

**ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ВЫДЕРЖКИ ПОСЛЕ СТАРЕНИЯ НА
МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВЯЗАННОЕ С НИМИ
ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВА NiTi
С КВАЗИРАВНОВЕСНОЙ СТРУКТУРОЙ**

Данилов А.Н., Разов А.И.

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

razov@smel.math.spbu.ru

Способность сплавов с эффектом памяти формы на основе двойных композиций NiTi воспринимать и восстанавливать значительные деформации привлекает к ним внимание как потенциальным материалам для сейсмической защиты строительных конструкций. Использование элементов из сплавов с памятью формы в строительных конструкциях предполагает длительные сроки их эксплуатации, результатом которых могут быть изменения структуры материала и определяемых ею специальных функционально-механических свойств защитного элемента.

Целью работы являлось изучение влияния длительной выдержки при комнатной температуре на характер мартенситных превращений и связанного с ними деформационного поведения сплава NiTi с исходной квазиравновесной структурой. Для достижения поставленной цели проводили определение температур мартенситных превращений методом дифференциальной сканирующей калориметрии после финишной термической обработки сплава, а также исследовали его деформационное поведение при нагревании и охлаждении через интервал температур мартенситных превращений в свободном состоянии после выдержки в течение одного года при комнатной температуре.

Квазиравновесное состояние образцов сплава Ni_{50,4}Ti_{49,6} достигалось старением при 500°C в течение 1 часа и последующим охлаждением с печью. Определение температур мартенситных превращений сплава проводили в дифференциальном калориметре Mettler Toledo 822e. Деформационное поведение сплава при нагревании и охлаждении через интервалы мартенситных превращений в свободном состоянии изучали на оригинальной установке для дилатометрических исследований. Изменения фазового состава контролировали методом рентгенографии на дифрактометре ДРОН-2 с использованием CuK_α излучения.

Характерные особенности мартенситных превращений сплава после старения, состоявшие в мультистадийности, на которую указывают асимметричные профили экзо

- и эндотермического пиков, и равенстве температур начала прямого и обратного превращений, представлены на термограммах рисунка 1. Три неясных максимума на экзотермическом пике, отвечающие трем стадиям прямого превращения, в совокупности с отражениями от B19'-мартенсита и остаточной R-фазы на рентгенограммах от образцов с исходной квазиравновесной структурой свидетельствуют о развитии мартенситных реакций $B2 \rightarrow R$, $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ и $B2 \rightarrow B19'$.

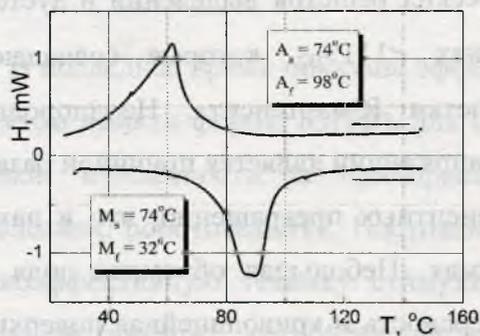


Рисунок 1. Температурная зависимость тепловыделения и теплопоглощения сплава NiTi после отжига при 500°C 1 час и охлаждения с печью

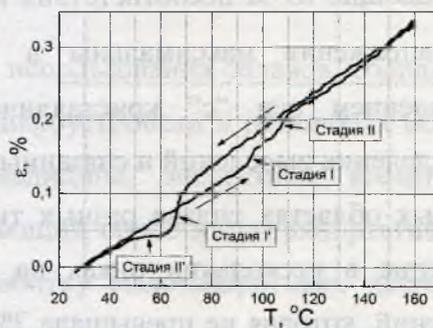


Рисунок 2. Зависимость деформации сплава NiTi от температуры при нагревании и охлаждении после выдержки 1 год при комнатной температуре

Изменения в характере мартенситных превращений после длительной выдержки иллюстрирует дилатограмма на рисунке 2. Связанные с мартенситными превращениями участки резкого изменения наклона дилатограммы свидетельствуют об изменении характеристических температур и ширины температурных интервалов обоих превращений. Обращает на себя внимание различие температур начала прямого и обратного превращений после длительной выдержки, которое было обусловлено лишь повышением температуры начала обратного превращения, в то время как температура начала прямого превращения оставалась неизменной.

Повышение температуры обратного превращения указывало на отсутствие в структуре сплава после длительной выдержки R-мартенсита, что подтверждалось и результатами рентгеноструктурного анализа. Неизменность температуры начала прямого превращения указывала на то, что $B2 \rightarrow R$ -превращение, как начальная стадия последовательности $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$, протекавшего на стадии I', все же имело место.

Деформационное поведение сплава в ходе прямого мартенситного превращения, свидетельствовало о наличии двух последовательно развивавшихся стадий (стадия I' и стадия II') вместо трех. При этом первая стадия (стадия I') сопровождалась небольшим сжатием, которое при дальнейшем охлаждении компенсировалось растяжением на второй стадии (стадия II'). Деформационное поведение никелида титана в ходе

обратного превращения также характеризовалось двумя стадиями (стадия I и стадия II), сопровождавшимися накоплением разных деформаций: 0.021% на первой стадии и 0.013% на второй стадии.

Одной из общепризнанных причин развития $B2 \rightarrow R$ превращения и связанной с ним мультстадийности мартенситных превращений в сплавах NiTi являются напряжения в аустените, создаваемые интерметаллическими выделениями Ni_4Ti_3 . Возникающие из-за несоответствия кристаллических решеток выделений и аустенита эти напряжения максимальны в направлениях $\langle 111 \rangle_{B2}$, которые совпадают с направлением оси "с" кристаллической решетки R-мартенсита. Неоднородность распределения выделений и связанных с ними напряжений является причиной развития в разных областях сплава разных типов мартенситных превращений, что и находит отражение в нескольких пиках на термограммах. Небольшая объемная доля этих выделений, которая не превышала 2%, их дисперсность и криволинейная поверхность образцов не позволили выявить отражения от Ni_4Ti_3 на рентгенограммах от исходных образцов. Однако химический состав сплава, а также режим термической обработки дают основание полагать, что наличие двух типов мартенсита (R- и $B19'$ - мартенсита) связано с присутствием в фазовом составе сплава после старения выделений Ni_4Ti_3 .

Изменение характеристик мартенситных превращений и связанного с ними деформационного поведения сплава NiTi после длительной выдержки, очевидно, вызвано изменениями в квазиравновесной структуре. Наблюдавшееся нами превращение остаточного R-мартенсита в $B19'$ -мартенсит позволяет предположить, что суть этих изменений сводится к релаксации структурных напряжений, препятствующих развитию $R \rightarrow B19'$ -превращения после образования R-мартенсита. Хотя напряжения в аустените вокруг выделений Ni_4Ti_3 способствуют образованию R-мартенсита, их величина, очевидно, играет определенную роль в развитии последующего $R \rightarrow B19'$ -превращения. Полученные результаты указывают на существование некоторой критической величины этих напряжений, выше которой наступает стабилизация R-мартенсита. Их релаксация за счет образования дислокаций несоответствия на границах раздела между выделениями и матрицей представляется наиболее вероятной причиной наблюдаемых изменений в характере мартенситных превращений и связанном с ними деформационном поведении сплава NiTi с квазиравновесной структурой после продолжительной выдержки.

Работа выполнена при поддержке РФФИ – грант № 13-01-00050.