

PACS: 62.40.+i, 61.66.Dk

Т.Е. Константинова¹, Т.А. Рюмшина², И.К. Носолев¹,
Н.П. Пилипенко¹

ИССЛЕДОВАНИЕ ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ В ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ VT22

¹Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, г. Донецк, ул. Р. Люксембург, 72

²Донецкий национальный технический университет
83000, г. Донецк, ул. Артема, 58

Исследовано влияние различной термомеханической обработки титанового сплава VT22 на температурные зависимости внутреннего трения (VT) в области температур 80–300 К. В интервале 140–160 К обнаружен пик VT, появление которого связывается с существованием низкотемпературного мартенситного перехода. Исследовано влияние температуры отжига, одноосной деформации и гидроэкструзии на положение пика.

Метод измерения VT является одним из информативных неразрушающих методов исследования структуры и свойств материалов. Измерения затухания ультразвука, а именно логарифмического декремента затухания δ , в зависимости от частоты, амплитуды и других параметров позволяют изучать свойства материалов непосредственно в ходе процесса деформирования или фазового превращения в отличие, например, от методов металлографии, фиксирующих только статические этапы. В предлагаемой работе проведены исследования температурных зависимостей внутреннего трения в промышленном титановом сплаве переходного класса марки VT22 после различных режимов термомеханической обработки.

Брус сплава VT22, имеющего состав (%): 5Al, 5Mo, 5V, 1Cr, 1Fe, перед приготовлением образцов подвергли отжигу в течение 1 h при 900°C с последующим охлаждением с печью. Данный сплав является двухфазным, температурный интервал $\alpha + \beta \rightarrow \beta$ -перехода составляет 840–870°C [1]. После исходной обработки материал находился в β -состоянии, размер зерен был $\sim 100 \mu\text{m}$. Затем изготовили образцы цилиндрической формы диаметром 3.2 mm и полуволновой длины (24–35 mm), которую подбирали экспериментально в зависимости от термомеханической обработки. Образцы повторно подвергли отжигу при температурах от 600 до 1200°C в течение 1 h с последующей закалкой в воду. Затем их деформировали гидроэкструзией или од-

ноосным растяжением до деформаций $\varepsilon = 10\%$. Поглощение ультразвука измеряли методом составного пьезоэлектрического вибратора, создающего в образце продольные колебания на частоте $f = 73$ kHz. Измерения проводили в области амплитудно-независимого внутреннего трения (АНЗВТ) при амплитуде колебаний $\varepsilon = 10^{-7}$, при нагревании образцов со скоростью 0.5 K/min от 78 К до комнатных температур. Погрешность измерений ВТ не превышала 5%.

Результаты эксперимента

Измерения показали, что в сплаве ВТ22 температурные зависимости внутреннего трения обнаруживают максимум в области температур 140–160 К. Параметры максимума существенно зависят от режимов термомеханической обработки. Понижение температуры отжига от 900 до 600°C приводит к смещению температуры максимума от 155 до 140 К, при этом величина

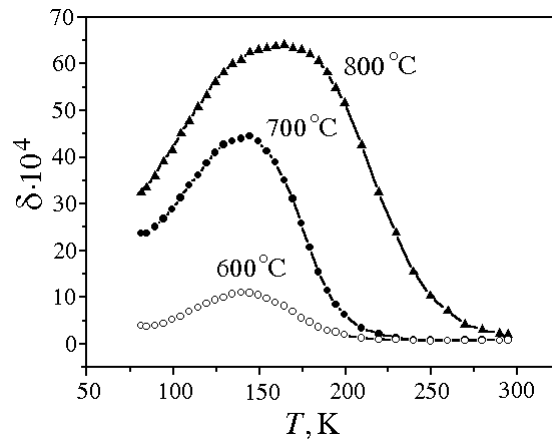


Рис. 1. Низкотемпературные зависимости ВТ для различных температур закалки, °С: о – 600, ● – 700, ▲ – 800

чина логарифмического декремента затухания $\delta(T_{\max})$ уменьшается почти на порядок (рис. 1). Дальнейшее (после отжига при 900°C) деформирование одноосным растяжением до 10% несколько повышает температурное положение максимума до 160 К (рис. 2,а). Также наблюдается увеличение интенсивности пика ВТ до 165 К при деформации гидроэкструзией до 12% (рис. 2,б).

Обсуждение результатов

Известно [2], что поглощение ультразвука связано с диссипацией энергии в материале, что обусловлено его вязкостью и теплопроводностью. Так как исследования ВТ проводились при относительно низких температурах, когда диффузионные процессы затруднены, можно полагать, что основной вклад в затухание дает поглощение, связанное с дефектной структурой материала, а формирование пика на зависимости $\delta(T)$ обусловлено происходящими изменениями в структуре.

Какова природа пика ВТ, наблюдаемого при низких температурах? Имеющаяся информация по этому вопросу очень противоречива. Так, в работе [3] подобный максимум ВТ при 130 К обнаружен в цирконии и его сплавах. Авторы связывали появление пика с пластической деформацией, обусловленной влиянием закалочных напряжений. Были отмечены такие закономерности: пик появлялся только в сплавах, содержащих β -фазу при комнатных температурах, и был обратимым. В работе [4] при исследовании электросопротивления сверхпроводящего сплава Ti-Nb обнаружен отрицательный коэффициент электросопротивления при 177 К, который объяснялся

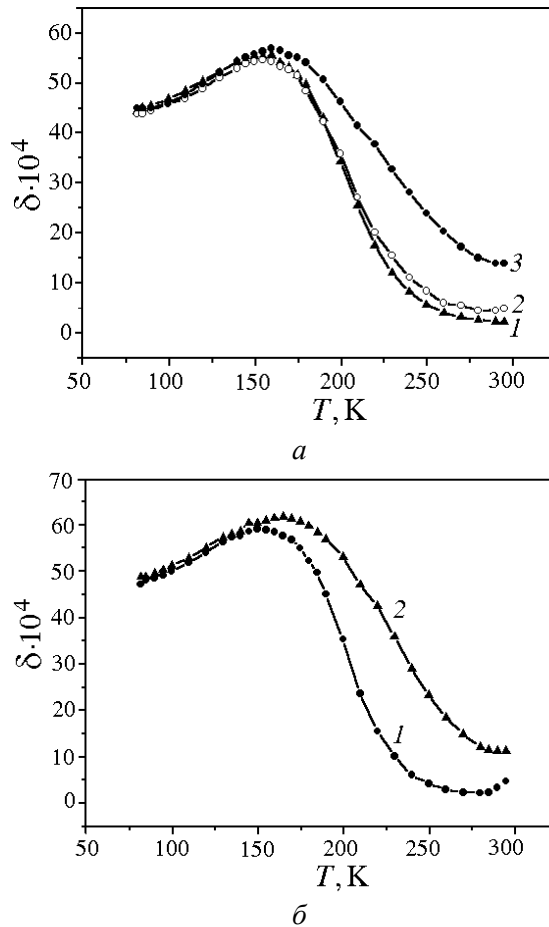


Рис. 2. Влияние одноосной деформации ϵ , % (а) и гидроструссии ϵ_{He} , % (б) на температурные зависимости ВТ: а: 1 – 0, 2 – 5.4, 3 – 9.8; б: 1 – 0, 2 – 7.1

го из $\alpha+\beta$ -области ($< 850^\circ\text{C}$), представляла собой пластинчатые мелкие частицы α -фазы на фоне β -матрицы. С уменьшением температуры отжига под закалку количество α -фазы возрастало. После отжига при 800°C доля α -фазы составляла 25%, при 700°C – 65%, при 600°C – 75%. Данные наблюдений находились в согласии с данными, описанными в работе [1].

Происхождение низкотемпературного пика ВТ, судя по характеру его поведения, может быть связано, по нашему мнению, с низкотемпературным фазовым превращением $\beta \leftrightarrow \alpha''$, имеющим мартенситную природу. Перестройка решетки в области температуры мартенситного перехода T_m вызвала резкое возрастание поглощения ультразвука, что, в свою очередь, привело к формированию максимума затухания. Если мартенсит упругий, максимум должен быть обратимым как при повышении, так и при понижении температуры, что подтверждается экспериментом.

Как следует из рис. 1, количество β -фазы влияет на параметры максимума.

возможным обратимым мартенситным превращением. Наблюдаемые в [5] низкотемпературные пики в титане, облученном и деформированном при низких температурах, связывались с переориентацией межузельных атомов и релаксацией скоплений дефектов. Все эти трактовки довольно противоречивы, поскольку нет ни прямых, ни косвенных данных, которые подтвердили бы высказанные предположения. В настоящей работе предпринята попытка объяснения природы наблюдаемых пиков ВТ.

Образцы, подготовленные к низкотемпературным испытаниям, имели различное исходное структурное состояние после проведенной термообработки. При закалке от температур 900; 1000; 1100; 1200 $^\circ\text{C}$ структура образцов представляла собой β -фазу в форме крупных равноосных зерен размером 100–150 μm . Структура сплава, закаленного

После отжига при 600°C, когда только 25% материала находится в β -состоянии, пик имеет наименьшую высоту, поскольку только 1/4 часть материала испытывает превращение. С повышением температуры отжига объемная доля β -фазы, претерпевающей фазовое превращение, увеличивается, и затухание растет, достигая своего максимального значения после отжига при 900°C, когда при комнатной температуре материал полностью находится в β -состоянии. Дальнейшее повышение температуры отжига до 1200°C величину пика практически не изменяет, поскольку весь объем материала по-прежнему представлен только β -фазой. Корреляция между величиной пика ВТ и долей объема, занимаемой β -фазой, также указывает на обратимость превращения, происходящего именно в β -области.

Основным условием образования упругого мартенсита является механическая нестабильность фазы. После отжига при температуре выше 900°C сплав, находящийся в β -состоянии, является максимально нестабильным, и превращения в нем происходят наиболее легко [6]. Это находит свое отражение на зависимостях ВТ, поскольку именно после такого отжига высота пика ВТ имеет максимальное значение. Отжиг при более низких температурах увеличивает стабильность β -фазы, поскольку при этом происходит ее обогащение легирующими элементами. Уменьшение степени метастабильности β -фазы при снижении температуры отжига соответствует уменьшению величины максимумов.

Смещение максимума ВТ по температурной шкале при изменении фазового состава может быть обусловлено следующими причинами. Одним из этапов подготовки образцов является охлаждение жидким азотом перед проведением ультразвуковых исследований. Считается, что при таком охлаждении существующие границы фаз упрочняются под действием закалочных термических напряжений. Природа последних обусловлена различием в величине упругих модулей α - и β -фаз, степени их анизотропии, различии коэффициентов теплового расширения. Так, например, величина модуля Юнга разных фаз отличается в 1.5–2 раза, а фактор анизотропии, рассчитанный по данным работ [7–9], для гексагональной α -фазы составляет $A_1 = 1.33$, а для β -фазы (ОЦК-решетка) – $A_2 = 0.96$. Коэффициент термического расширения для α -фазы $\alpha^{(1)} = 7 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ (по данным [7], в диапазоне температур 4–153 К $\alpha^{(1)} = 2.5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$), для β -фазы – $\alpha^{(2)} = 11 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$. При охлаждении от комнатной до азотной температуры различие в термоупругой деформации разных фаз по обеим сторонам межфазных границ должно быть скомпенсировано дополнительной деформацией приграничных объемов, что повлечет за собой появление дополнительных граничных misfit-напряжений σ_{mf} . Величину последних в рамках линейной теории упругости можно оценить по формуле [10]:

$$\sigma_{mf} = \frac{\alpha^{(1)} - \alpha^{(2)}}{s_{ij}^{(1)} + s_{ij}^{(2)}} T, \quad (1)$$

где $\alpha^{(1)}$, $\alpha^{(2)}$ – коэффициенты термического расширения фаз; $s_{ij}^{(1)}$, $s_{ij}^{(2)}$ – модули податливости фаз; T – температура. С целью упрощения оценок вос-

пользуемся более приближенной формулой

$$\sigma_{mf} = \frac{E^{(1)}E^{(2)}}{E^{(1)} + E^{(2)}} (\alpha^{(1)} - \alpha^{(2)}) T, \quad (2)$$

где $E^{(1)}$, $E^{(2)}$ – модули Юнга разных фаз. Используя значения $E^{(1)} = 110$ ГПа [8] и $E^{(2)} = 62$ ГПа [6], получаем $\sigma_{mf}/T \approx 0.2-0.3$ МПа·К⁻¹, т.е. если при охлаждении от комнатных до азотных температур их перепад составляет 200 К, то соответствующие напряжения $\sigma_{mf} \approx 40-60$ МПа. Модуль сдвига для сплава ВТ22 составляет $G = 40$ ГПа, а для зарождения дефектов необходимы напряжения на 2–4 порядка меньше [11]. Отсюда видно, что величины приграничных напряжений несоответствия достигают довольно высоких значений, не только упруго деформирующих приграничные области, но и достаточных для протекания актов пластической деформации. Следует отметить, что граничные напряжения носят сдвиговый характер и максимальны в плоскости границы. При азотных температурах в приграничных объемах misfit-напряжения в α -фазе являются сжимающими, а в β -фазе – растягивающими.

Как полагают многие авторы (см., напр., [6,12]), образование упругого мартенсита в титановых сплавах может происходить при достижении некоторой предельной ромбичности ОЦК-решетки под действием внешней нагрузки, причем наиболее эффективными являются сдвиговые напряжения. По всей вероятности, misfit-напряжения будут содействовать чисто «термическому» мартенситному превращению, оказывая свое влияние на температуру мартенситного перехода T_m . Это влияние проявляется как смещение температуры максимума на зависимостях $\delta(T)$. Температура перехода, определяемая по пику ВТ для образцов, отожженных при 900°C, находится в области 155 ± 2 К. С ростом доли α -фазы до 75% температура пика снижается до 140 К, что обусловлено действием растягивающих misfit-напряжений δ_{mf} , влияние которых захватывает все большую область β -фазы при увеличении количества межфазных границ. Поскольку насыщение матричной фазы легирующими элементами в процессе отжига при температуре ниже 850°C снижает точку мартенситного превращения, рост степени метастабильности β -фазы также может оказывать свое влияние.

Деформирование образцов одноосным растяжением после отжига при 900°C, фиксирующего в образце однофазное β -состояние с размером зерна 150 μm , мало изменяет зависимости ВТ. В области 155–160 К наблюдается устойчивый пик ВТ. Рост деформации приводит к повышению ВТ в области комнатных температур. Величина максимума почти не растет, а температура пика немного повышается до 160 К (рис. 2,а). При малых степенях деформации наблюдаемые структурные изменения состоят в появлении полос скольжения в благоприятно ориентированных зернах. С увеличением степени деформации такие полосы обнаруживаются в новых зернах. Считается, что в процессе деформации происходит и трансляционное скольжение, и двойникование. Может возникать и мартенсит, неотличимый от двойников при рассмотрении в оптическом микроскопе [6]. Влияние одноосного деформирования на кривые ВТ, по всей вероятности, обусловлено упрочнением материала

ла, увеличением внутренних напряжений, что приводит к повышению температуры мартенситного перехода.

Обработка сплава с помощью высоких давлений (гидроэкструзия и пресование под давлением) немного повышает значение пика ВТ, который смещается в сторону высоких температур (рис. 2,б). При степени деформации гидроэкструзией до 12% температура пика увеличивается до 165 К. Как показано в работе [13], после деформирования гидроэкструзией до 15% в сплаве ВТ22 удалось зафиксировать мартенситную орторомбическую α'' -фазу. Этот важный факт показывает, что в данном сплаве мартенсит существует и является обратимым. Смещение пика ВТ в сторону более высоких температур обусловлено изменением структуры, а именно: дроблением и фрагментацией зерен β -фазы за счет $\beta \leftrightarrow \alpha$ -превращения под влиянием дополнительно возникающих границ. Деформирование проводилось под высоким давлением, которое повышает долю упругой деформации, что и могло привести к возрастанию температуры мартенситного перехода.

