

Тогда средняя потенциальная энергия «теплового расширения» связи:

$$W_T = \frac{1}{2} \langle F_{anh} \rangle \cdot \langle \delta_T \rangle \cong \frac{1}{2} \frac{g^2}{f} \langle \delta_T^2 \rangle^2$$

Для осциллятора приближенно тепловая энергия имеет вид: $E_T \cong f \langle \delta_T^2 \rangle$

В итоге получаем: $W_T \cong \frac{1}{2} \frac{g^2}{f^3} E_T^2$

Таким образом, тепловая энергия ангармонического твердого тела включает две составляющие:

- гармоническую – связанную с частотой осциллятора так же, как у гармонического осциллятора;

- квазистатическую (потенциальную).

В реальных твердых телах гармоническая составляющая занимает до 99 % и более величины всей тепловой энергии тела. Изменение температуры вызывает близкое к пропорциональному изменению частоты колебаний (ангармонический эффект) [5], что приводит к пропорциональному изменению гармонической составляющей тепловой энергии, которое составляет доминирующую долю изменения тепловой энергии.

Работа выполнена при поддержке Программы фундаментальных исследований Президиума РАН «Современные проблемы физики низких температур».

Список литературы

1. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Квантовая механика. Ч.1. М.–Л.: ОГИЗ, 1948, 568 с.
2. Киттель Ч. Введение в физику твердого тела. М. Наука. 1982. 289 с.
3. Волькенштейн М.В., Ельяшевич М.А., Степанов Б.И. Колебания молекул. ГИТТЛ. М. – Л. 1949. Т.1. 602 с.
4. Френкель Я.И. Кинетическая теория жидкостей. М. Изд-во АН СССР. 1975. 460 с.
5. Веттегрень В.И., Слуцкер А.И., Гиляров В.Л., Кулик В.Б., Титенков П.С. ФТТ. Т.45, вып.8, С. 1528 (2003).

ОСОБЕННОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ МАРТЕНСИТА ДЕФОРМАЦИИ В ФОЛЬГЕ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti–22%Nb–6%%Zr ПРИ ИЗГИБЕ

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*

Деформация сверхупругого сплава Ti–22%Nb–6%%Zr (ат. %) реализуется посредством действия двух основных механизмов, следующих друг за другом по мере повышения прикладываемого напряжения σ , а вместе с ним и степени деформации ϵ . Эти механизмы таковы: взаимное смещение атомов в кристаллической решетке сплава и обратимое образование мартенсита деформации (МД) $\beta \leftrightarrow \alpha''$, где β – аустенитная фаза с кристаллической решеткой ОЦК, а α'' – мартенситная фаза с орторомбической решеткой [1]. Обратимость образования МД при комнатной температуре при малости напряжения σ и обуславливает, по-видимому, эффект сверхупругости.

По поводу образования МД и его действительной обратимости возникает ряд вопросов, ответить на которые можно только на основе рентгеновского текстурного анализа, который позволяет с высокой точностью судить об изменении распределения зерен по ориентациям в результате деформации образцов [2]. Текстурные исследования образцов

проводились на рентгеновских дифрактометрах ДРОН-3 и BRUKER D8 DISCOVER. Строили прямые текстурные полюсные фигуры (ПФ) $\{001\}$, $\{011\}$ и $\{111\}$ для β -фазы, а также разностные ПФ, построенные по результатам вычитания полюсной фигуры исходного образца из полюсных фигур деформированных образцов.

