

УДК 621.771

*Джес А.В.¹, Носков Ф.М.¹, Квеглис Л.И.^{1,2}, Волочаев М.Н.³, Тажибаева Г.Б.⁴***ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ЛИНЗОВИДНЫХ КРИСТАЛЛОВ ПРИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА**

В работе рассматриваются процессы структурообразования в массивных образцах сплава $Ni_{51}Ti_{49}$ подвергнутых растягивающей нагрузке. Методами электронной микроскопии обнаружены линзовидные кристаллы, имеющие химический состав и структуру, отличающийся от состава матричного сплава. С помощью анализа изгибных экстинкционных контуров на электронно-микроскопических изображениях линзовидных кристаллов сделаны оценки внутренних напряжений в зонах локализации деформации. Показано, что образцы сплава $Ni_{51}Ti_{49}$ испытавшие множественные циклы прямых и обратных мартенситных переходов обладают ненулевой намагниченностью, вызванной ростом новой ферромагнитной фазы.

Ключевые слова: никелид титана, пластическая деформация, мартенситное превращение, линзовидные кристаллы, изгибные экстинкционные контуры, метод магнитных крутящих моментов.

The paper deals with the processes of structure formation in massive $Ni_{51}Ti_{49}$ alloy samples subjected to tensile loading. Electron microscopy revealed lenticular crystals having a chemical composition and structure, wherein the composition of the matrix alloy. By analyzing bending extinction contours on electron microscopic images of lenticular crystals made assessment of internal stresses in the areas of localization of deformation. It is shown that the alloy samples $Ni_{51}Ti_{49}$ experienced multiple cycles of direct and reverse martensitic transformations have a non-zero magnetization caused by the growth of new ferromagnetic phase.

Keywords: titanium nickelide, plastic deformation, martensitic transformation, lenticular crystals, bending extinction contours, method of magnetic torques.

Введение

Известно [1-4], что особенности мартенситного превращения в сплаве NiTi, такие как температура превращения, наличие и количество промежуточных фаз и т.п., сильно зависят от наличия выделений Ni_4Ti_3 . Известно также, что эти выделения имеют упорядоченную кристаллическую структуру и могут возникать в матрице либо после соответствующей термической обработки, либо после деформации [5]. Они обогащены Ni и имеют примерное соотношение состава Ni:Ti = 4:3. Структура этих выделений была впервые описана в работе [6], как ромбоэдрическая с пространственной группой R3. Исследования морфологии этих выделений, показали, что выделения имеют форму линзы с восьмью возможными ориентационными вариантами, что было подтверждено в работах [7, 8].

Многие исследователи [9-12] наблюдали возникновение монокристаллов линзовидной формы в результате воздействия электронным лучом на аморфные пленки металлов и их со-

единений. Эти линзовидные кристаллы содержали большое количество изгибных экстинкционных контуров. Такие контуры характеризуют наличие большой кривизны кристаллической решетки, возникающей из-за концентрации напряжений в локализованных областях [13].

Образование линзовидных кристаллов как уже указывалось, ведет к изменению различных свойств, в том числе и магнитных. В работе [14] нами было показано, что в результате многократных циклов прямой-обратный мартенситный переход в никелиде титана, могут осуществляться механохимические процессы, приводящие к расслоению сплава и выделению ферромагнитных частиц, обогащенных никелем.

Цель работы: Исследовать особенности формирования линзовидных кристаллов при пластической деформации образцов никелида титана.

Задачи работы:

1. При помощи электронной микроскопии исследовать структуру деформированных образцов никелида титана.

2. Сделать оценку внутренних напряжений в линзовидных кристаллах, возникающих в зоне кривизны кристаллической решетки.

3. Методом крутящих моментов исследовать магнитное состояние деформированных образцов никелида титана.

1. Методика

Исходные прутки сплава $Ni_{51}Ti_{49}$ подвергались прокатке в калибрах при температуре $800^{\circ}C$. Методом электроискровой резки вырезались образцы для механических испытаний на растяжение в форме двойных лопаток. Отжиг и закалку образцов проводились в камерной электропечи. Образцы помещались в печь после ее предварительного нагрева. Нагрев образцов проводился до температуры отжига $950^{\circ}C \pm 20^{\circ}C$ с выдержкой в течении одного часа и охлаждением до комнатной температуры в печи. Закалка отожженных образцов осуществлялась с температуры $850^{\circ}C$ с предварительной выдержкой в печи в течение часа осуществлялась в воду. Образцы после металлографической обработки были подвергнуты статическому растяжению до разрыва. Растяжение образцов проводилось на электромеханической универсальной испытательной машине WDW-5E. Растянутые образцы в области шейки утонялись с помощью установки FIB. Для исследования образцов методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) с зоны разрыва вырезали диски диаметром 3 мм, которые механически утоняли до толщины порядка 200 мкм, затем электрохимическим способом травили до появления отверстия в центре диска. Финальным этапом подготовки образцов являлось ионное травление на установке PIPS (Gatan). Некоторые утоненные для просвечивающей электронной микроскопии образцы, были подвергнуты криомеханической обработке путем циклического охлаждения в жидком азоте. В результате криомеханической обработки образцы испытывали значительные микродеформации. Микроструктура исследовалась методом просвечивающей электронной микроскопии и микродифракции на микроскопах Hitachi 7700 и JEOL-2100.

