

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ТЕМПЕРАТУРНУЮ КИНЕТИКУ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВЕ TiNi

Беляев С. П., Ресница Н. Н.

*НИИ Математики и Механики Санкт-Петербургского государственного
университета, Санкт-Петербург, Россия*
spb@smel.math.spbu.ru

Температурная кинетика мартенситных превращений в TiNi зависит от таких факторов, как состав, термообработка и напряженно-деформированное состояние сплава. Действие напряжений на характеристические температуры и последовательность мартенситных превращений исследовали в большом числе работ [1], чего нельзя сказать об исследовании влияния предварительной пластической деформации. Вместе с тем, это направление представляется особенно актуальным, поскольку пластическое деформирование является одним из этапов предварительной термомеханической обработки заготовок из сплавов с памятью формы для получения полуфабрикатов.

Немногочисленные исследования, в которых были изучены мартенситные превращения в предварительно деформированных сплавах никелида титана [1], показали, что большие пластические деформации практически полностью подавляют фазовые переходы. Это связывают с наличием в материале большого количества дефектов, которые препятствуют зарождению и росту мартенситных кристаллов. Чаще всего кинетику мартенситных превращений исследуют в сильно деформированных сплавах, что не позволяет выявить эволюцию кинетики фазовых превращений с ростом деформации.

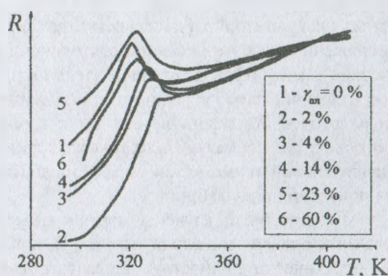
В настоящей работе методом измерения температурных зависимостей электросопротивления исследовали мартенситные превращения в сплаве TiNi, пластически деформированном в интервале от 0 до 60 %. Электрическое сопротивление определяли четырехточечным методом. Известно, что во время мартенситных превращений перестройка кристаллической структуры материала сопровождается появлением характерных перегибов и других особенностей на температурных зависимостях электросопротивления. По наличию и характеру таких особенностей можно судить о последовательности мартенситных превращений, температурах их реализации, гистерезисе и пр.

Исследования проводили на цилиндрическом образце сплава TiNi с диаметром и длиной 4 и 30 мм соответственно. Предварительно образец был отожжен в течение 15 минут при 1073 К, охлажден на воздухе, затем выдержан 2 ч при температуре 773 К. Для стабилизации свойств образец был подвергнут 10 термоциклам в интервале температур мартенситных превращений.

Все опыты проводили на одном образце. Предварительное деформирование осуществляли при температуре 600 К, которая превышает температуру M_d . Следовательно, деформация осуществлялась путем дислокационного скольжения и была необратимой. После пластического деформирования в аустенитном состоянии образец охлаждали до комнатной температуры, перевода в мартенситное состояние, деформировали на 3 % и термоциклировали в интервале 290К ÷ 420 К со скоростью 1.5 К/мин, измеряя электросопротивление. Деформирование в мартенситном состоянии осуществляли для того, чтобы определить характер и величину эффекта памяти формы, однако результаты этих исследований будут обсуждаться в другой работе. После термоцикла сплав вновь нагревали до 600 К, дополнительно пластически деформировали и все описанные выше процедуры повторяли. Таким образом, полную деформацию γ_{pl} наращивали ступенчато

до 60 %, регистрируя изменение свойств на каждом промежуточном этапе. Деформирование осуществляли кручением, для того чтобы исключить вклад изменения геометрических размеров в измеряемое электросопротивление.

Рассмотрим влияние предварительной пластической деформации на изменение температурной кинетики прямого мартенситного превращения. Анализ температурных зависимостей электросопротивления, полученных при охлаждении сплава (рис. 1), показывает, что прямое мартенситное превращение осуществляется по схеме $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$. Увеличение электросопротивления, наблюдаемое в изучаемом сплаве в интервале 330 – 320 К, как известно, свидетельствует о реализации $B2 \rightarrow R$ превращения, а резкое уменьшение электросопротивления связано с переходом в мартенситную $B19'$ -фазу, который в недеформированном образце практически заканчивается при комнатной температуре.



Отметим, что на кривой $R(T)$, полученной во время охлаждения образца, пластически деформированного на 2 % (рис. 1, кривая 2), рост электросопротивления, связанный с $B2 \rightarrow R$ переходом, выражен слабее, чем во всех остальных случаях. По-видимому, это обусловлено сильной чувствительностью превращения к наличию концентраторов напряжений вблизи когерентных выделений вторых фаз в никелиде титана [2]. Небольшая пластическая деформация изменяет характер распределения внутренних напряжений, сглаживая пиковые перенапряжения на границах фаз и тем самым уменьшая вероятность зарождения кристаллов ромбоэдрического мартенсита. При других величинах деформации четко выявляется двухстадийное превращение. Кроме того, после деформации сплава на 2 % температуры превращений резко повышаются. В дальнейшем, с нарастанием пластической деформации происходит постепенное смещение температур превращений в область меньших температур. При больших деформациях (рис. 1, кривые 4, 5, 6.) это приводит к тому, что прямой мартенситный переход не завершается при комнатной температуре.

Рис. 1. Изменение электросопротивления при охлаждении образца после различной предварительной деформации.

Если вид кривых электросопротивления при охлаждении слабо меняется с ростом пластической деформации сплава, то во время нагревания наблюдается совершенно иная картина: форма кривых электросопротивления, как видно на рис. 2, претерпевает сильные изменения. До деформации и после малых деформаций на кривой $R(T)$ в ходе нагревания имеет место резкое увеличение электросопротивления при температуре, близкой к 360 К (рис. 2, кривые 1-3). Такое поведение электросопротивления в сплаве TiNi наблюдали во многих исследованиях, и его связывают с обратным превращением «мартенсит-аустенит». Однако после деформации на 14 % и более вид температурных зависимостей электросопротивления становится более сложным. Увеличение R с ростом температуры сменяется его уменьшением (отмечено стрелкой на кривой 4, рис. 2), а после 60 % деформации на кривой отчетливо обнаруживаются два «горба» и два пологих почти горизонтальных участка (отмечены стрелками на кривых 5 и 6, рис. 2). Вид зависимостей 4-6 на рис. 2 является весьма необычным. Можно было бы предполагать, например, что после малых деформаций обратное превращение реализуется в одну ста-

дию по схеме $B19' \rightarrow B2$, а после больших – в две стадии по схеме $B19' \rightarrow R \rightarrow B2$. Однако при этом трудно понять происхождение двукратного подъема и снижения сопротивления, как на зависимости 6, рис. 2. Кроме того, превращение $R \rightleftharpoons B2$ характеризуется малым температурным гистерезисом 3 ± 5 К [3], тогда как в деформированном материале наблюдается гистерезис 20 К и больше (следует сравнить рис. 1 и 2). Вероятнее всего, обнаруженные особенности изменения электросопротивления в деформированном сплаве TiNi обусловлены образованием структурных неоднородностей. В результате этого кинетика превращений в локальных объемах материала может сильно различаться, а аномалии температурного хода сопротивления обнаруживаются в широком интервале температур и имеют сложный характер в виду одновременной реализации превращений различных типов.

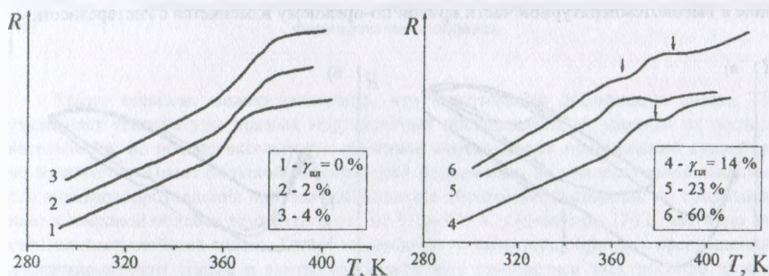


Рис. 2. Изменение электросопротивления при нагревании образца после различной предварительной деформации.

Эксперименты показали, что после пластической деформации 60 % на зависимостях $R(T)$ при термоциклировании выявляется необычный гистерезис по сопротивлению, то есть прямой и обратный ход кривых не совпадает (рис. 3). Гистерезис обнаруживается даже тогда, когда в процессе нагревания до 420 К все превращения заканчиваются, температурная зависимость электросопротивления становится линейной, и по всем признакам материал должен находиться в однофазном аустенитном состоянии.

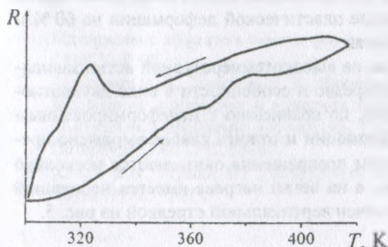


Рис. 3. Изменение электросопротивления при нагревании и охлаждении образца, предварительно деформированного на 60 %.

Для получения дополнительной информации о свойствах наблюдаемых явлений образец, подвергнутый пластической деформации на 60 %, термоциклировали в ограниченном диапазоне температур от 420 К до некоторой температуры, лежащей в интервале $390 \div 300$ К. Как видно из рис. 4, а, при переменах температуры в области $370 \div 420$ К электросопротивление изменяется линейно с температурой, но с гистерезисом. Нелинейность имеет место только в процессе перехода от нагревания к охлаждению или наоборот. Интересно, что величина гистерези-