Путем холодной прокатки из сплава Ti–22%Nb–6%Zr была получена фольга толщиной $\sim 0,2$ мм. Деформацию фольги осуществляли накручиванием на оправку диаметром 20 мм вдоль или поперек направления прокатки (НП или ПН, соответственно). Это соответствовало деформации противоположных поверхностных слоев фольги растяжением или сжатием вдоль или поперек направления прокатки на $\sim 1,5\%$. При деформации холоднокатаной фольги накручиванием на оправку мартенситное превращение $\beta \leftrightarrow \alpha''$ в ней не происходит, поскольку для этого требуется совершенная субструктура с относительно малым содержанием дефектов. Для создания в фольге такой субструктуры скрученную фольгу отжигали при температуре 700°C , – при этом в фольге проходила рекристаллизация, формировалась текстура рекристаллизации [3] и устранялась обусловленная холодной прокаткой субструктурная неоднородность фольги [4]. Затем фольгу, ставшую упругой, распрямляли таким образом, что ранее растянутая сторона теперь испытывала сжатие, и наклеивали на держатель текстурной приставки. Под воздействием сжатия или растяжения, направленных вдоль НП или ПН, в фольге происходит образование МД. В результате наклеивания фольги на держатель происходит ее заневовливание и обратимого мартенситного превращения $\beta \leftrightarrow \alpha''$ не происходит. Текстура холодной прокатки фольги показана на рис. 1-а, а текстура рекристаллизации фольги, рассматриваемая здесь в качестве исходной в предположении, что рекристаллизация на исходной и на скрученной поверхностях фольги протекает одинаково, – на рис. 1-б.

На рис. 1-в представлена ПФ $\{001\}$ для поверхностного слоя образца фольги, сжатого вдоль НП, а на рис. 1-г – разностная ПФ для этого образца; на рис. 1-д – ПФ $\{001\}$ для образца, сжатого вдоль ПН, а на рис. 1-е – соответствующая разностная ПФ. На рис. 1-ж представлена ПФ $\{001\}$ для поверхностного слоя образца, растянутого вдоль НП, а на рис. 1-з – результат взаимного вычитания ПФ, представленных на рис. 1-ж и 1-б. Наконец, на рис. 1-и – ПФ $\{001\}$ для образца, растянутого вдоль ПН, и на рис. 1-к – разностная ПФ для этого образца. Интерпретация текстурных полюсных фигур заневовленной фольги возможна на базе моделей текстурообразования, рассматривающих устойчивость различных компонент в текстуре прокатки ОЦК металлов. Текстура прокатки ОЦК-металлов в первом приближении образована двумя группами компонент – одна из них примыкает к зернам с ориентацией $\{001\}\langle 011\rangle$, а другая – к зернам с ориентациями $\{111\}\langle 112-011\rangle$. Эти текстурные компоненты резко различаются по степени устойчивости и уровню деформационного наклепа [4], и хотя исходное состояние фольги отвечает ее рекристаллизации, устойчивость зерен с плоскостью прокатки $\{111\}$ заведомо отличается от устойчивости зерен с плоскостью прокатки $\{001\}$. На разностных ПФ на рис. 1-д и 1-е мы видим, что в результате сжатия в поверхностном слое фольги текстурная компонента (001) обедняется, в то время как зерен с плоскостью прокатки (111) становится больше. Примерно одинаковая ситуация наблюдается при растяжении фольги вдоль НП и вдоль ПН (рис. 1-и и 1-к). Учитывая, что построенные полюсные фигуры в соответствии со стандартными методиками текстурного анализа [2] являются нормированными, то есть суммарная интенсивность рентгеновского рассеяния в пределах полюсной фигуры приравнена к одному и тому же числу, убыль полюсной плотности на одних участках ПФ компенсируется ростом полюсной плотности на других участках той же ПФ. Поэтому следует считать, что в зернах, соответствующих по ориентации центральным областям ПФ $\{001\}$, и при сжатии, и при растяжении происходит мартенситное превращение и зерна β -фазы переходят в зерна α'' -фазы, тогда как в зернах с плоскостью прокатки (111) мартенситного превращения не происходит. Причина такой разницы может состоять и в типичных морфологических особенностях зерен основных текстурных компонент β -фазы, и в различии вероятностей вы-

звать образование МД путем приложения сдвиговой нагрузки вдоль разных кристаллографических направлений в β -фазе.