Исследование зависимости намагниченности от угла поворота магнитного поля, определяли методом крутящих моментов в торсионном магнитометре. Перед исследованиями в магнитометре части деформированных лопаток никелида титана подвергали циклическим мар-

тенситным переходам (прямым и обратным) в 20, 25 и 35 циклов.

Принцип метода магнитных крутящих моментов заключается в измерении действующего на образец момента силы, который зависит от направления магнитного поля. В сильном магнитном поле (6 кЭ) намагниченность ориентируется почти по полю, и если в образце имеется ось легкого намагничивания, то он будет стремиться повернуться так, чтобы эта ось оказалась как можно ближе к направлению спонтанной намагниченности, что и вызывает закручивание. [15]. Крутящий момент можно определить по формуле

$$L = MH\sin\theta, \quad (1)$$

где L – крутящий момент, H – внешнее магнитное поле, M – намагниченность образца, θ – угол вращения магнитного поля относительно образца, подвешенного на стеклянной нити. Чувствительность метода составляет ~ 3 нТл.

2. Экспериментальные результаты

На рис.1а приведена дифракционная картина, полученная с участка образца $Ni_{51}Ti_{49}$, подвергнутого растягивающей нагрузке. Видна атомноупорядоченная структура типа B2, о чем свидетельствует наличие сверхструктурных рефлексов типа (001). На рис.1б показано темнопольное изображение, полученное в просвечивающем электронном микроскопе, которое демонстрирует зарождение линзовидного кристалла на стыке трех зерен в образце $Ni_{51}Ti_{49}$. Изображение получено в свете выделенного рефлекса дифрактограммы, приведенной на вставке. Зарождение линзовидного кристалла происходит на стыке трех зерен, где повышена концентрация внутренних напряжений.

На рис.2 приведены электронно-микроскопическое изображение утоненного образца сплава $Ni_{51}Ti_{49}$, подвергнутого криомеханической обработке в жидком азоте, и соответствующая электронограмма. Белая полоса, исходящая из правого нижнего угла рис.2а, представляет собой область острия трещины, на конце которой (в центре, вверху рис.2а) наблюдается область локализованной деформации сформировавшей линзовидные кристаллы с многочисленными изгибными контурами. Изгибные контуры в линзовидных кристаллах и вне их ориентированы в различных направлениях, что свидетельствует о неоднородности распределения напряжений.

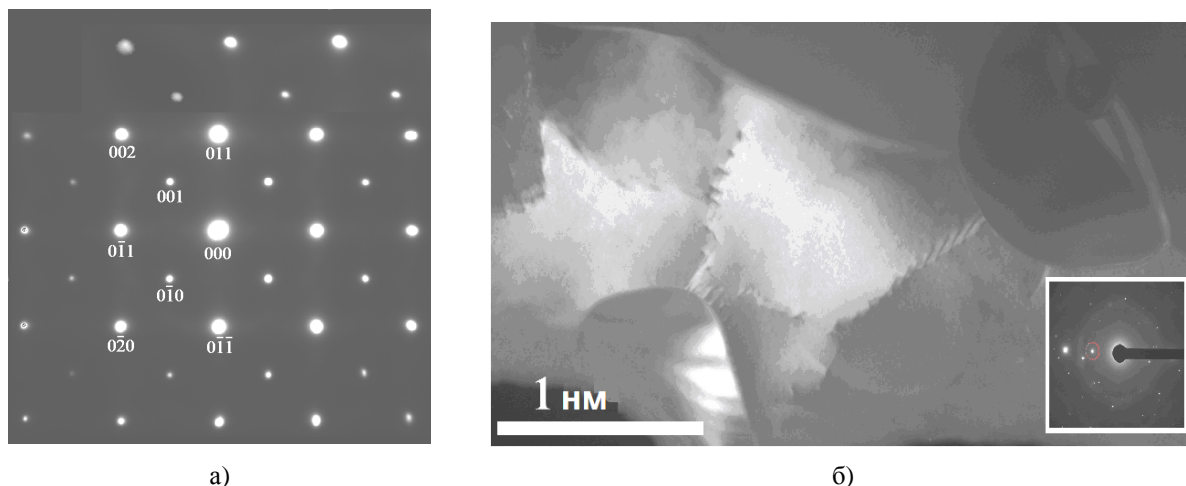


Рис.1. Дифракционная картина полученная с участка образца $\text{Ni}_{51}\text{Ti}_{49}$, подвергнутого растягивающей нагрузке: *a* – атомноупорядоченная структура В2; *б* – темнопольное ПЭМ изображение области зарождения линзовидного кристалла на стыке трех зерен, полученное в свете выделенного рефлекса на вставке

Электроннограмма, снятая с области острия трещины (рис.2б) содержит раздвоенные рефлексы, положение которых регулярно смещено

(подчеркнуто белой линией на рис.2б), что свидетельствует о сильном изгибе кристаллической решетки.

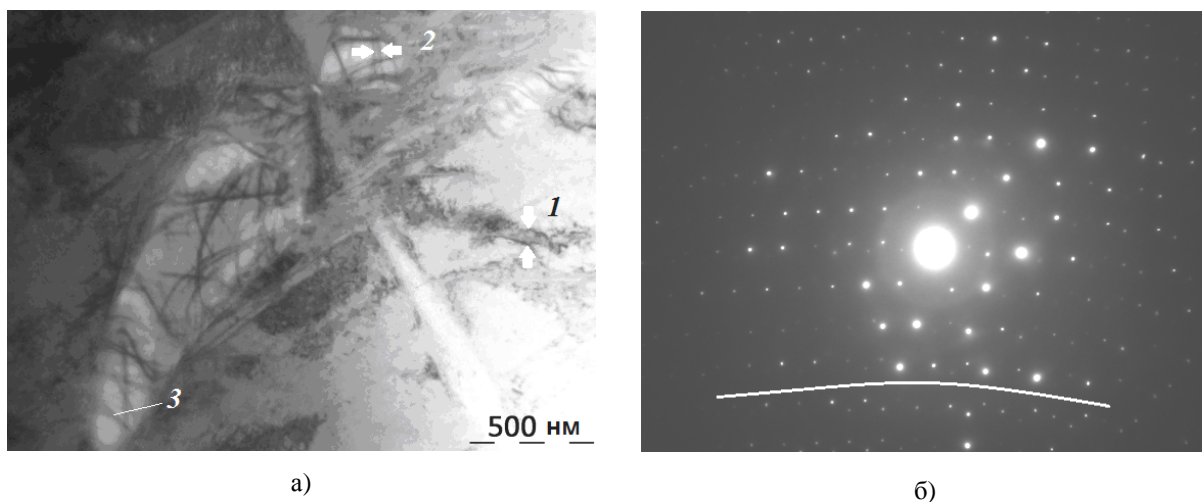


Рис.2. Исследование острия трещины в утоненном образце $\text{Ni}_{51}\text{Ti}_{49}$ подвергнутого криомеханической обработке в жидком азоте: *a* – изображение полученное в просвечивающем электронном микроскопе, *б* – электроннограмма этого участка

На рис.3 представлено изображение, полученное в просвечивающем электронном микроскопе высокого разрешения с зоны изгибного контура. Хорошо видно, что в левой части изображения наблюдается изгиб атомных плоскостей, подчеркнутый черной линией.

Для материаловедов, занимающихся разрушением сплавов, большое значение может иметь возможность определить величину внутренних напряжений в области локализации деформации, так как это может помочь развить теорию разрушения и структурообразования в металлах при пластической деформации.

Оценка величины внутренних напряжений проводилась в два этапа. На первом этапе использовали метод анализа изгибных контуров на электронно-микроскопических изображениях, предложенный в работе [9]. Радиусы кривизны изогнутых атомных плоскостей r определяли по формуле:

$$r = \frac{S \times d_{hkl}}{\lambda}, \quad (2)$$

где S – расстояние между изгибными экстинкционными контурами $+hkl$ и $-hkl$ в мкм, d_{hkl} – межплоскостное расстояние изогнутых кри-

сталлографических плоскостей, равное в нашем случае $2,08 \text{ \AA}$, λ – длина волны электронов, в режиме просмотра, составляющая $0,037 \text{ \AA}$ при ускоряющем напряжении 100 кВ.

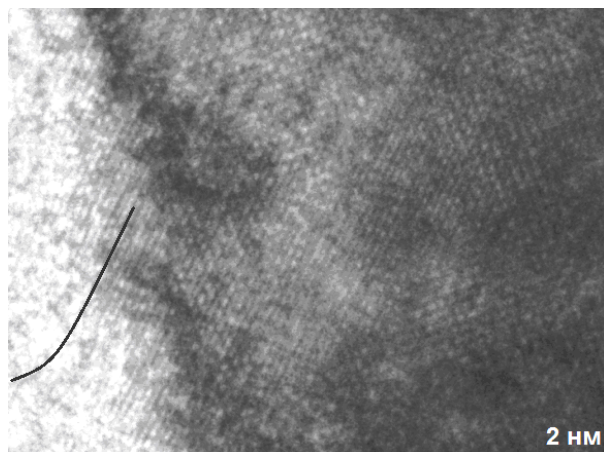


Рис.3. Изображение с зоны изгибного контура полученное в просвечивающем электронном микроскопе высокого разрешения

