

Рис. 3. Тепловой эффект в сплаве Д16 , прокатанном с током (кривая 1) и без тока (кривая 2)

Таким образом, проведенное исследование показало, что тепловой эффект при обработке током зависит от теплопроводящих свойств материала и предварительной обработки. Показано, что в исходном крупнозернистом состоянии тепловой эффект при обработке током по режимам, аналогичным прокатке с током ($t = 2$ с) не превышает $70\text{ }^{\circ}\text{C}$ в сплаве с памятью формы, и вдвое меньше в сплавах Д16 и TiNb. Обнаружена зависимость теплового эффекта от способа прокатки.

Список литературы

1. Столяров В.В., Влияние электроимпульсной обработки на структуру и механические свойства нанокристаллического сплава TiNi с памятью формы, Письма о материалах, т.1, 2011 – С. 75-77.
2. Меденцов В.Э., Столяров В.В. Особенности деформирования, структура и механические свойства сплава ВТ6 при электропластической прокатке /Деформация и разрушение материалов, 2012, № 12 - С. 37-41.
3. Potapova A.A., Resnina N.N., and Stolyarov V.V. Shape Memory Effects in TiNi based Alloys Subjected to Electroplastic Rolling / Journal of Materials Engineering and Performance, 2014, 7 – P. 2391-2395.
4. Спицын В. И., Троицкий О. А. Электропластическая деформация металлов, «Наука», М., 1985, - 160 с.
5. Потапова А.А. Структура и свойства конструкционных сплавов на основе TiNi, подвергнутых прокатке с импульсным током: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.16.09 / Анна Александровна Потапова. – М., 2014. – 16с.

СВЕРХУПРУГИЙ СПЛАВ Ti–22%Nb–6%Zr: РЕНТГЕНОВСКОЕ ИЗУЧЕНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г., Чеканов С.В., Фесенко В.А., Крымская О.А.

*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия,
yuperl@mail.ru*

При использовании рентгеновских методов исследования изучены особенности деформации сверхупругого сплава Ti–22%Nb–6%Zr (ат. %), характеризующегося обратимым образованием мартенсита деформации (МД) при комнатной температуре [1]. Именно в силу этого данный сплав оказывается сверхупругим, то есть обнаруживает способность к обратимой деформации на 1-2 порядка более высокой, чем деформация до условного

предела упругости $\sigma_{0,05}$. Рентгеновские методы позволяют проконтролировать обратимость субструктурных изменений в сплаве, связанных с его сверхупругой деформацией. К числу характеристик субструктуры, контролируемых только рентгеновским методом, относится угловая полуширина дифракционных рентгеновских линий, определяемая, согласно теории дифракции рентгеновских лучей [2], искаженностью кристаллической решетки зерен сплава и их фрагментацией на области когерентного рассеяния.

Путем холодной прокатки из сплава Ti–22%Nb–6%Zr была получена фольга толщиной $\sim 0,2$ мм. Фольгу отжигали при температуре 700°C и закаливали в воду. Так как исследуемый сплав характеризуется при комнатной температуре образованием МД $\beta \rightarrow \alpha''$, где аустенитная β -фаза имеет кристаллическую решетку ОЦК, а мартенситная α'' -фаза – орторомбическую решетку, отжиг фольги использовали для возможно более полного устранения следов мартенситной фазы, которая могла образоваться в процессе холодной прокатки. Кроме того, рекристаллизация прокатанной фольги, заведомо проходящая при 700°C , значительно благоприятствует образованию в сплаве МД при последующем растяжении образцов [3]. Факт рекристаллизации фольги подтверждается наличием в ней текстуры рекристаллизации, сменившей после отжига текстуру прокатки, типичную для ОЦК фазы (рис. 1).

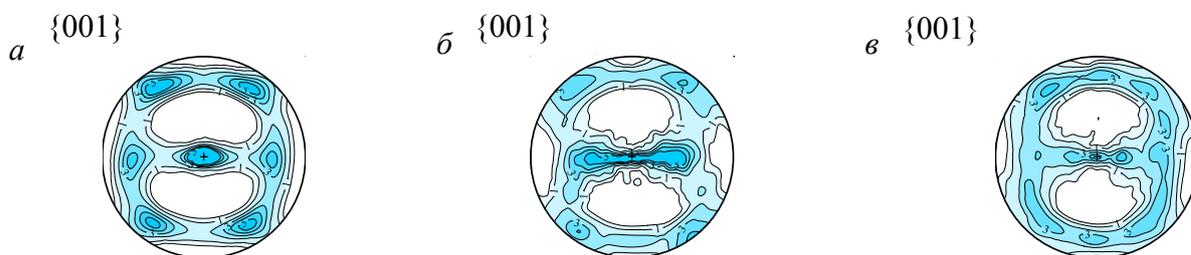


Рис. 1. Прямые текстурные полюсные фигуры $\{001\}$ для фольги из сплава Ti–22%Nb–6%Zr: а – холодная прокатка до толщины $\sim 0,2$ мм; б – отжиг 700°C + закалка; в – снятие нагрузки после деформации растяжением на 3%

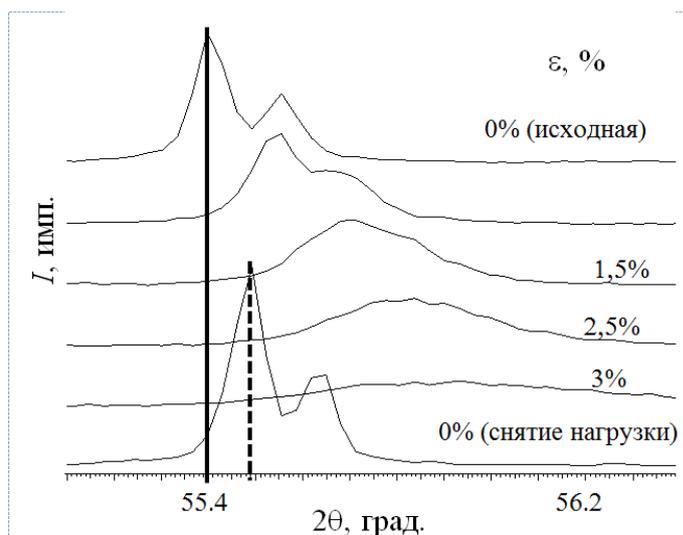


Рис. 2. Профили рентгеновской линии (002), измеренные на разных этапах деформации и после снятия нагрузки

Образцы фольги помещали в специальную приставку для рентгеновского дифрактометра BRUKER D8 DISCOVER, где их подвергали растяжению под рентгеновским излучением. Образцы растягивали до $\varepsilon = 3\%$ при непрерывной регистрации рентгеновского спектра с использованием позиционно-чувствительного детектора. Судя по дифракционному спектру, в исходном состоянии образцы фольги состояли только из зерен β -фазы, как и предусматривалось предварительной термообработкой. На рис. 2 показано изменение профиля рентгеновской линии (002) β -фазы по мере увеличения степени деформации фольги и при снятии нагрузки.

На рис. 3-а представлено изменение межплоскостного расстояния $\Delta d/d$ для той же рентгеновской линии при растяжении фольги и при последующем снятии нагрузки. Необходимо отметить, что растяжение фольги проводилось вдоль направления прокатки НП, но запись рентгеновских линий проводилась с перпендикулярного направления НН, так что растяжению решетки вдоль НП соответствует ее сжатие вдоль НН. Поэтому при растяжении образцов регистрируемая величина $\Delta d < 0$, а при снятии нагрузки $\Delta d > 0$.

На рис. 3-б показано изменение истинной угловой полуширины β той же рентгеновской линии (002) в результате растяжения образца вдоль НП и при последующем снятии нагрузки. Величина полуширины линии рассчитывалась с помощью программы TOPAS, входящей в программное обеспечение дифрактометра BRUKER.

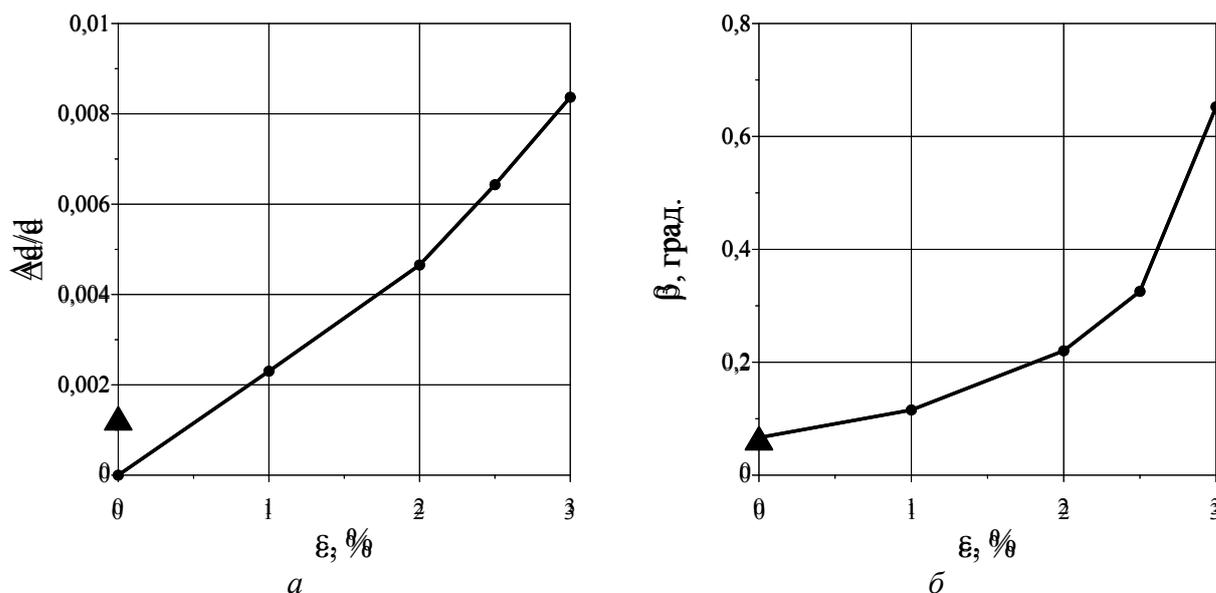


Рис. 3. Изменение межплоскостного расстояния $\Delta d/d_{001}$ (а) и угловой полуширины рентгеновской линии (002) (б) при увеличении степени деформации ϵ и после снятия нагрузки

В условиях растягивающей деформации рентгеновские линии исходной β -фазы смещаются в сторону повышенных углов Вульфа-Брэгга при увеличении угловых полуширин их профилей вследствие искажений или фрагментации решетки, но при снятии нагрузки и положения линий, и их угловые полуширины возвращаются к своим исходным величинам. Если принимать во внимание, что это происходит после деформации на 3%, то становится очевидно, что в данном случае мы имеем дело со сверхупругостью. Однако, текстура фольги после деформации растяжением не полностью возвращается к своему первоначальному виду. Этот факт означает, что обратимое образование мартенсита деформации α'' свойственно не всем β -зернам.

Регистрируемое положение линии отвечает наиболее вероятной величине межплоскостного расстояния в кристаллической решетке исследуемого образца, а угловая полуширина рентгеновской линии растет с измельчением участков совершенной решетки в отражающих зернах. С повышением степени деформации образца на стадии, предшествующей достижению предела упругости, когда пластическая деформация практически отсутствует, увеличение ширины рентгеновских линий может быть связано только с неоднородностью развития упругой деформации в зернах материала. Следует учитывать, что в любом реальном материале с весьма совершенной кристаллической решеткой всегда имеется определенное количество дефектов, которые будут ответственны за некоторую локальную задержку развития упругой деформации или за некоторое ее запаздывание по сравнению со средним по объему зерна. То же может происходить из-за незначительного варьирования сдвиговых напряжений в зерне, характеризующемся малой взаимной разо-

риентацией отдельных фрагментов. В результате даже до достижения предела упругости абсолютно упругая обратимая деформация образца, связанная исключительно с межатомными сдвигами в решетке, будет приводить к дроблению субструктуры зерна, выражающемуся в различии межатомных и межплоскостных расстояний в пределах различных областей зерна.

При увеличении степени деформации выше соответствующей условному пределу упругости в металле постепенно накапливаются признаки необратимой дислокационной пластической деформации, на что указывает неполный возврат межплоскостных расстояний в фольге, происходящий при снятии нагрузки – на рис. 3 а видно, что межплоскостные расстояния после снятия нагрузки остаются ниже исходных.

По мере дальнейшего повышения степени деформации фольги мы вступаем, очевидно, в область, где упругая деформация определяется не механизмом малых обратимых межатомных смещений, а механизмом мартенситного превращения $\beta \rightarrow \alpha$ ". На смену механизмов деформации указывают перегибы на кривых $\Delta d/d(\epsilon)$ (рис. 3 а) и значительно более заметный перегиб на кривых $\beta(\epsilon)$ (рис. 3 б). Явный перегиб на указанных выше кривых появляется при $\epsilon = 2,0 \div 2,2\%$, из чего следует, что до достижения этой величины деформации уширение рентгеновских линий обусловлено преимущественно дислокационной модой деформации, тогда как обратимое мартенситное превращение начинает играть основную роль в эффекте сверхупругости на более поздних стадиях деформации. В то же время обращает на себя внимание восстановление угловых полуширин рентгеновских линий при снятии нагрузки, происходящее с точностью, соразмеримой с погрешностями дифрактометрической регистрации одного и того же профиля при варьировании режима этой регистрации. Очевидно, фрагментация зерен β -фазы на начальном этапе образования МД, хотя и сопряжена с развитием субструктурной неоднородности, тем не менее является обратимым процессом.

В результате растяжения фольги до $\epsilon=3\%$ ее текстура претерпевает явные изменения (рис. 1-б, в), состоящие в частичном перераспределении полюсной плотности между соседними областями прямой полюсной фигуры. Это является следствием неполного восстановления ориентации некоторых фрагментов зерен β -фазы, претерпевших образование МД под воздействием растяжения.

Выводы. В фольге сверхупругого сплава Ti–22%Nb–6%Zr, растянутой под рентгеновским пучком до $\epsilon = 3\%$, при снятии нагрузки происходит возврат межплоскостных расстояний при остаточной величине $\Delta d/d \approx 10^{-3}$ и практически полное восстановление угловой полуширины рентгеновских линий. Исходная текстура фольги после снятия нагрузки восстанавливается лишь частично, что свидетельствует о неполной обратимости мартенситного превращения в некоторых зернах.

Список литературы

1. Jae Il Kim et al. *Materials Transactions*, Vol. 47, No. 3 (2006) pp. 505-512
2. Русаков А.А. Рентгенография металлов/ М.: Атомиздат, 1977, - 480 с.
3. Рекристаллизация металлов и сплавов. Под ред. Хесснера Ф. /М.: Металлургия, 1982 – 352 с.