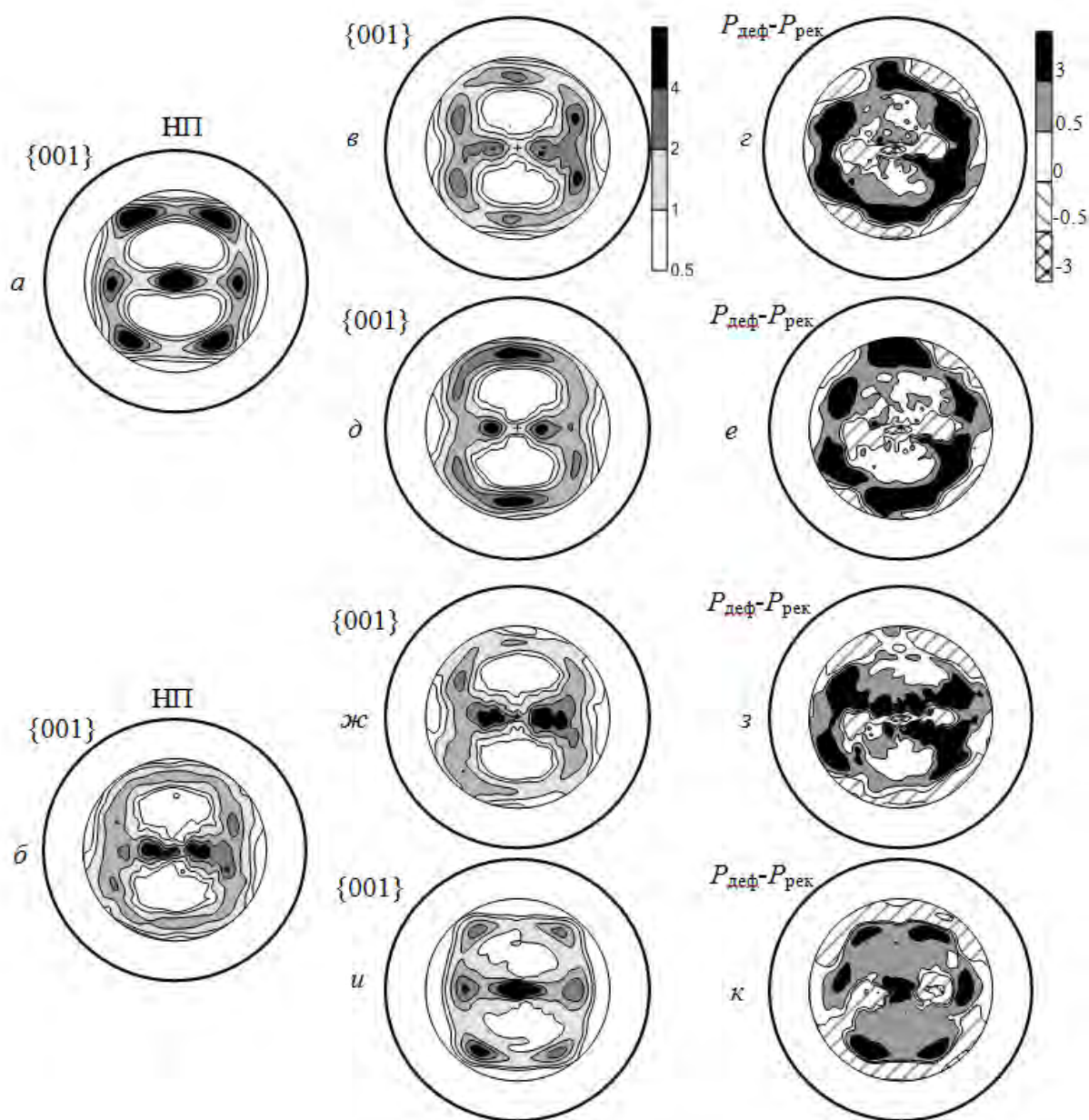


Рис. 1. Изменение текстуры (ПФ $\{001\}$) фольги из сплава Ti–22%Nb–6%Zr в результате ее изгибной деформации: *a* – холодная прокатка; *б* – отжиг при температуре 700°C в течение 1 ч; *в, з* – сжатие вдоль НП (*в* – ПФ, *з* – разностная ПФ); *д, е* – сжатие вдоль ПН (*д* – ПФ, *е* – разностная ПФ); *ж, з* – растяжение вдоль НП (*ж* – ПФ, *з* – разностная ПФ); *и, к* – растяжение вдоль ПН (*и* – ПФ, *к* – разностная ПФ).