Расчет радиуса кривизны изогнутых атомных плоскостей проводили с электронномикроскопического изображения представленного на рис.2а. Цифрами 1, 2 и 3 помечены пары изгибных экстинкционных контуров. Пары контуров №2 и №3 расположены в линзовидных кристаллах, пара контуров №1 – вне их. Оценка велась по формуле (2), куда в качестве расстоя-

ния между изгибными экстинкционными контурами подставляли, для пар контуров №1 и №2 величины, показанные стрелками на рис.2а. Расстояние между парой изгибных контуров №3 показать на рисунке не представилось возможным ввиду его малой величины, но при подробном анализе увеличенного изображения оно было оценено в $0,01 \text{ мкм}$. Результаты расчета радиуса кривизны изогнутых атомных плоскостей сведены в табл.1.

На втором этапе оценивали величины напряжений, возникших в областях локализации деформации, соответствующих экстинкционным контурам, для которых были определены радиусы кривизны изогнутых атомных плоскостей. Эффект кривизны может проявляться на разных масштабных уровнях. Кривизна кристаллической решетки как физическая величина исследовалась в работах [9, 12, 13, 16, 17]. Томпсон [19] впервые обратил внимание на возможность изгиба атомных плоскостей на микроуровне. В своих работах Колосов, Багмут, Болотов, Тюменцев [9, 10, 12, 13] развивают идею трансляционного перехода кривизны кристаллической решетки от микроуровня на мезоуровень. Козлов [16, 17] объединяет микро- и мезоуровни путем использования теории дислокаций и механики сплошных сред.

Таблица 1. Радиус кривизны изогнутых атомных плоскостей и величина максимальных напряжений при изгибе атомных плоскостей

№ контура	Расстояние S между изгибными экстинкционными контурами $+hkl$ и $-hkl$, мкм	Радиус кривизны изогнутых атомных плоскостей, мкм	Величина максимальных напряжений σ_{\max} , МПа
1	0,08	4,49	46
2	0,02	1,12	185
3	0,01	0,56	370

Мы воспользовались уравнениями, которые применяются в механике сплошной среды для изогнутых балок постоянного сечения. Такой подход не является вполне корректным, так как мы имеем дело с сильно неоднородным материалом, и это противоречит подходам механики сплошных сред, однако он оправдан тем, что возможно сделать количественные оценки внутренних напряжений, не привлекая теорию дислокаций, трактовка которой сама по себе требует значительных допущений в объяснении

эксперимента. Имея информацию непосредственно о величине искривления кристаллической решетки, из электронно-микроскопических данных мы можем сделать оценку внутренних напряжений в локализованных областях (в областях кривизны кристаллической решетки).

Представим себе, что изогнутые ряды атомов с радиусом r указанным в табл.1 образуют непрерывное сечение прямоугольной формы (аналог изогнутой балки прямоугольного сече-

ния). Условная высота h изогнутых рядов на основании данных рис.3 может быть принята в 50 межатомных расстояний, т.е. примерно 0,01 мкм. Ширину прямоугольного сечения b приняли равной 0,1 мкм.

Максимальное напряжение в сечении выражается формулой:

$$\sigma_{\max} = M/W, \quad (3)$$

где M – изгибающий момент в сечении, W – момент сопротивления сечения изгибу.

Изгибающий момент в таком сечении определяется как:

$$M = E \times J/r,$$

где E – модуль упругости для мартенситной фазы никелида титана, который принимали равным $E = 40$ ГПа, J – момент инерции сечения вдоль продольной оси, определяемый для прямоугольного сечения по формуле:

$$J = bh^3/12.$$

Момент сопротивления сечения изгибу, в случае прямоугольного сечения равен:

$$W = bh^2/6.$$

Результаты расчета, выполненные по формуле (3) сведены в табл.1. На рис.4 представлен график зависимости максимальных напряжений в зонах локализации деформации от радиуса кривизны атомных плоскостей рассчитанный по формуле (3). Видно, что величина напряжений нелинейно изменяется в зависимости от радиуса кривизны атомных плоскостей (рис.4), а следовательно и от ширины экстинкционного контура. На этом же рисунке приведены конкретные расчеты для изгибных контуров из табл.1 в виде отдельных точек на графике. Макроскопический предел прочности, определенный на разрывной машине при испытаниях на растяжение термообработанных лопаток Ni₅₁Ti₄₉ равен 434 МПа, на рис.4 показан в виде пунктира. Однако, следует иметь в виду, что эта характеристика массивного материала. Такой подход не учитывает возможность неравномерного распределения напряжений в микроразрывах разрываемого образца.

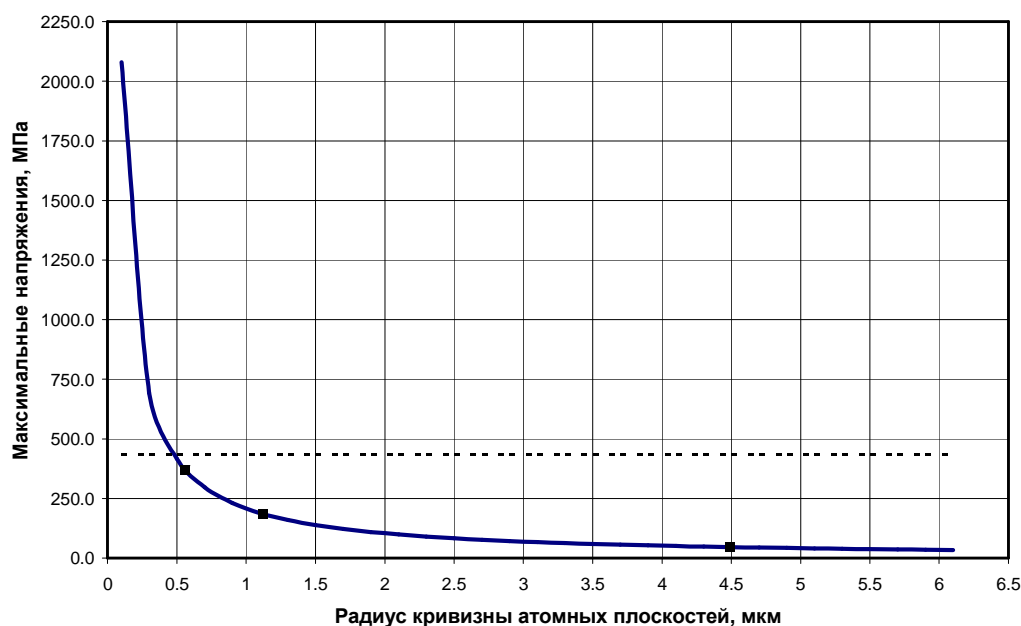


Рис.4. График зависимости максимальных напряжений в зонах локализации деформации от радиуса кривизны атомных плоскостей: сплошная линия – расчет по формуле (3); точки – расчеты для изгибных контуров из табл.1; пунктир – предел прочности образца, определенный на разрывной машине

Можно видеть, что существует критический радиус изгиба атомных плоскостей, при превышении которого в зоне локализации деформации могут возникнуть напряжения превышающие предел прочности для всего материала. Таким критическим значением радиуса в

нашем случае является величина, несколько меньшая 0,5 мкм.

Из анализа кривой рис.4. следует, что сделанные нами оценки величины внутренних напряжений в локализованных областях имеют

удовлетворительное согласие с результатами, полученными в работах [16, 17].

На рис.5. приведено изображение утоненного образца сплава $Ni_{51}Ti_{49}$, подвергнутого растягивающей нагрузке, полученное в сканирующем просвечивающем режиме (темнопольное изображение) на просвечивающем элек-

тронном микроскопе. Наблюдается полюс схождения изгибных контуров в центре линзовидного кристалла. В зоне полюса сосредоточена наибольшая концентрация внутренних напряжений. Данные спектрального анализа с двух участков: с зоны полюса (область 2) и вдали от него (область 1) (рис.3) сведены в табл.2.

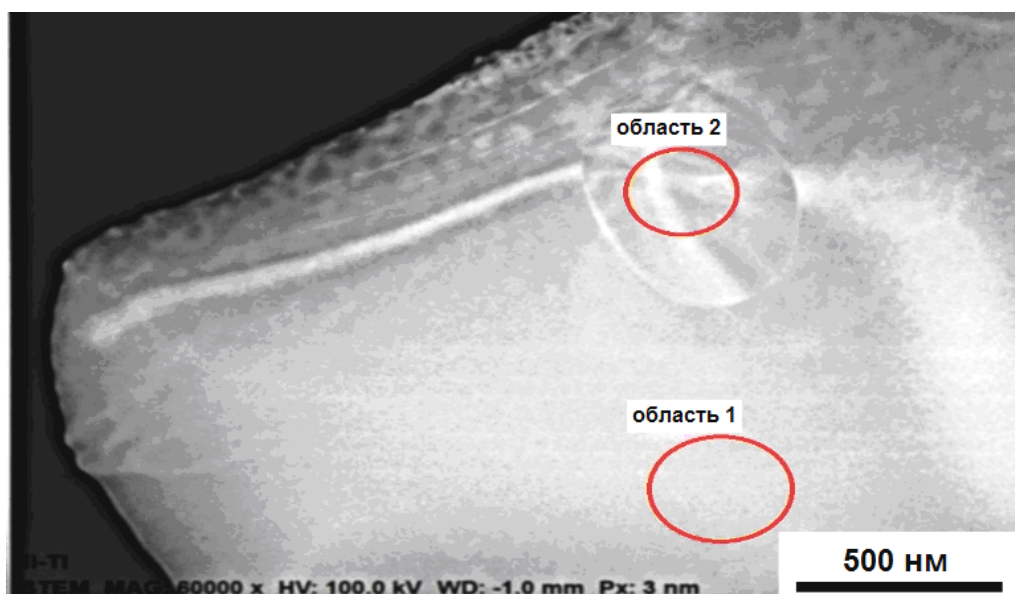


Рис.5. Изображение участка деформированного образца никелида титана, полученное методом сканирующей просвечивающей электронной микроскопии

Таблица 2. Химический состав областей, показанных на рис.3

ат. %	Область 1	Область 2
Ni	51.3	41.7
Ti	48.7	58.3

В области 2, где находится полюс изгибного контура, наблюдается существенное снижение количества никеля и увеличение количества титана по сравнению с исходным составом (табл.2). Химический состав линзовидного кристалла соответствует интерметаллиду Ni_2Ti_3 .

В зоне локализации пластической деформации при искривлении кристаллической решетки возникают межузельные бифуркационные структурные состояния [19], благодаря которым возможен аномальный направленный массоперенос. Очевидно, что перераспределение компонентов произошло в результате пластической деформации, так как до деформации

образец не обладал намагниченностью, а после деформации он становится ферромагнитным.

На рис.6 представлены экспериментальные результаты исследования образцов сплава $Ni_{51}Ti_{49}$ методом крутящих магнитных моментов в зависимости от угла поворота поля после различного количества циклических прямых и обратных мартенситных переходов. Здесь по оси абсцисс отложены значения углов θ поворота внешнего поля H , а вдоль оси ординат значения крутящих моментов L .

Видно, что в образцах в процессе циклических мартенситных превращений формировалась фаза с ненулевой намагниченностью. Согласно диаграмме фазовых равновесий, сплавы Ni-Ti при содержании Ti выше 10 ат. % являются неферромагнитными [20]. Однако ферромагнитные свойства появляются после деформирования образцов, причем по мере увеличения количества циклов мартенситного перехода они возрастают.

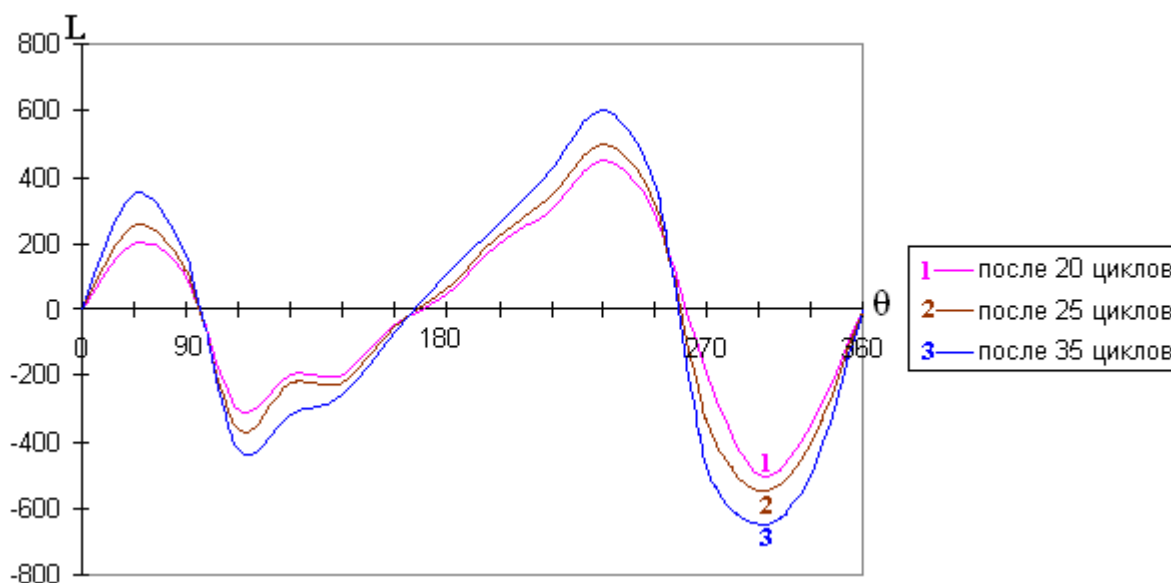


Рис.6. Кривые крутящих моментов, полученные в сплаве $Ni_{51}Ti_{49}$ после различного количества циклических прямых и обратных мартенситных переходов

3. Обсуждение результатов

В последние десятилетия появился новый взгляд на процессы деформации – физическая мезомеханика. В рамках этого подхода большое внимание уделяется проблеме нелинейности поведения твердого тела при пластической деформации, т.к. эта проблема не может быть решена в рамках неизменной структуры трансляционно-инвариантного кристалла [21]. В работе [22] показано, что напряжения формируют кривизну кристаллической решетки, зарождающуюся и распространяющуюся вдоль межзеренной границы. Наряду с зарождением кривизны вдоль границы между зернами формируется специфическая островковая структура в зоне тройного стыка. Эта островковая зона растет по мере увеличения нагрузки, что схематически проиллюстрировано в работе [22]. Эти результаты хорошо согласуются с данными, представлены на рис.1. Авторы [22] считают, что ранее проблема рассматривалась без учета самосогласования между процессами, проходящими на различных структурно-масштабных уровнях. На макроуровне традиционно используется механика сплошных сред, на микроуровне теория дислокации и методы молекулярной динамики, на наноуровне аппарат квантовой механики. Такие подходы являются, по существу, одноуровневыми. Во многоуровневом подходе, развитом в физической мезомеханике, деформационное разрушение рассматривается как самосогласованный процесс на

нано-, микро-, мезо- и макромасштабных уровнях.

В мезомеханике фундаментальная роль отводится кривизне кристаллической решетки. Кривизна кристаллической решетки – это результат необратимого искривления атомных плоскостей кристаллической решетки под воздействием внешней нагрузки.

Согласно теории [21] для зарождения деформационных дефектов (среди которых могут быть и линзовидные кристаллы, растущие при пластической деформации) необходимо выполнение трех условий:

- наличие зон локальных растягивающих нормальных напряжений, создающих увеличенный молярный объем, в котором может происходить локальная структурная трансформация (что иллюстрируется линзовидными кристаллами в зоне острия трещины на рис.2);
- действие в этих зонах моментных напряжений, которые создают локальную кривизну и возникновение в зоне кривизны сильновозбужденного неравновесного состояния материала (рис.2б и рис.3);
- возникновение в зоне кривизны нового разрешенного структурного состояния (линзовидного кристалла на рис.5).

Если перечисленные условия соблюдены, то возможно формирование деформационного дефекта, представляющего в нашем случае линзовидный кристалл, путем перехода возбужденных атомов в зоне локальной кривизны из основных узлов кристаллической решетки в

новые разрешенные структурные состояния, так как это понижает термодинамический потенциал Гиббса в области дефекта.

Из экспериментальных кривых крутящих магнитных моментов (рис.6) видно, что ферромагнитная фаза распределена по образцу неоднородно [23]. В случае однородного распределения магнитного материала по объему образца кривые крутящих моментов имели бы вид правильных синусоид, т.е. соответствовали бы формуле (1). В нашем случае при мартенситных превращениях зарождаются линзовидные кристаллы, что приводит к обогащению никелем некоторых областей, которые разрастаются до больших размеров при последующих деформациях (см. рис.6).

Выводы

1. В образцах сплава $Ni_{51}Ti_{49}$, подвергнутых пластической деформации, обнаружены линзовидные кристаллы, имеющие химический состав и структуру, отличающийся от состава матричного сплава.

2. Из анализа расположения изгибных экстинкционных контуров на электронномикроскопических изображениях линзовидных кристаллов сделаны оценки внутренних напряжений в зонах локализации деформации, создающих кривизну кристаллической решетки.

3. Исследованные образцы сплава $Ni_{51}Ti_{49}$, испытавшие множественные циклы прямых и обратных мартенситных переходов, обладают ненулевой намагниченностью, вызванной ростом новой ферромагнитной фазы.

Список используемой литературы

1. Bataillard L., Bidaux J.-E., Gotthardt R. Interaction between microstructure and multiple-step transformation in binary NiTi alloys using in-situ transmission electron microscopy observations // *Philosophical Magazine A*. 1998. V.78. P. 327-344.
2. Khalil-Allafi J., Dlouhy A., Eggeler G. Ni_4Ti_3 -precipitation during aging of NiTi shape memory alloys and its influence on martensite phase transformation // *Acta Materialia*. 2002. V.50. P. 4255-4274.
3. Filip P., Mazanec K. On precipitation kinetics in TiNi shape memory alloys // *Scr Mater*. 2001. V.45. P. 701-707.

4. Zel'dovich V., Sobyagina G., Novoselova T.V. Martensitic transformations in TiNi alloys with Ti_3Ni_4 precipitates // *J. Phys.* 1997. IV 7(C5). P. 299-304.
5. Tiny W., Schryvers D., Jorissen K., Lamoen D. Electron-diffraction structure refinement of Ni_4Ti_3 precipitates in $Ni_{52}Ti_{48}$ // *Acta Cryst.* 2006. V. B62. P. 966-971.
6. Tadaki T., Nakata Y., Shimizu K., Otsuka K. Crystal structure, composition and morphology of a precipitate in an aged Ti-51at.%Ni shape memory alloy // *Trans. JIM*. 1986. V.7. No.10. P. 731-740.
7. Nishida M., Wayman C.M., Honma T. Precipitation processes in near-equiatomic TiNi shape memory alloys // *Met. Trans.* 1986. 17A. P. 1505-1515.
8. Nishida M., Wayman C.M. Electron microscopy studies of precipitation processes in near-equiatomic TiNi shape memory alloys // *Mater. Sci. Eng.* 1987. V.93. P. 191-203.
9. Kolosov V.Yu., Tholen A.R. Transmission electron microscopy studies of the specific structure of crystals formed by phase transition in iron oxide amorphous films // *Acta Materialia*. 2000. V.48. P. 1829.
10. Электронная микроскопия пленок, осажденных лазерным испарением / А. Г. Багмут. - Х.: Изд-во «Підручник НТУ. «ХПІ», 2014. 304 с.
11. Квеглис Л. И. Структурообразование в аморфных и нанокристаллических пленках сплавов на основе переходных металлов: дис. ... д-ра физ.-мат. наук. Красноярск, 2005. 280 с.
12. Bolotov I.E., Kolosov V.Yu. Electron microscope investigation of crystals based on bend-contour arrangement. I. Relationship between bend-contour arrangement and bend geometry // *Physica Status Solidi (A)*. 1982. V.69. 1982. P. 85-96.
13. Коротаев А.Д., Тюменцев А.Н., Суховаров В.Ф. Дисперсионное упрочнение тугоплавких металлов. Новосибирск: Наука, 1989. 210 с.
14. Абылкалыкова Р.Б., Тажибаева Г.Б., Носков Ф.М., Квеглис Л.И. Особенности мартенситного превращения в никелиде титана // *Известия РАН. Серия физическая*. 2009. т.73. №11. С. 1642-1644.
15. Тикадзуми С. Физика ферромагнетизма: Магнитные характеристики и практические применения. М.: Мир, 1987. 420 с.
16. Киселева С.Ф., Попова Н.А., Конева Н.А., Козлов Э.В. Определение внутренних напряже-

- ний и плотности энергии, запасенной при упругопластической деформации изотропного тела, по кривизне-кручению кристаллической решетки // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2012. т.9. №1. С. 7-14.
17. Козлов Э.В., Киселева С.Ф., Попова Н.А., Конева Н.А. Распределение плотности запасенной энергии внутри зерен с разными типами изгибов в деформированном поликристалле // *Известия РАН. Серия Физическая*. 2015. т.79. №6. С. 884-887.
18. Томпсон Д.М. Неустойчивости и катастрофы в науке и технике. М.: Мир, 1985. 289 с.
19. Панин В.Е., Панин А.В., Елсукова Т.Ф., Попкова Ю.Ф. Фундаментальная роль кривизны кристаллической структуры в пластичности и прочности твердых тел // *Физическая мезомеханика*. 2014. т.17. №6. С. 7-18.
20. Хансен М., Андерко К. Структура двойных сплавов. М.: Металлургиздат, 1962. 608 с.
21. Панин В.Е., Егорушкин В.Е. Солитоны кривизны как обобщенные волновые структурные носители пластической деформации и разрушения // *Физическая мезомеханика*. 2013. т.16. №3. С.7-26.
22. Моисеенко Д.Д., Панин В.Е., Елсукова Т.Ф. Роль локальной кривизны в волновом механизме зернограничного скольжения при деформации поликристалла // *Физ. мезомех.* 2013. т.16. №3. С. 81-93.
23. Stoner E.C., Wohlfarth E.P. A Mechanism of Magnetic Hysteresis in Heterogeneous Alloys // *Phil. Trans. R. Soc. Lond. A*. 1948. V.240. P. 599-642.
- ¹*Сибирский федеральный университет, Красноярск, Россия.*
- ²*Восточно-Казахстанский государственный университет, Усть-Каменогорск, Республика Казахстан.*
- ³*Институт физики СО РАН, Красноярск, Россия.*
- ⁴*Восточно-Казахстанский государственный технический университет, Усть-Каменогорск, Республика Казахстан.*

Подписано в печать 24.02.16.

Сведения об авторах

Джес Алексей Владимирович, инженер-исследователь СФУ, alexjess@mail.ru
Носков Федор Михайлович, к.т.н., доцент, СФУ, yesoono@yandex.ru
Квеглис Людмила Иосифовна, д.ф.-м.н., профессор СФУ, kveglis@list.ru
Волочаев Михаил Николаевич, асп. ИФ СО РАН, volochaev91@mail.ru
Тажибаева Гаухар Баранбаевна, к.ф.-м.н., доцент ВКГТУ, kveglis@list.ru