

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

УДК 669-175.2:539.89:548.4

DOI: 10.17223/00213411/64/7/178

А.Н. ТЮМЕНЦЕВ^{1,2}**О ПРЕДЕЛЬНЫХ МИНИМАЛЬНЫХ РАЗМЕРАХ НАНОЗЕРЕН И МЕХАНИЗМЕ
 $B2 \rightarrow B19' \rightarrow B2$ -ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ
НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА ***

Ключевые слова: никелид титана, нанокристаллы, деформация кручением, обратимые мартенситные превращения.

В широком классе материалов при достижении некоторой критической степени деформации наступает стадия формирования нанокристаллических структур с предельными (минимальными) размерами зерен ($d_{\min}$), после которой дальнейшее уменьшение этих размеров невозможно. В условиях деформации кручением на наковальнях Бриджмена эти размеры меняются в пределах от нескольких сотен до нескольких нанометров [1, 2]. В чистых металлах с относительно невысокими значениями прочности и температуры плавления указанные выше размеры $d_{\min} \approx 50\text{--}200$ нм. В металлах и сплавах тугоплавких элементов, композициях металл-металлоид, сплавах с ограниченной растворимостью в твердом состоянии, полупроводниках и интерметаллидах минимальный размер зерен $d_{\min} \approx 10\text{--}20$ нм. Согласно [1, 2], важным фактором способности материала к измельчению зеренной структуры является подвижность элементарных носителей деформации (дислокаций и точечных дефектов), контролирующая пути их пробега в полях напряжений, характерные масштабы переориентирующихся микрообъемов, а, следовательно, и размеры нанозерен. Эта подвижность в значительной степени зависит от прочности материала и гомологической температуры деформации, определяющих напряжения дислокационного сдвига и интенсивность диффузионных механизмов релаксации наноструктурных состояний [3, 4]. В настоящем сообщении представлены результаты исследования особенностей формирования таких состояний в условиях пластической деформации сплава на основе никелида титана с участием механизма обратимого ($B2 \rightarrow B19' \rightarrow B2$) мартенситного превращения [5–7].

Исследование проведено с использованием монокристалла сплава TiNi(Fe, Mo) ($\approx 0.3\%$ Fe и 0.3% Mo, ат. %), со структурой $B2$ -фазы после закалки от $T = 1233$ К в ледяную воду. Образцы для пластической деформации кручением имели форму дисков диаметром 8 мм и толщиной 0.3 мм с ориентацией оси сжатия, близкой к полюсу [001]. Деформацию осуществляли при комнатной температуре на наковальнях Бриджмена под давлением ≈ 8 ГПа.

Эволюция микроструктуры в интервале значений истинной логарифмической деформации от $e \approx 0.15$ сжатием в направлении [001] примерно до 2–3 заключается в формировании двухфазных структурных состояний, содержащих двойники деформации $B2$ -фазы в плоскостях с разными ($\{112\}$, $\{113\}$, $\{114\}$) индексами и пластины или нанозерна мартенсита $B19'$, свидетельствующие о формировании этих состояний в процессе $B2 \rightarrow B19' \rightarrow B2$ -превращений [5–7]. При величинах $e \approx 2\text{--}3$ фрагментация материала с участием таких превращений приводит к формированию двухфазной ($B2 + B19'$)-нанокристаллической структуры с размерами нанозерен мартенсита примерно от 50 до 100 нм и $B2$ -фазы $\approx (10\text{--}20)$ нм.

Увеличение степени деформации до $e \approx 3\text{--}4$ приводит, во-первых, к полному обратному ($B19' \rightarrow B2$)-превращению мартенсита $B19'$ в исходную $B2$ -фазу, во-вторых, к значительному (примерно на порядок) уменьшению размеров нанозерен. Оценка этих размеров по полуширине кольца дифракционных максимумов от плоскостей типа $\{110\}$ $B2$ -фазы ($1/d_{\{110\}} \approx 1/4\text{--}1/6$ нм⁻¹) на формирующихся при этом электронограммах (рис. 1, а) дает величину расстояний между этими плоскостями $d_{\{110\}} \approx 4\text{--}6$ нм. При значении $e \approx 5\text{--}6$ указанная выше полуширина увеличивается до $1/d_{\{110\}} \approx (1\text{--}1/2)$ нм⁻¹ (рис. 1, б) и свидетельствует о формировании нанозерен, которые в направлениях типа $\langle 110 \rangle$ имеют размеры ($d_{\{110\}} \approx 1\text{--}1.5$ нм) в несколько межатомных расстояний.

В соответствии с [1, 2] достигнутая к настоящему времени в процессе деформации кручением под давлением степень измельчения зеренной структуры соответствует величине $d_{\min} \approx 10$ нм. В настоящей работе эта величина на порядок ниже. Это предельная (максимально возможная) степень наноструктурирования кристалла с формированием аморфно-кристаллической структуры, когда более половины атомов границ нанозерен и их тройных стыков находятся в аморфном состоянии.

Как следует из анализа приведенных выше результатов, механизмами формирования таких состояний являются $B2 \rightarrow B19' \rightarrow B2$ -превращения совместно с квазивязким механизмом переориентации потоками неравновесных точечных дефектов в полях высоких локальных градиентов напряжений [1, 3–5]. Подчеркнем в связи с этим следующие важные особенности этих механизмов. Во-первых, это ОЦК $\rightarrow$ ГПУ $\rightarrow$ ОЦК-

* Работа выполнена в рамках госзадания ИФПМ СО РАН № FWRW-2021-0008.

