

изломов свидетельствовал о том, что трещина носит хрупкий интеркристаллитный характер, причем поверхность излома была покрыта сплошной тонкой пленкой галлия. Эти наблюдения подтверждают тот факт, что развитие трещины разрушения контролируется диффузией Ga к устью трещины и его взаимодействием с зоной предразрушения. Более подробно механизм взаимодействия галлия со сплавом АМгб изложен в [6].

В данном исследовании критическое напряжение $\sigma_{кр}$ не определялось.

Таким образом, полученные результаты позволяют сделать следующие выводы.

1. В эксплуатационном диапазоне нагрузок и температур длительная прочность сплава АМгбМ под воздействием жидкого Ga катастрофически снижается (максимальное время до разрушения составляет десятки минут).

2. Процесс разрушения удовлетворительно согласуется с общими закономерностями длительной прочности твердых металлов в присутствии ПАВ.

3. Большой разброс экспериментальных данных в значительной степени связан с кинетикой образования и роста трещин разрушения, определяемой диффузи-

онным проникновением галлия и сложными процессами его взаимодействия с материалом образцов в зоне предразрушения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Брюханова Л.С., Андреева И.А., Лихтман В.И. О длительной прочности металлов и влиянии на нее поверхностно-активных металлических расплавов // ФТТ. 1961. Т. 3. № 9. С. 2774 - 2778.
2. Ростокер У., Мак-Ког Дж., Маркус Г. Хрупкость под действием жидких металлов. М.: ИЛ, 1962.
3. Сумм Б.Д., Горюнов Ю.В., Перцов Н.В., Траскин В.Ю., Щужин Е.Д. Развитие трещин в цинковых пластинах при их деформировании в присутствии локально нанесенной капли жидкого поверхностно-активного металла // ФММ. 1962. Т. 14. № 5. С. 757 - 765.
4. Лариов Л.Н., Максименко Е.А., Франчук В.И. Ориентационные изменения в бикристаллах алюминия при диффузии галлия // Металлофизика. 1990. Т. 12. № 2. С. 115 - 118.
5. Лариов Л.Н., Прокопенко Г.И., Франчук В.И., Якубов И.А. Исследование охрупчивания алюминия и сплава АМгб при взаимодействии с жидким галлием методом акустической эмиссии // ФХММ. 1990. № 3. С. 5 - 9.
6. Шиша В.Г., Лебедев Е.Л., Ефименко В.Ю., Маспанов В.А. Влияние скорости деформирования на механические характеристики сплава АМгб в условиях поверхностного контакта с галлием // Вестн. ТГУ. Сер. Естеств. и технич. науки. Тамбов, 1998. Т. 3. Вып. 3. С. 262-264.

УДК 669.018.2

АНАЛИЗ ПОТЕРИ ДИССИПАТИВНЫХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ ЦИКЛИРОВАНИИ

© О.В. Иванова, А.Н. Романов, В.Б. Лентяшин

Россия, Москва, Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН

Ivanova O.V., Romanov A.N., Lentyashin V.B. The analyse of dissipative properties degradation of the alloys with form memory after thermo-mechanical cycling. The Ti - Ni - alloys with form memory was used for experimental research of their dissipative properties after thermo-mechanical cycling. It has been estimated, that form memory effect was disappeared after thermo-mechanical cycling. Long cycling (20 cycles) of the form memory properties are observed at the conditions, when the temperature was equal 300° C and the stress was equal 350 MPa.

Диссипативные свойства материала определяются его способностью переводить подводимую энергию в тепло. Материалы с памятью формы обладают уникальным свойством диссипировать подводимую энергию за счет наличия в структуре термоупругого мартенсита [1]. Эффект памяти формы (ЭПФ) сохраняется до тех пор, пока контролирующий механизм деформации связан с деформацией превращения, то есть с лидирующей ролью двойникоющих дислокаций (дислокаций превращения) [2]. Они, в отличие от полных дислокаций, исчезают после снятия нагрузки, обеспечивая возврат сплава к исходному состоянию. Вид кривой напряжение - деформация при нагрузке и разгрузке сплавов с ЭПФ зависит от уровня температуры испытания T_{α} по отношению к температуре начала (M_s) и конца (M_f) прямого и температуре начала (A_s) и конца (A_f) обратного мартенситных превращений. Поэтому температуры M_s , M_f , A_s и A_f контролирующие структурное состояние сплавов, оказывают определяющее

влияние на их диссипативные свойства. Если при деформации материала в определенном температурном интервале происходит изменение формы образца (или изделия) в результате прямого мартенситного превращения, а в процессе обратного мартенситного превращения образец восстанавливает свою форму, то такой материал обладает максимальной способностью диссипировать подводимую энергию [2].

В настоящей работе изучена потеря ЭПФ в результате активации, наряду с деформацией, связанной с частичными дислокациями, также деформации скольжения, связанной с действием полных дислокаций.