Следовательно, обнаруженный при низких температурах пик ВТ 140–160 К в сплаве ВТ22 свидетельствует о реализации в данном случае обратимого мартенситного переход $\alpha'' \leftrightarrow \beta$. Согласно полученным результатам использование различных термических и механических обработок позволяет регулировать процессы, изменяющие структуру сплава таким образом, что ромбические искажения решетки, контролирующие зарождение мартенсита, могут изменяться в сторону как уменьшения, так и увеличения. К числу этих процессов следует отнести: возникновение дополнительных приграничных misfit-напряжений, обусловленных анизотропией упругих свойств и теплового расширения различных фаз; обогащение β -фазы легирующими элементами в связи с выделениями второй фазы (изменение степени метастабильности фазы); накопление напряжений и образование каналов сброса энергии при деформации. От их суммарного влияния с учетом знака misfit-напряжений зависит вероятность $\alpha'' \leftrightarrow \beta$ -перехода. То есть сочетание различных термических и механических обработок позволяет регулировать температуру мартенситного перехода.

Анализ полученных результатов дает возможность сделать вывод о том, что основное влияние на фазовые переходы оказывают характер напряженного состояния и степень метастабильности фаз.

1. *Титановые сплавы*, Металлография титановых сплавов, Металлургия, Москва (1980).
2. *Л.Д. Ландау, Е.М. Лифшиц*, Теоретическая физика, Т. VI, Наука, Москва (1988).
3. *Г.Б. Федоров, Л.Е. Киссель, Ф.И. Жомов*, в кн.: Релаксационные явления в твердых телах, Металлургия, Москва (1968).
4. *V. Zwicker*, Metall. **9**, 941 (1964).
5. *R. Pishon, E. Bisogni, P. Moser*, Radiation Effects **22**, № 3, 173 (1974).
6. *Т.Е. Константинова*, Мезоструктура деформированных сплавов, ДонФТИ НАН Украины, Донецк (1997).
7. *И.Н. Францевич, Ф.Ф. Воронов, С.В. Бакута*, Упругие постоянные и модули упругости металлов и неметаллов, Наукова думка, Киев (1982).
8. *Таблицы физических величин*. Справочник под ред. М.К. Кикоина, Атомиздат, Мо-

- сква (1976).
9. А.Л. Гуляев, *Металловедение*, Металлургиздат, Москва (1977).
 10. Т.А. Рюмишина, И.К. Носолев, *ФТВД* вып. 32, 45 (1989).
 11. *Современная кристаллография*, Т. 4. Физические свойства кристаллов, Наука, Москва (1981).
 12. М.И. Петржик, С.Г. Федотов, Доклады всесоюзной конференции по мартенситным превращениям в твердом теле, Киев (1992), с. 374.
 13. Т.Е. Константинова, А.А. Адамец, Г.К. Волкова, Доклады всесоюзной конференции по мартенситным превращениям в твердом теле, Киев (1992), с. 394.

T.E. Konstantinova, T.A. Ryumshina, I.K. Nosolev, N.P. Pilipenko

INVESTIGATION OF INTERNAL FRICTION IN TITANIUM ALLOY $\hat{A}\hat{O}22$

The influence of different thermomechanical treatment of titanium alloy $\hat{A}\hat{O}22$ on the temperature dependence of internal friction (IF) in the range of low temperatures 80–300 K was investigated. The peak of IF was revealed at 140–160 K. Its occurrence is due to low-temperature martensitic transition. Influence of annealing temperature, uniaxial strain and hydroextrusion on the peak position was investigated.

Fig. 1. Low-temperature dependences of the IF for different annealing temperatures, °C: o – 600, ● – 700, ♦ – 800

Fig. 2. Effect of uniaxial strain ϵ , % (a) and hydroextrusion ϵ_{he} , % (b) on IF temperature dependences: a: 1 – 0, 2 – 5.4, 3 – 9.8; b: 1 – 0, 2 – 7.1