Интереснейший эффект состоит в том, что при растяжении фольги вдоль ПН в ее поверхностном слое формируется текстура, совпадающая с текстурой прокатки, как если бы первоначально прокатанная фольга не претерпевала рекристаллизацию. Однако, разностные ПФ для растянутого образца не вполне соответствуют правилу, наблюдаемому для образцов сжатых. По-видимому, при растяжении фольги устойчивость зерен β -фазы в условиях мартенситного превращения характеризуется более сложной ориентационной зависимостью, чем при ее сжатии.

Вывод

При изгибной деформации фольги из сплава Ti-22%Nb-6%Zr мартенсит деформации образуется преимущественно в зернах с плоскостью прокатки вблизи {001} и не образуется в зернах с плоскостью прокатки {111}.

Список литературы

1. Jae Il Kim et al. *Materials Transactions*, Vol. 47, No. 3 (2006) pp. 505-512
2. Бородкина М.М., Спектор Э.Н. Рентгеновский анализ текстуры металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1981 - 272 с.
3. Рекристаллизация металлов и сплавов. Под ред. Хесснера Ф. /М.: Металлургия, 1982 – 352 с.
4. Структура, текстура и механические свойства деформированных сплавов молибдена /Под общей редакцией Трефилова В.И. – Киев; Наукова думка; 1983 – 282 с.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ПАРАМЕТРЫ ТЕРМОПАРНОГО КАБЕЛЯ С МИНЕРАЛЬНОЙ ИЗОЛЯЦИЕЙ

Царенко Ю.В., Бобров В.П.

ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г.Витебск
labpt@vitebsk.by

Термопарные кабели с минеральной изоляцией получают путем многократных циклов волочения и термообработки заготовки. При волочении сначала обжимается оболочка и происходит уплотнение изоляционного материала. Затем, когда плотность достигнет некоторого значения, начинается процесс волочения всей системы в целом, т. е. происходит пропорциональное уменьшение внешнего диаметра и сечения жил с одновременным удлинением заготовки. Неоднородность поверхности жил зависит от физико-механических свойств, как материала жил, так и свойств порошкового наполнителя. Это приводит при последующем волочении, особенно кабеля малого диаметра, к обрывам жил, а также к нестабильности электрофизических свойств, преждевременному выходу из строя термопреобразователей, изготовленных из термопарного кабеля [1].

При волочении кабельной заготовки происходит перемещение частиц порошковой изоляции (оксида магния) и их дробление. Деформирование жил происходит под действием сил, передаваемых через слой порошкового наполнителя. В результате на поверхности жил образуются вмятины (шероховатости), возникает значительная неоднородность в сечении по длине.

Показано [2], что наиболее интенсивно дробление порошка происходит после волочения заготовки с наложением ультразвуковых колебаний, что обеспечивает снижение обрывности жил. При волочении термопарного кабеля с наложением ультразвуковых колебаний формируется поверхность термоэлектродных жил с низкой шероховатостью, наблюдается более однородное сечение проводников по длине изделия (рис. 1).

Неоднородность поверхности жил (площадь и глубина вмятин) зависит от физико-механических свойств, как материала жил, так и порошкового наполнителя и в особенности его гранулометрического состава. Это приводит при последующем волочении, особенно кабеля малого диаметра, к обрывам жил, а также к нестабильности термоЭДС. Переход к порошкам, обладающим меньшими размерами частиц, например, окиси магния марки “ЧДА”, получаемой химическим способом, в значительной степени устраняет указанные недостатки [3, 4].