превращения, единственной модой дисторсии которых является однородная деформация превращения типа деформации Бейна [6–8]. Дефекты субструктурного упрочнения, в том числе границы нанозерен, не являются для этой моды деформации сколько-нибудь эффективными препятствиями, а высокие локальные внутренние напряжения служат скорее стимулом ее реализации. Во-вторых, в условиях фазовой нестабильности в Ti–Ni-сплавах появляется возможность интенсивного разупрочнения материала.

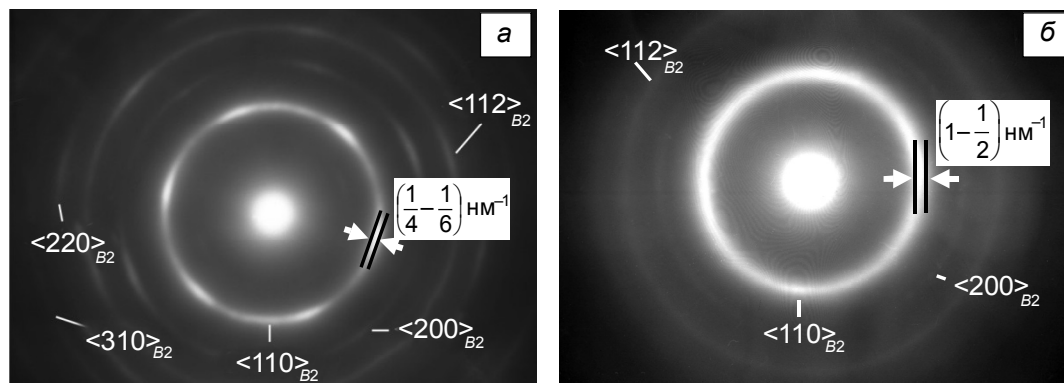


Рис. 1. Картины микродифракции сплава TiNi(Fe, Mo) в нанокристаллических структурных состояниях при размерах нанозерен $d \approx 4\text{--}6$ нм (а) и $1\text{--}1.5$ нм (б) после деформации $e \approx 3\text{--}4$ (1/2 оборота наковальни) и $5\text{--}6$ (3 оборота наковальни) соответственно

Таким образом, важнейшей чертой пластической деформации механизмами ОЦК $\rightarrow$ ГПУ $\rightarrow$ ОЦК-превращений является отсутствие для носителей этой моды деформации каких-либо эффективных препятствий, в том числе в нанокристаллических состояниях, формирующихся при сверхвысоких степенях деформации, при одновременной возможности интенсивной релаксации таких состояний. В этих условиях появляется возможность пластической деформации путем многократного повторения указанных выше превращений. Как видно, в никелиде титана это обеспечивает формирование указанных выше состояний с предельной (максимально возможной) степенью наноструктурирования микроструктуры с формированием нанозерен размерами ($d \approx 1\text{--}1.5$ нм) в несколько межатомных расстояний.

Немаловажными факторами формирования указанных выше аморфно-кристаллических состояний являются, во-первых, высокий уровень в этих состояниях деформирующих напряжений – источников высоких локальных градиентов наномасштабного уровня, определяющих характерные размеры микрообъемов, способных быть зародышами новых кристаллитов, и определяющих размеры нанозерен. Во-вторых, снижение в зонах $B2 \rightarrow B19' \rightarrow B2$ -превращений интенсивности диффузионных механизмов релаксации микроструктуры (например, диффузионного роста нанозерен) вследствие уменьшения в этих зонах запасенной энергии деформации при высокой плотности низкоэнергетических двойниковых границ специального типа.

Структурные исследования проведены с использованием оборудования ТМЦКП ТГУ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Тюменцев А.Н., Коротаев А.Д., Дитенберг И.А. и др. // Закономерности пластической деформации в высокопрочных и нанокристаллических металлических материалах. – Новосибирск: СО РАН: Наука: Изд-во СО РАН. – 2018. – 256 с.
2. Корзников А.В., Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А. // ФММ. – 2008. – Т. 106. – № 4. – С. 433–438.
3. Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А., Суханов И.И. // Изв. вузов. Физика. – 2019. – Т. 62. – № 8. – С. 5–13.
4. Суханов И.И., Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н. // Изв. вузов. Физика. – 2020. – Т. 63. – № 7. – С. 95–101.
5. Суханов И.И., Тюменцев А.Н. // Изв. вузов. Физика. – 2021. – Т. 64. – № 6. – С. 125–131.
6. Tyumentsev A.N., Surikova N.S., Litovchenko I.Yu., et al. // Acta. Mater. – 2004. – V. 52. – P. 2067–2074.
7. Сурикова Н.С., Тюменцев А.Н., Евтушенко О.В. // Изв. вузов. Физика. – 2009. – Т. 52. – № 6. – С. 58–67.
8. Сурикова Н.С., Тюменцев А.Н., Лысенко О.В. // ФММ. – 2007. – Т. 104. – № 5.

Поступило в редакцию 31.05.2021.

¹ Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск, Россия

² Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия