

Таблица 1

N п/п	$A_{эл}, В$ $*10^{-3}$	$\nu_{ср}, Гц$ 10^3	$K, В/м$ 10^{11}	$t_{и}, с$ $*10^{-4}$	$2T, с$ 10^{-5}	$\beta, с^{-1}$	$A_{д}, м$ 10^{-11}	$\sigma_0, Н/м^2$
1	826	94	1	4,74	4,1	-0,520	0,826	$0,23*10^{-19}$
2	1404	96	1	21,09	3,6	-0,516	1,404	$0,06*10^{-17}$
3	1375	93	1	4,17	9,8	-0,608	1,375	$0,15*10^{-18}$
4	1483	128	0,7	10,25	3,5	-0,491	2,119	$0,13*10^{-18}$

Одной из важных проблем метода акустической эмиссии является расшифровка информации, содержащейся в сигнале акустической эмиссии. В настоящей работе по экспериментальным данным определялись максимальная амплитуда электрического сигнала в единичном импульсе акустической эмиссии $A_{эл}$, средняя частота колебаний электрического сигнала (число полных колебаний единичного импульса $AЭ$, деленное на время единичного импульса) $\nu_{ср}$, время нарастания электрического сигнала до максимального значения $2T$. Результаты по четырем импульсам $AЭ$ (1-2 при деформации, 3-4 при нагреве) приведены в табл.1.

По величине амплитуды электрического сигнала акустической эмиссии $A_{эл}$ рассчитывалась величина смещения в волне напряжения $A_{д}$ [2] с учетом пьезоэлектрической постоянной преобразователя K . Амплитуда напряжения σ_0 рассчитывается из формулы для амплитуды смещения волны напряжения [2]:

$$A_{д} = \frac{C T \sigma_0 \sqrt{\pi}}{2E},$$

где C – скорость звука в исследуемом образце, E – модуль Юнга.

Согласно [2], волна напряжений от локального акта пластической деформации имеет вид:

$$\sigma = \sigma_0 \exp(-\beta t) \sin(\omega t),$$

где β – коэффициент затухания. Результаты расчета β в рамках этой модели приведены в табл.1.

В заключение следует отметить, что использование компьютера с АЦП позволило повысить точность измерений и значительно упростило обработку результатов.

Библиографический список

1. Грешников В.А., Дробот Ю.Б. Акустическая эмиссия. – М.: Изд-во стандартов, 1976. – 272 с.
2. Гусев О.В. Акустическая эмиссия при деформировании монокристаллов тугоплавких металлов. – М.: Наука, 1982. – С.107.

УДК 534-16

ИЗУЧЕНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ И ТЕПЛОВЫХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ В ТЕМПЕРАТУРНЫХ ИНТЕРВАЛАХ МАРТЕНСИТНОГО ПЕРЕХОДА

З.А. Кабилов, Е.А. Несвитайло

г. Белгород, Белгородский государственный университет

Сплавы с эффектом памяти формы (ЭПФ) имеют широкое применение в различных областях техники, причем сфера их использования постоянно расширяется. Для ряда научных и конструкторских задач требуется знание таких физических характеристик этих сплавов, как теплоемкость, тепло-

проводность, коэффициент теплового расширения, поскольку изделия из них предназначены для работы в переменных тепловых полях. Механические характеристики материалов, изготовленных из сплавов с ЭПФ, достаточно хорошо изучены, [1-3] в то вре-

мя как тепловые характеристики практически не исследовались.

Экспериментальные методики для изучения теплофизических свойств металлов и сплавов известны, однако специфика изучаемых объектов, а именно – наличие в исследуемом интервале температур полиморфного (мартенситного) перехода, накладывает особые требования к методике проведения измерений. В статье излагаются данные предварительных исследований, проведенных с целью выявления таких методических особенностей.

Наибольшие сложности проявились в постановке работы по измерению теплопроводности стержней из изучаемых сплавов. Для проведения измерений необходимо создать в стержне градиент температур, поэтому в определенных условиях часть стержня оказывается нагретой до температур выше интервала перехода, а другая часть – ниже, в связи с чем получаемые данные теряют физический смысл. Поэтому, основываясь на законе Видемана-Франца-Лоренца, эксперименты по определению коэффициента теплопроводности дополнены изучением температурной зависимости электрического сопротивления стержней. В качестве образцов были взяты стержни их поликристаллического никелида титана и монокристалла тройного сплава (медь-алюминий-никель), полученные методом кристаллизации из расплава (способ Степанова) в Физико-техническом институте им. А.Ф.Иоффе РАН. Данные по образцам, которым соответствуют следующие графики, приведены в табл.

При определении температурной зависимости электрического сопротивления образцов в качестве основной принята методика определения сопротивления по двум приборам [4]. Исследуемый образец помещался в трубчатую электрическую печь, вдоль оси которой поддерживалась одинаковая температура с помощью медной трубки, окружавшей образец и способствовавшей выравниванию температурного поля. В процессе проведения измерений выяснилось, что для данных образцов характерна нестабильность начального сопротивления при комнатной температуре, которое оказа-

лось зависимым от тепловой предыстории образца. Это может быть объяснено тем, что мартенситные превращения являются фазовым переходом, т.е. кинетическим процессом, зависящим и от температуры, и от времени. Поэтому для возврата кристаллической решетки в исходное состояние, или близкое к нему, необходимо время, причем тем меньшее, чем ниже охлажден образец после нагрева. Серия испытаний показала, что для поликристаллического образца *NiTi* вполне достаточно выдержать его в течение суток при температуре на 20-30⁰ С ниже температуры начала перехода, чтобы получилось удовлетворительное совпадение начальных сопротивлений при комнатной температуре. Для монокристаллического образца *CuAlNi* этих мер оказывается недостаточно, и необходимо изыскивать другие дополнительные меры воздействия для приведения образцов в стандартное исходное состояние. Одним из таких воздействий может быть механическое нагружение образцов статической или переменной нагрузкой в сочетании с тепловым воздействием. Это будет способствовать снятию внутренних напряжений и позволит привести кристаллическую решетку в состояние термодинамического равновесия.

На рис. 1 приведена типичная кривая зависимости электрического сопротивления образца *CuAlNi* от температуры. Как видно, при нагреве от комнатной температуры до примерно 130⁰С его сопротивление остается стабильным. Эта температура соответствует середине температурного интервала мартенситных превращений. Затем в температурном интервале 130-170⁰ С оно падает на 20-25 % и далее стабилизируется. Этот перепад мы интерпретируем как скачок электросопротивления, вызванного перестройкой кристаллической структуры.

При охлаждении образца не наблюдается классического гистерезиса, характерного, например, для *NiTi* (рис. 2). Еще не достигнув конца интервала превращений, сопротивление начинает резко возрастать. Это продолжается до температуры начала превращений, после чего определить

Таблица

Образец	Химический состав, %				Длина, мм	Диаметр, мм	Температура перехода
	Cu	Al	Ni	Ti			
NiTi	-	-	-	-	56	3,7	
CuAlNi				-	45	4,3	

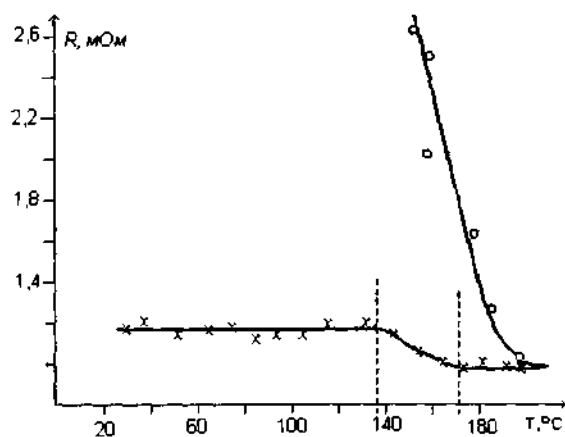


Рис. 1. Зависимость электросопротивления образца $CuAlNi$ от температуры: 1—нагрев, 2—охлаждение.

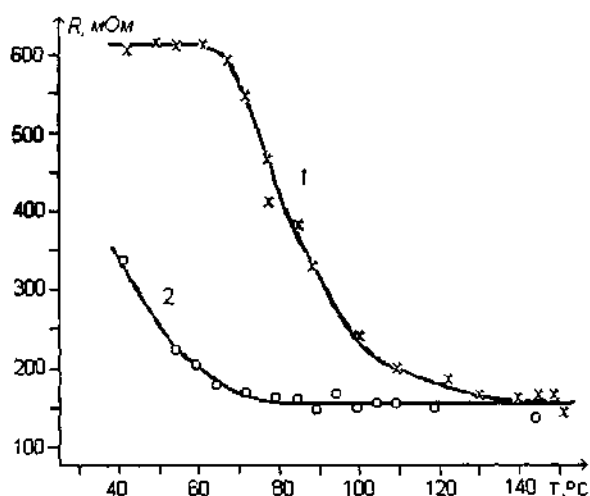


Рис. 2. Температурная зависимость электросопротивления нитинола: 1—нагрев, 2—охлаждение.

значение сопротивления не представляется возможным, так как его значение претерпевает неконтролируемые броски без какой-либо видимой закономерности.

На рис. 3. приведена схема установки для обнаружения скачка теплоемкости по методу дифференциального сканирующего калориметра [5].

Исследуемый образец 1 и образец сравнения 2, выполненный из меди такой же массы и формы, помещались в трубчатую печь, по оси которой создавалось однородное поле температур. К середине образцов прикреплялись спаи дифференциальной термопары. Спаи теплоизолировались кольцом шириной, равной диаметру образца. Это было сделано с целью исключения теплопередачи от поверхности термостабили-

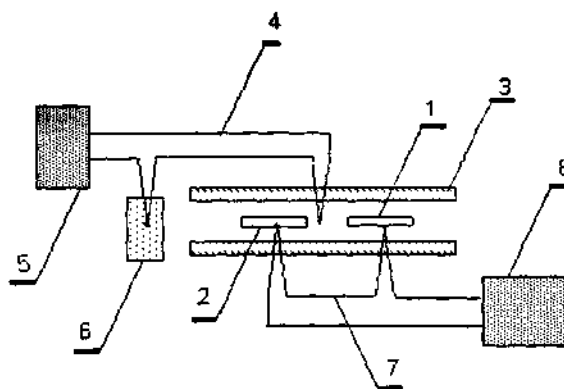


Рис. 3. Схема установки для определения скачка теплоемкости. 1— исследуемый образец, 2— медный образец сравнения, 3—нагревательная печь, 4— термопара печи, 5—милливольтметр, 6— термостат, 7— дифференциальная термопара, 8— микровольтнаоамперметр.

рующей трубки на спаи термопар излучением. На рис. 4. приведена типичная зависимость термо-ЭДС дифференциальной термопары для образца $CuAlNi$. Видно, что ход кривых при нагреве и охлаждении происходит в противофазе, за исключением пика при $80^{\circ}C$. Это свидетельствует о том, что выше этой температуры в исследуемом образце происходят процессы, не связанные, например, с сублимацией поверхностных загрязнений, и результаты могут интерпретироваться с позиций мартенситных превращений. Тот факт, что пики при $80^{\circ}C$ на кривой нагрева и охлаждения оба положительны (по знаку термо-ЭДС), т.е. соответствуют тепловыделению в исследуемом образце как при нагреве, так и при охлаждении, соответствует снижению теплоемкости по сравнению с медным образцом сравнения. Положение этих пиков в начале интервала мартенситных превращений позволяет принять второе предположение в качестве более вероятного. В целом можно констатировать, что при нагреве (переход мартенситауستنит) до $120^{\circ}C$ образец сравнения имеет теплоемкость ниже (нагревается быстрее), чем медный образец. В интервале температур $120-150^{\circ}C$ его теплоемкость резко возрастает, а затем возвращается к значению, близкому к первоначальному.

На рис. 5. показан график аналогичной зависимости для образца никелида титана. Обращает на себя внимание тот факт, что в интервале мартенситного перехода при на-

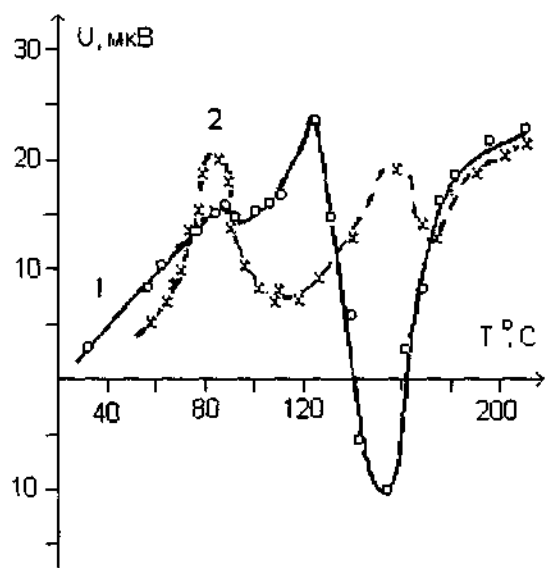


Рис. 4. Термо-ЭДС дифференциальной термопары для монокристаллического образца CuAlNi от температуры: 1—нагрев, 2—охлаждение.

греве нет резких аномалий, а при охлаждении проявляется отрицательный пик, свидетельствующий о возрастании поглощения тепла образцом. Происхождение отрицательных пиков как при нагреве, так и при охлаждении при температурах 90-150°C пока неясно. Они расположены существенно выше по температуре от интервала мартенситных превращений.

Для измерения теплового удлинения исследуемый образец с помощью резьбовых соединений соосно скреплялся с двумя медными стержнями, которые служили для стабилизации температурного поля и для вывода перемещений за пределы трубчатой печи. К плоским торцам медных стержней были прижаты шупы двух индикаторов с ценой деления 0,01 мм. При комнатной температуре шкалы индикаторов устанавливались на 0, и включался нагрев печи. После стабилизации температуры проводился отсчет абсолютного удлинения системы образец-медные цилиндры как сумма показаний двух индикаторов. Коэффициент теплового линейного расширения меди известен, поэтому расчетным путем можно определить абсолютное удлинение исследуемого образца.

На рис.6 приведен пример зависимости относительного удлинения поликристаллического образца NiTi от температуры. Как видно, в температурном интервале мартенситных превращений образец сокращается,

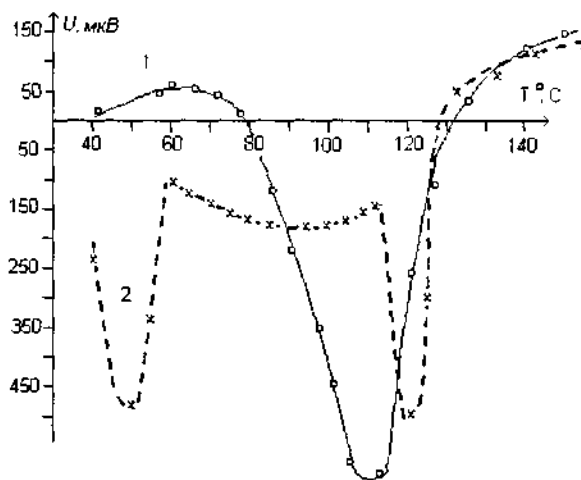


Рис. 5. Термо-ЭДС дифференциальной термопары для поликристаллического образца NiTi от температуры: 1—нагрев, 2—охлаждение.

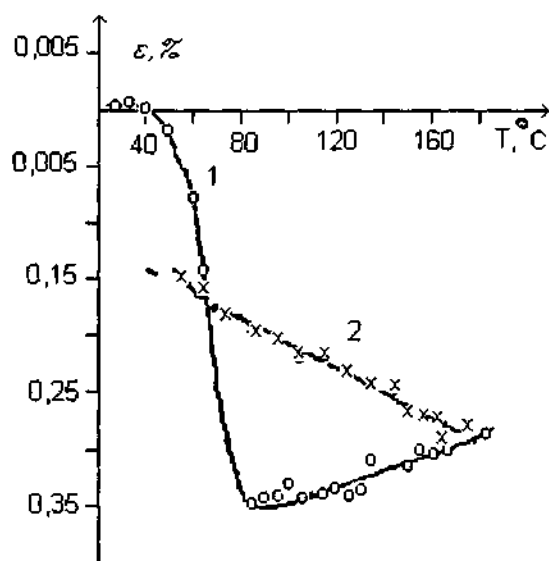


Рис. 6. Зависимость относительного удлинения образца NiTi от температуры. 1—нагрев, 2—охлаждение.

т.е. имеет отрицательный коэффициент теплового линейного расширения. После завершения перехода (80°C) образец начинает вести себя как обычный металлический сплав, расширяясь при увеличении температуры, и равномерно сокращается с понижением температуры. Если пересчитать полученные данные в значение коэффициента теплового линейного расширения, то получится температурная зависимость коэффициента α , показанная на рис. 7. Видно, что при переходе мартенсит-аустенит он имеет отрицательный минимум, а при переходе аустенит-мартенсит остается постоянным.

При измерениях коэффициента теплопроводности исследуемый образец резьбовым соединением соединялся с двумя массивными медными стержнями длиной по 42 мм. Один из стержней помещался в электрическую печь, он служил для стабилизации температурного режима в качестве источника тепла. Электрическая печь помещалась в сосуд Дьюара для уменьшения тепловых потерь в окружающую среду. Температура печи, медного стержня и конца исследуемого образца считалась одинаковой.

На расстоянии 15 и 45 мм от горячего конца образца никелида титана на его поверхности были укреплены две термопары T_2 и T_3 . Второй медный стержень служил стоком тепла за счет хорошей теплопроводности меди. Он был необходим для создания большего градиента температуры. Эта мера связана с тем, что образцы имели недостаточную для данной методики длину.

Измерения холодного конца образца проводились при комнатной температуре. В любом варианте опыта на данной установке образец всегда оказывался по частям в разных кристаллических модификациях. Поэтому использование полученных результатов для расчетов теплопроводности было бы некорректным, поскольку система оказывалась многофазной.

Для выявления скачка теплопроводности было решено воспользоваться тем обстоятельством, что при наличии градиента температуры образец, вернее, его части будут находиться в разных фазах. Та часть, что ближе к печи (участок длиной 15 мм) при определенной температуре перейдет в аустенитную фазу. Предположительно до этой температуры (или интервала температур), находясь в мартенситной фазе, он будет иметь одно значение теплопроводности, а при более высокой температуре – другое. Второй же участок длиной 30 мм, расположенный между точками T_2 и T_3 , будет оставаться в мартенситной фазе. И если мартенситная и аустенитная фазы будут иметь разную теплопроводность, то после перехода первого участка в аустенит должна измениться разность температур между точками T_2 и T_3 .

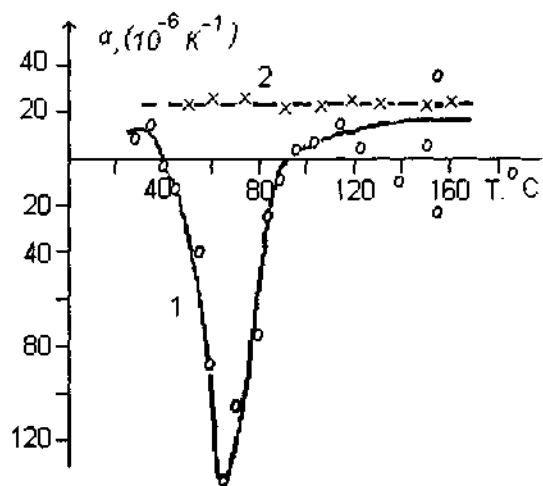


Рис. 7. Температурная зависимость коэффициента линейного теплового расширения нитинола в области мартенситного превращения: 1 – нагрев, 2 – охлаждение.

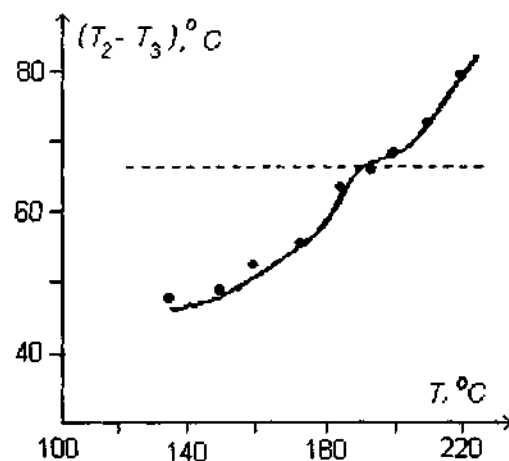


Рис. 8. Зависимость разности температур в точках T_1 и T_2 от температуры горячего конца образца NiTi.

Для проверки этого предположения были проведены измерения в стационарных режимах нагрева печи с определением разности температур в указанных точках. На рис.8 приведен пример такого определения для образца NiTi. Как видно, аномалия в температурном ходе кривой $\Delta T(T)$ проявляется достаточно четко, что мы интерпретируем как изменение коэффициента теплопроводности сплава при переходе мартенсит-аустенит.

Библиографический список

1. Ооцука К., Симидзу К. и др. Сплавы с ЭПФ/ Под ред. А.М. Глезера.–М., 1990.
2. Лихачев В.А., Кузьмин С.Л., Каменцева З.П. Эффект памяти формы. – Л.: Изд-во ЛГУ, 1987.

3. Корнилов М.И., Белоусов О.К. Никелид титана и другие сплавы с ЭПФ.– М., 1977.

4. Руководство к лабораторным занятиям по физике/ Под ред. Л.Л. Гольдина.– М., Наука, 1964.

5. Хеммингер В., Хене Г. Калориметрия. Теория и практика.– М.: Химия, 1989.

УДК 621.9.048.7:621.791.92

ДИСТАНЦИОННАЯ НАПЛАВКА МАТЕРИАЛОВ НА ПОВЕРХНОСТЬ ИЗДЕЛИЙ ИМПУЛЬСНЫМ СИЛЬНОТОЧНЫМ ПУЧКОМ ЭЛЕКТРОНОВ

*А.В. Пащенко, А. Г. Пономарёв, В.В. Слёзов, В.Т. Уваров,
В.И. Шеремет, Б.М. Широков*

г. Харьков, ННЦ «Харьковский физико-технический институт»

Описан способ нанесения покрытий, позволяющий совместить высокотемпературный химический синтез со сверхбыстрым охлаждением при больших давлениях, в котором электронный пучок ускоряет расплавленный слой по направлению к холодной подложке. Рассмотрены условия, при которых возможна равномерная наплавка материалов на подложку.

Наплавка металлов и сплавов на поверхность изделий получила значительное распространение в промышленности. При этом большинству способов наплавки присущ общий недостаток – сильный нагрев изделия под наплавляемым слоем. Применение для наплавки релятивистского пучка электронов (РЭП) [1] позволило уменьшить прогрев подложки, однако не устранило его полностью. Между тем существует необходимость в нанесении на поверхность покрытий с видоизменёнными свойствами, например, аморфных слоёв или слоёв, находящихся в метастабильном состоянии. Такие слои обычно получают при сверхбыстром охлаждении расплавленных материалов на холодной подложке.

В настоящей статье излагается способ нанесения покрытий [2], который значительно расширяет возможности разработчиков, занимающихся целенаправленным изменением свойств поверхности.

Разработанный нами способ включает облучение импульсным сильноточным релятивистским пучком слоя наносимого материала с его расплавлением и последующей наплавкой на поверхность подложки. При этом облучают слой, расположенный на некотором расстоянии от подложки, а электронный пучок в промежутке между слоем и подложкой подвергают деструкции.

Испаряющаяся под воздействием сильноточного электронного пучка часть слоя не

попадает на подложку, но другая, расплавленная его часть, приводится в реактивное ускоренное движение в направлении подложки. В процессе полёта слой подзарядается пучком и получает дополнительное ускорение за счёт электростатического притяжения к заземлённой подложке. Расплавленный пучком слой с большой скоростью налетает на практически холодную поверхность и частично расплавляет её. Материал слоя смешивается с материалом подложки и вступает с ним в химическую реакцию в специфических условиях.

При закалке из жидкого состояния результат структурных и фазовых превращений определяется возникающим давлением в расплавах в процессе их охлаждения, которое при скорости налетающей жидкости 100 м/с достигает значений $10^8 - 3 \cdot 10^9$ Па [3]. Скорость, приобретаемая слоем в предлагаемом техническом решении, может достигать десятков км/с. При этом изменяются температуры фазовых переходов, расширяются диапазоны концентраций на диаграммах состояния и т. д. Все эти изменения используют для формирования покрытий с необходимыми свойствами, например, для повышения твёрдости, износостойкости или для аморфизации.

Для активации в слое химических реакций, структурных и фазовых превращений энергия пучка должна быть эффективно введена в наносимый слой. Если располо-