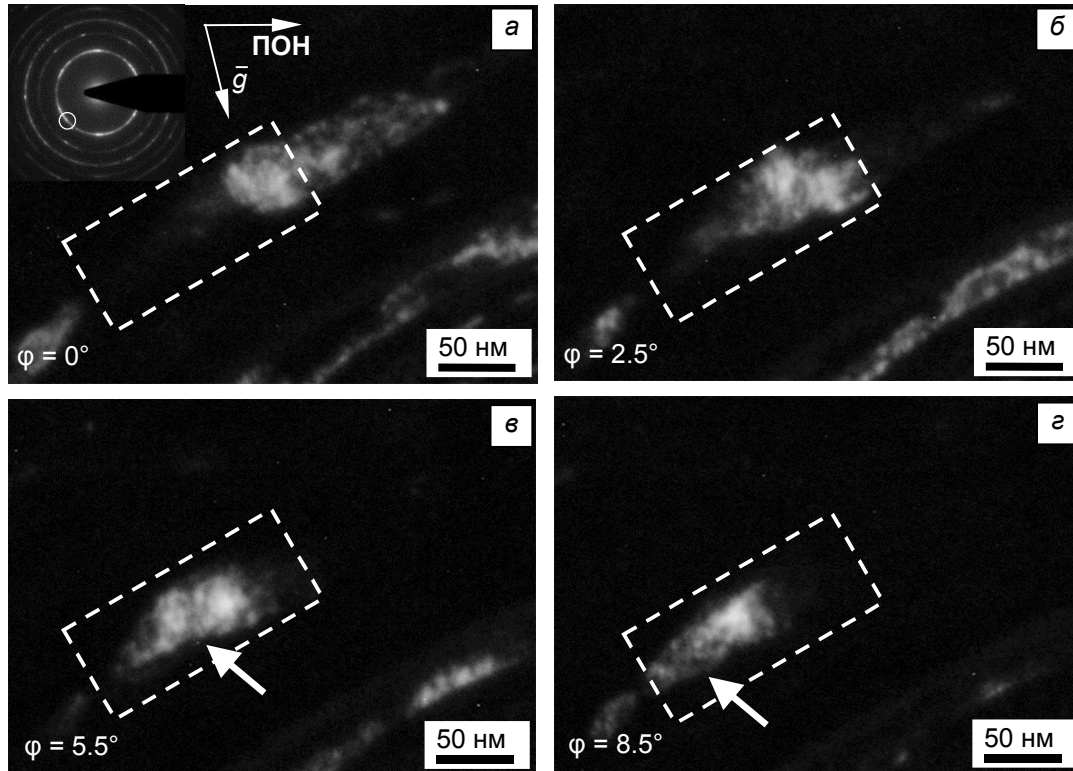


Рис. 2. Пример темнопольного анализа разориентировок в Nb после механической активации (2 мин) и последующей консолидации методом кручения под давлением, $e \approx 3.5$. Сечение, перпендикулярное плоскости наковален

Кроме структурного состояния, показанного на рис. 2, в изучаемом материале часто встречаются зерна, контуры экстинкции в которых характеризуются сложной структурой (рис. 3, а), свидетельствующей о дипольной конфигурации формирующих его областей когерентного рассеяния.

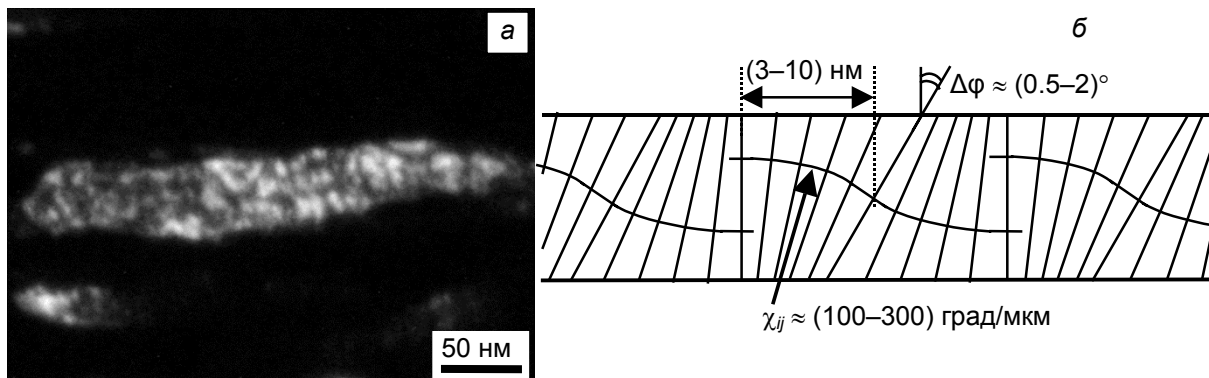


Рис. 3. Темнопольное изображение сложной структуры контура экстинкции (а) и схема структурного состояния дипольно-мультипольного типа (б) [3, 10, 12]

Как показал аналогичный представленному на рис. 2 темнопольный анализ разориентировок, контур состоит из наноразмерных (3–10 нм) зон когерентного рассеяния с близкой ориентацией, разделенных малоугловыми границами; кривизна кристаллической решетки в этих зонах достигает нескольких сотен град/мкм.

Подобные структурные состояния, характеризуемые как субструктуры дипольно-мультипольного или двухуровневого типа, были обнаружены после больших пластических деформаций кручением под давлением чистого Ni [3], сплавов V–Ti–Cr [6, 7, 10–12] и Mo–Re [7, 11, 12]; после механической активации в планетарных шаровых мельницах в ниобии [1, 2], тантале [13] и алюминии [1], а также в меди [14] после комбинированной обработки, аналогичной представленной в настоящей работе. Схематическое изображение этих состояний приведено на рис. 3, б. Как показано в работах [3, 10, 12], кривизна кристаллической решетки в этих структурных состояниях является упругой.

На фоне представленных выше структурных состояний в Nb наблюдаются участки со структурой «вихревого» типа (рис. 4, а). Пачки из микрополос достигают в ширину несколько сот нанометров и, распространяясь по образцу, образуют петли. Структура микрополос в этих пачках практически не отличается от таковой в микрополосах окружающего объема (рис. 1), так же, как и соответствующие картины микродифракции (рис. 4, а). Как вблизи «вихрей», так и в окружающем объеме наблюдаются микротрещины длиной до 200–400 нм (рис. 4, а). Помимо этого, в центральной части образца-диска обнаружены поры, в то время как в участках, удаленных от центра, остаточная пористость не обнаружена. В структуре компакта встречаются прослойки ОЦК-железа (отмечено белой стрелкой на рис. 4, б), а на соответствующих картинах микродифракции характерные для α -Fe дифракционные максимумы.

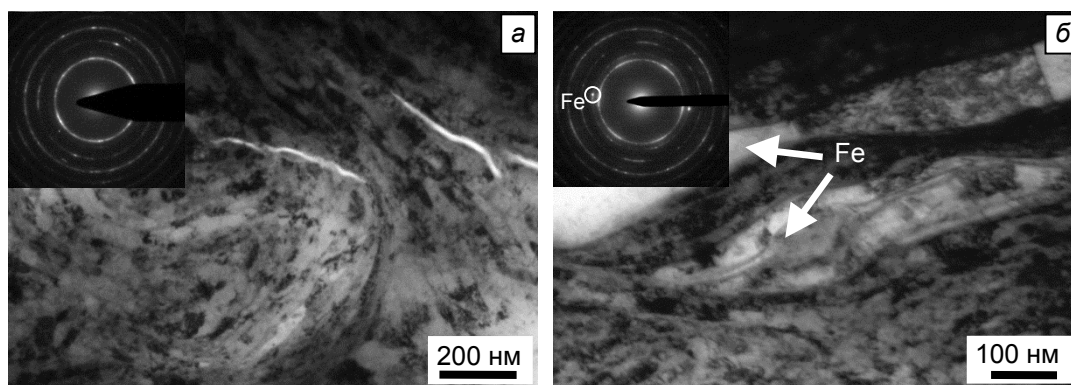


Рис. 4. Неоднородность микроструктуры (а) и фазового состава (б) в Nb после механической активации (2 мин) и последующей консолидации методом кручения под давлением, $e \approx 3.5$. Сечение, перпендикулярное плоскости наковален. Просвечивающая электронная микроскопия

На рис. 5 представлены результаты измерения микротвердости (H_μ) консолидированных образцов Nb, предварительная механическая активация которых составляла 1 (кривая 1) и 2 мин (кривая 2). Как видно, наблюдается зависимость микротвердости как от времени предварительной механической активации, так и от степени деформации. Последнее проявляется в росте значений микротвердости по мере удаления от центральной части образцов дисков. При этом во всем интервале степеней деформации наблюдается практически одинаковая разница значений микротвердости ($\Delta H_\mu \approx 1.85$ ГПа) консолидированных образцов с разной продолжительностью предварительной механической активации.

В центральной области при $r < 0.25$ мм (рис. 5) значения микротвердости оказываются ниже, чем у порошка непосредственно после механической активации продолжительностью 1 и 2 мин, которые составляют 3.4 и 4.9 ГПа соответственно [2]. Такая особенность, по нашему мнению, может быть связана с высокой остаточной пористостью вследствие неполной консолидации в этой области.

По мере удаления от указанной области ($r > 0.25$ мм) наблюдается плавное увеличение микротвердости, достигающей своих максимальных величин в периферийных участках ($r = 4$ мм). Эти величины близки к микротвердости порошка ниобия после 5 мин (7.7 ГПа) механической активации [2]. Отличий в значениях микротвердости в сечениях, параллельных и перпендикулярных плоскости наковален, не обнаружено.

Сопоставление результатов исследования микроструктуры с прочностью (микротвердостью) образцов в зависимости от степени деформации (рис. 1 и 5) при изменении расстояния от центра деформируемого диска свидетельствует о том, что выявление взаимосвязей «микроструктура – прочность» и, в частности, причин повышения прочности при увеличении степени деформации при используемых в настоящей работе значениях $e \geq 3.5$ ($\gamma \geq 32$) невозможно без исследования количественных характеристик зеренной структуры и особенностей высокодефектной (с высокой кривизной кристаллической решетки) внутренней структуры нанокристаллов. Действительно, в соответствии с рис. 5, независимо от времени предварительной механической активации, в процессе увеличения степени истинной логарифмической деформации от 3.5 до 4.7 микротвердость увеличивается на 20–25 % ($\Delta H_\mu \approx 1.2\text{--}1.3$ ГПа). Между тем на рис. 1 видимых различий микроструктуры после указанных выше величин деформации не наблюдается.

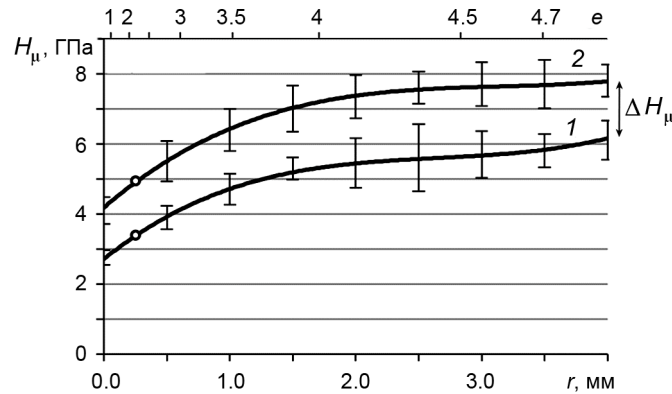


Рис. 5. Микротвердость H_μ консолидированных образцов Nb в зависимости от расстояния до оси кручения r (степени истинной логарифмической деформации e). Предварительная механическая активация порошков 1 (кр. 1) и 2 мин (кр. 2). Светлыми кружками обозначен уровень микротвердости прекурсоров после механической активации

Проведенное в связи с этим исследование количественных параметров зеренной и высокодефектной внутренней структуры нанокристаллов на разных расстояниях от центра деформируемого образца показало, что указанное выше повышение прочности может быть связано со следующими факторами.

Во-первых, с уменьшением размеров (ширины) представленных на рис. 1 нанополос в направлении, перпендикулярном плоскости наковален. Как видно из рис. 6, на гистограммах распределения этих полос по размерам максимум такого распределения при увеличении степени истинной логарифмической деформации от 3.5 до 4.7 смещается в сторону малых размеров. Средняя ширина полос уменьшается при этом от 32 до 24 нм.

Во-вторых, не менее важным фактором может быть обнаруженное в процессе электронно-микроскопического исследования увеличение при увеличении степени деформации объемной до-

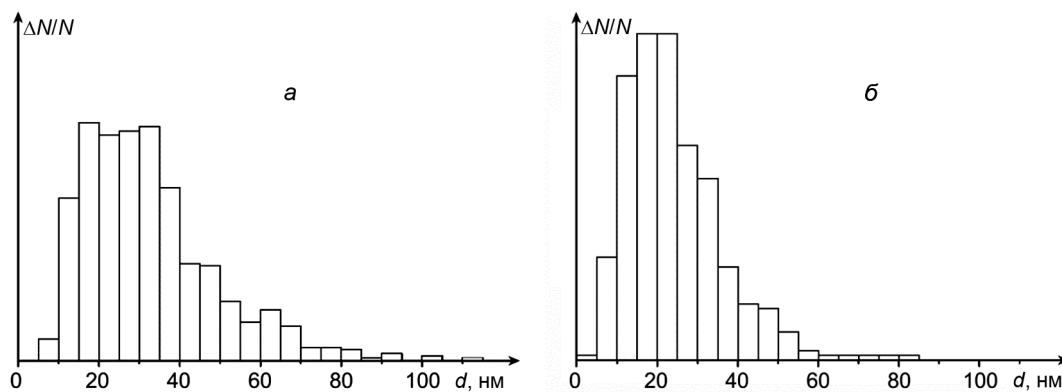


Рис. 6. Гистограммы распределения по размерам (ширине) микрополос в ниобии после механической активации (2 мин) и последующей консолидации методом кручения под давлением $e \approx 3.5$ (а) и 4.7 (б). Сечение, перпендикулярное плоскости наковален

ли нанокристаллов с высокодефектной внутренней структурой двухуровневого типа с размерами кристаллитов до нескольких нанометров и кривизной (упругой) кристаллической решетки до 300 град/мкм.

Обсуждение результатов

Как видно из представленных выше данных, в результате комбинированной деформационной обработки ниобия, включающей 2 мин механической активации и последующую консолидацию кручением под давлением при числе оборотов диска $N = 1$, максимальное значение микротвердости составляет $H_{\mu} \approx 7.7$ ГПа. Для достижения указанной величины H_{μ} при использовании только механической активации требуется обработка в планетарных шаровых мельницах продолжительностью не менее 5 мин [2], приводящая к интенсивному взаимодействию материала с гарнитурой мельниц. В процессе кручения под давлением образца-диска чистого Nb в жидком азоте микротвердость увеличивается до $H_{\mu} \approx 4.8$ ГПа [15] при $N = 3$, а при $N = 5$ и комнатной температуре величина микротвердости ниобиевого сплава 5ВМЦ не превышает $H_{\mu} \approx 5.5$ ГПа [16]. Таким образом, в процессе применяемого в настоящей работе комбинированного режима деформационной обработки достигаются более значительные эффекты упрочнения, чем в наиболее жестких режимах деформации кручением на наковальнях Бриджмена [15, 16]. На наш взгляд, это связано с дополнительным легированием ниобия в процессе механической активации и его влиянием на релаксационную способность материала и особенности формирования и эволюции высокодефектных и соответственно высокопрочных структурных состояний в процессе дальнейшей консолидации и деформации кручением под давлением.

В работе [2] было показано, что в процессе механической активации порошок ниобия загрязняется продуктами износа стальной гарнитуры шаровой мельницы. В полученных прекурсорах ниобия массовая доля ОЦК-железа, определяемая методом рентгеноструктурного анализа, достигала нескольких процентов. В процессе энергодисперсионного анализа было также установлено [2], что как в прекурсорах после механической активации, так и в образцах после консолидации кручением под давлением железо присутствует не только в виде достаточно грубодисперсных (сотни нанометров) частиц α -Fe (рис. 5, б), но и в твердом растворе. Поскольку частицы указанного выше размера не могут внести сколько-нибудь заметный вклад в величину прочности, а каких-либо следов высокодисперсных фаз на основе железа (карбиды, оксиды, интерметаллиды) как в [2], так и в настоящей работе не обнаружено, по нашему мнению, значительный эффект упрочнения в процессе комбинированного режима обработки может быть связан с твердорастворным упрочнением атомами железа в условиях формирования неравновесных твердых растворов α -Fe-Nb на стадии механической активации. Помимо вышесказанного необходимо, по-видимому, учитывать и возможность загрязнения материала элементами газовой среды оборудования.

Указанные выше эффекты, подавляя релаксационную способность Nb при механической активации и последующей консолидации кручением под давлением, помимо непосредственного вклада в упрочнение, активизируют процессы формирования представленных выше высокодефектных наноструктурных состояний.

Заключение

Установлено, что после комбинированной деформационной обработки Nb характеризуется высокой анизотропией зеренной структуры. Микрополосы шириной до нескольких десятков нанометров достигают в длину субмикронных и микронных размеров, распространяются преимущественно в направлении, параллельном плоскости кручения, с локальным образованием структур «вихревого» типа. Внутри полос формируются субструктуры дипольно-мультипольного типа, с характерным размером субзерен 3–10 нм и кривизной кристаллической решетки до нескольких сотен град/мкм. Максимальные значения кривизны кристаллической решетки достигают 100–200 град/мкм, при характерных размерах зон ее обнаружения не более нескольких десятков нанометров. Такие состояния характеризуются высоким уровнем локальных внутренних напряжений ($\sigma_{\text{лок}} \approx E/25$) и величинами их градиентов ($\partial\sigma_{\text{лок}}/\partial r \approx 1.3 E \text{ мкм}^{-1}$).

Показано, что микротвердость консолидированных образцов Nb возрастает с увеличением степени деформации при кручении под давлением и достигает 7.7 ГПа. Предполагается, что основным фактором упрочнения Nb является формирование указанных выше структурных состояний двухуровневого типа в результате эффективного подавления релаксационной способности

материала в условиях интенсивного легирования примесями внедрения из газовой среды и атомами железа в процессе механической активации.

Исследования проведены на оборудовании Томского материаловедческого центра коллективного пользования ТГУ и центра наноструктурных материалов и нанотехнологий НИУ БелГУ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Денисов К.И., Корчагин М.А. // Физич. мезомех. – 2011. – Т. 14. – № 6. – С. 53–62.
2. Денисов К.И., Дитенберг И.А. // Изв. вузов. Физика. – 2010. – Т. 53. – № 11/3. – С. 46–49.
3. Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Корзников А.В., Корзникова Е.А. // Физич. мезомех. – 2012. – Т. 15. – № 5. – С. 59–68.
4. Tyumentsev A.N., Pinzhin Yu.P., Tretjak M.V., et al. // Theor. Fract. Mech. – 2001. – V. 35. – P. 155–161.
5. Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А., Пинжин Ю.П. и др. // ФММ. – 2003. – Т. 96. – № 4. – С. 33–43.
6. Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Корзников А.В. и др. // ФММ. – 2012. – Т. 113. – № 2. – С. 170–180.
7. Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А., Коротаев А.Д., Денисов К.И. // Физич. мезомех. – 2013. – Т. 16. – № 3. – С. 61–77.
8. Смирнова И.А., Левит В.И., Пилюгин В.И. и др. // ФММ. – 1986. – Т. 61. – № 6. – С. 1170–1177.
9. Р. Де Вит. Континуальная теория дисклиний. – М.: Мир, 1977. – 208 с.
10. Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Гриняев К.В. и др. // ЖТФ. – 2011. – Т. 81. – № 6. – С. 68–74.
11. Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Корзников А.В., Винс С.А. // Перспективные материалы. – 2009. – Спец. вып. № 7. – С. 103–106.
12. Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А. // Физич. мезомех. – 2011. – Т. 14. – № 3. – С. 55–68.
13. Дитенберг И.А., Денисов К.И., Пинжин Ю.П. и др. // Физич. мезомех. – 2013. – Т. 16. – № 2. – С. 41–46.
14. Дитенберг И.А., Денисов К.И., Тюменцев А.Н. и др. // Физич. мезомех. – 2013. – Т. 16. – № 6. – С. 81–87.
15. Попов В.В., Попова Е.Н., Столбовский А.В. и др. // ФММ. – 2012. – Т. 113. – № 3. – С. 312–318.
16. Дитенберг И.А., Малахова С.А., Тюменцев А.Н., Корзников А.В. // Перспективные материалы. – 2011. – Спец. вып. № 12. – С. 306–310.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия

Поступила в редакцию 24.01.14.

**Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова

Томского государственного университета, г. Томск, Россия

***Национальный исследовательский Томский государственный университет,
г. Томск, Россия

****Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, г. Новосибирск, Россия

*****Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия

E-mail: ditenberg_i@mail.ru

Дитенберг Иван Александрович, к.ф.-м.н., ст. науч. сотр. ИФПМ СО РАН, ст. науч. сотр. СФТИ;

Денисов Константин Игоревич, аспирант ИФПМ СО РАН, инженер СФТИ, инженер ТГУ;

Тюменцев Александр Николаевич, д.ф.-м.н., зав. лабораторией ИФПМ СО РАН, зав. лабораторией СФТИ, зав. кафедрой ТГУ;

Корчагин Михаил Алексеевич, д.т.н., ст. науч. сотр.;

Корзников Александр Вениаминович, д.т.н., ведущ. науч. сотр.