са практически не зависит от температуры охлаждения. Она лишь слегка увеличивается, если при охлаждении образец претерпевает превращение $B2 \rightarrow R$ (рис. 4, а), причем в области температур $B2 \leftrightarrow R$ перехода сопротивление изменяется без гистерезиса. Отметим также, что в этом случае на ветви нагревания вблизи температуры 380 К обнаруживается отклонение от линейного хода электросопротивления (отмечено вертикальной стрелкой на рисунке). Если же при охлаждении достигали температур лежащих ниже 320 К, когда наблюдается снижение электросопротивления, связанное с $B2 (R) \rightarrow B19'$ превращениями (рис. 4, б), то на ветви нагрева отчетливо видны особенности в виде двух «горбов», о которых говорилось выше. Становится понятным, что эти особенности связаны с мартенситными превращениями, причем именно с переходом в $B19'$ -фазу и обратно. Однако последовательность фазовых превращений, вызывающая такое изменение электросопротивления с ростом температуры остается неясной. Заметим, что после охлаждений в область $B2 (R) \rightarrow B19'$ превращений сопротивление в высокотемпературной части кривой по-прежнему изменяется с гистерезисом.

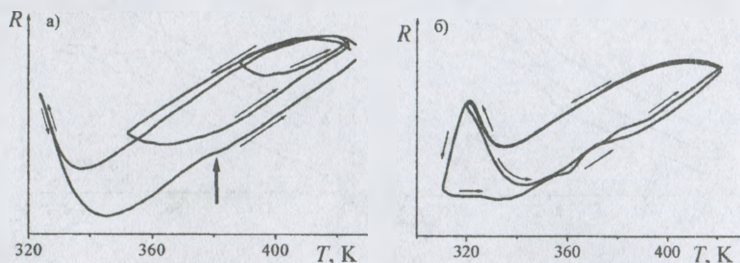


Рис. 4. Изменение электросопротивления при термоциклировании образца, предварительно деформированного на 60 %, через интервал неполного прямого превращения.

Известно, что последствия пластической деформации металлов могут быть в значительной степени устранены последующим отжигом. В никелиде титана отжиг также приводит к частичному восстановлению вида температурных зависимостей электросопротивления. Это можно видеть из рис. 5, где для сравнения изображены зависимости $R(T)$ исследуемого образца до деформации, после пластической деформации на 60 % и последовательных отжигов по различным режимам.

После отжига при 770 К в течение 2 часов на высокотемпературной ветви зависимости при нагревании полностью исчезает гистерезис и особенности в виде двукратного подъема и снижения сопротивления. Однако, по сравнению с недеформированным состоянием в образце после пластической деформации и отжига слабее выражено превращение $B2 \rightarrow R$ при охлаждении, температуры превращения оказываются несколько смещенными в высокотемпературную область, а на ветви нагрева имеется небольшой участок аномального хода кривой, который отмечен вертикальной стрелкой на рис. 5.

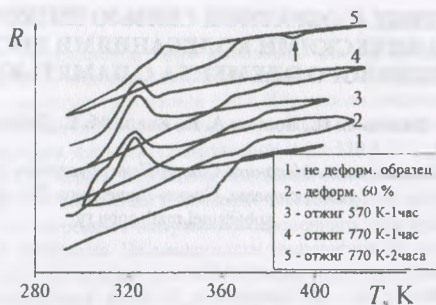


Рис. 5. Температурные зависимости электропроводности при отжиге пластически деформированного образца.

Таким образом, можно заключить, что пластическая деформация сплава TiNi уменьшает температуры прямых мартенситных превращений, не изменяя их последовательности, но последовательность обратных мартенситных превращений существенно изменяется. После большой пластической деформации на температурной зависимости электропроводности образца наблюдается обратимый гистерезис по сопротивлению в широкой области температур от 300 К до 420 К. Отжиг при 770 К частично восстанавливает свойства сплава. Природа необычного характера обратных превращений в деформированном сплаве и высокотемпературного гистерезиса электропроводности по-видимому может быть выяснена только с привлечением специальных структурных методов исследования. Не исключено, что обнаруженные в настоящей работе особенности развития превращений в деформированном сплаве TiNi обусловлены использованным способом нагружения кручением, при котором деформация и остаточные напряжения по сечению образца распределены неравномерно.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 04-01-00406 и программы Миннауки поддержки ведущих научных школ гранты НШ-2288.2003.1 и НШ-2180.2003.1.

Список литературы

1. Материалы с эффектом памяти формы: Справ. изд. / под ред. Лихачева В. А. – СПб: НИИХ СПбГУ, 1998
2. Зельдович В. И., Хомская И. В., Фролова Н. Ю. Сбитнева Г. А. Наблюдение гетерогенного зарождения мартенсита в никелиде титана // Труды XXXVIII Международного семинара «Актуальные проблемы прочности», г. Санкт Петербург, 24-27 сентября 2001 г. – Санкт Петербург, 2001. – С. 63–67.
3. Хачин В.Н., Пушин В.Г., Кондратьев В.В. Никелид титана: структура и свойства. – М.: Наука. 1992. –160 с.