Материалом исследования служил никелид титана [3] марок ТН-1 и ТН-1К (ТУ-809-394-82). Испытания проводили на установке УМЭ-10Т, позволяющей проводить запись диаграмм следующих типов: усилие - деформация; деформация - температура; температура - усилие. Испытывали полые (диаметром 22 мм) и сплошные (диаметром 5 мм) образцы. Полноту восстановления формы оценивали параметром

$$K_B = \frac{l_1 - l_2}{l_1 - l},$$

где l - начальная длина рабочей части; l_2 - длина рабочей части после снятия нагрузки (после упругого восстановления); l_1 - конечная длина рабочей части после нагрева выше температуры A_K . Температуры начала и конца прямого и обратного мартенситных превращений и температура восстановления формы обозначены как M_H и M_K - температура начала и конца прямого, а A_H и A_K - температура обратного мартенситного превращения, A_H^{ϕ} и A_K^{ϕ} - температура восстановления формы. Температура восстановления формы обычно определяется температурой обратного мартенситного превращения, но она может и отличаться от нее при наличии противодействия. При свободном восстановлении формы образцом $A_H^{\phi} = A_H$ и $A_K^{\phi} = A_K$.

В данной работе температуры M_H и M_K не определяли, а использовали паспортные данные ($M_H = 70^\circ \text{C}$, $M_K = 45^\circ \text{C}$), экспериментально установили температуры A_H , A_K , A_H^{ϕ} , A_K^{ϕ} . Последовательность проведения испытаний при определении температур обратного мартенситного превращения A_H , A_K и восстановления формы A_H^{ϕ} , A_K^{ϕ} на образцах, деформированных на заданную величину, сводятся к следующим операциям:

- при определении температур A_H и A_K проводится разгрузка образца и установка нагружающей тяги (пуансона) в такое положение, чтобы обеспечить свободное изменение линейных размеров образца на величину, не менее чем на 2 % больше заданной предварительной деформации;
- при определении температур восстановления формы образца при наличии противодействия A_H^{ϕ} и A_K^{ϕ} проводится разгрузка или нагружение образца, чтобы обеспечить требуемую величину напряжений, препятствующих возврату, то есть сжатию образца до начального состояния.

Таблица 1.

Зависимость температуры A_H^{ϕ} , A_K^{ϕ} обратного превращения от величины сопротивления восстановлению формы

Сплав	σ , МПа	0	100	200	300	400	500
1 55 ат. % Ni	$A_H^{\phi}, ^\circ\text{C}$	27	35	55	80	105	125
	$A_K^{\phi}, ^\circ\text{C}$	95	105	125	155	190	225
2 50 ат. % Ni	$A_H^{\phi}, ^\circ\text{C}$	100	110	125	150	175	200
	$A_K^{\phi}, ^\circ\text{C}$	120	130	155	185	220	265

Далее проводится нагрев до температур $250 - 280^\circ \text{C}$ с записью изменения линейных размеров образца в координатах температура - деформация с последующей расшифровкой диаграммы температура - деформация. При четко выраженном начале и конце процесса восстановления формы на кривой восстановления обнаруживаются точки перелома (при отсутствии четких прогибов на кривых характерные точки определяются по методу касательных). В таблице 1 приведены значения температуры A_H^{ϕ} , A_K^{ϕ} обратного превращения в зависимости от величины сопротивления восстановлению формы.

При исследовании влияния термоциклирования на ЭПФ последовательность проведения испытаний включала следующие операции. Первоначально проводили предварительную подготовку образца к термоциклированию, заключающуюся в нагреве сплава до полной аустенитизации, затем образец охлаждался, но в процессе охлаждения к силовому элементу из сплава ТН-1 прикладывалось постоянное растягивающее напряжение наведения σ_H . Когда достигалась при охлаждении температура M_H , силовой элемент испытывал деформацию. Процесс деформации заканчивался при температуре M_K . Растягивающая нагрузка снималась. При повторном нагреве до A_H элемент возвращался в свое исходное положение (сокращался в длине), то есть реализовался ЭПФ, который заканчивался при температуре A_K .

Результаты по термоциклированию по рассмотренной выше программе показали, что с каждым циклом деформация памяти формы увеличивалась и через определенное число циклов стабилизировалась. Ее величина становилась равной величине удлинения. Число термоциклов до полной стабилизации и величина удлинения зависят от σ_H . Исследования образцов при различных степенях предварительной пластической деформации растяжения и сжатия показали, что термомеханическое циклирование приводит к накоплению остаточной деформации и потере ЭПФ. Длительное сохранение ЭПФ обеспечивается при температуре 300°C и напряжении 350 МПа, при котором $\epsilon_H = \epsilon_{H\phi} = 6\%$. При $\sigma_H = 300$ МПа условие $\epsilon_H = \epsilon_{H\phi}$ достигается к 20 циклу. Потеря эффекта памяти формы при термомеханических тренировках связана с накоплением дислокаций, не связанных с диссипацией энергии по механизму деформации превращения. При использовании материалов с памятью формы в конструкциях [4], подвергающихся периодическим термомеханическим воздействиям, необходимо учитывать потерю ЭПФ в процессе работы материала.

ЛИТЕРАТУРА

1. Лихачев В.А., Кузьмин С.Л., Каменцева З.П. Эффект памяти формы. Л.: ЛГУ, 1987. 216 с.
2. Иванова В.С., Баланкин А.С., Бунин И.Ж., Оксогов А.А. Синергетика и фракталы в материаловедении. М.: Наука, 1994. 383 с.
3. Корнилов И.И. и др. Никелид титана и другие сплавы с эффектом памяти формы. М.: Наука, 1977. 316 с.
4. Тихонов А.С., Герасимов А.П., Прохоров И.И. Применение эффекта памяти формы в современном машиностроении. М.: Машиностроение, 1981. 80 с.