

**ГЕНЕРАЦИЯ РЕАКТИВНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В МОНОКРИСТАЛЛАХ  
Ni-Fe-Ga-Co И Cu-Al-Ni**

**Аверкин А.И., Гузилова Л.И., Тимашов Р.Б., Солдатов А.В., Крымов В.М.,  
Николаев В.И.**

*Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук, 194021,  
Санкт-Петербург, Россия  
AndreyAverkin@mail.ru*

Функциональные свойства сплавов с эффектом памяти формы (ЭПФ) обусловлены протеканием в них термоупругого мартенситного превращения. Способность сплавов с ЭПФ совершать полезную работу позволяет решать широкий круг инженерных задач. Использование таких материалов в конструкции силовых приводов или двигателей позволяет создать компактные образцы устройств, которые по отношению развиваемая сила/ габариты изделия превосходят классические электродвигатели.

При работе привода рабочее тело из сплава с ЭПФ часто испытывает противодействие, перегрев и ограничение реализации эффекта памяти формы. Такие условия приводят к возникновению в материале механических напряжений реактивной природы.

Исследования температурной зависимости реактивных напряжений были проведены на множестве материалов, например, в поликристаллических образцах NiTi реактивные напряжения достигают величины 800 МПа. Несмотря на столь высокое значение реактивных напряжений, использование поликристаллических материалов в реальном устройстве часто нежелательно из-за того, что деформация в поликристаллах не полностью обратима, наблюдается кроме фазовой деформации и пластическая, связанная с зернограницным проскальзыванием. Данное обстоятельство затрудняет управление работой такого привода. Прецизионное управление работой привода может быть достигнуто при использовании монокристаллических элементов с ЭПФ.

Целью данной работы является исследование процесса генерации реактивных напряжений в монокристаллах сплавов Ni-Fe-Ga-Co и Cu-Al-Ni.

Цилиндрические образцы обоих материалов были вырезаны из монокристаллических прутков электроискровым методом. В таблице 1 приведена информация о использованных образцах и их подготовке к испытаниям.

Таблица 1.

Состав	Высота мм	Диаметр, мм	Кристаллографическая ориентация	Термообработка
Ni <sub>49</sub> Fe <sub>18</sub> Ga <sub>27</sub> Co <sub>6</sub>	7	3.5	[100]	1423K 2h, закалка в воду
Cu-13.6 wt.%Al -4.0 wt.%Ni	7	5	[100]	1220K 15 мин, закалка в воду, 373 K 1h, закалка в воду

Образцы подвергались одноосному сжатию с целью придания им максимально возможной деформации памяти формы. Сжатие проводилось на испытательной машине Instron 1342 при комнатной температуре со скоростью  $10^{-4} \text{ c}^{-1}$ .

На рисунке 1 приведены диаграммы сжатия монокристаллов Ni-Fe-Ga-Co и Cu-Al-Ni. Наблюдается качественное совпадение диаграмм, которое характерно для монокристаллов с ЭПФ. На первых этапах процесса деформации происходит упругое

напряжение материала. Затем при достижении определенного давления, фазового предела упругости, начинается процесс переориентации мартенситных доменов. Механические напряжения при этом процессе практически не изменяются. Когда ресурс деформации памяти формы исчерпан наступает заключительный процесс упругой деформации полностью ориентированной мартенситной структуры. При последующей разгрузке обратная разориентация мартенситных доменов не происходит и у образца после деформации присутствует остаточная деформация. Эта деформация является полностью обратимой при нагреве в свободном состоянии.

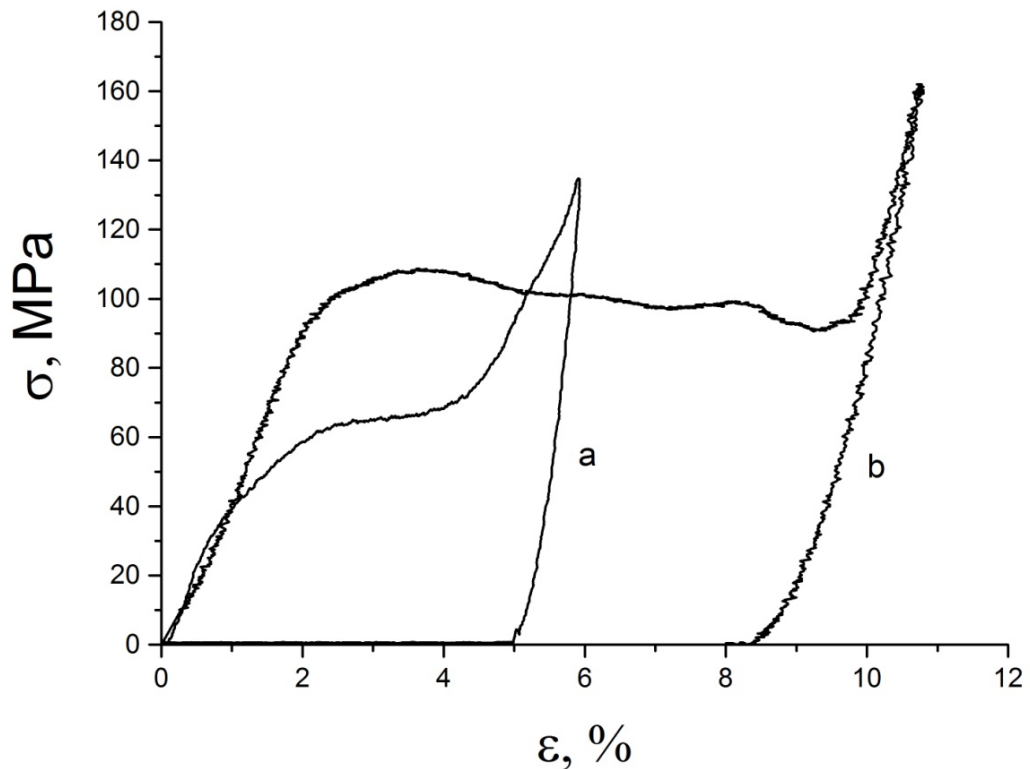


Рисунок 1 - Диаграммы сжатия монокристаллов NiFeGaCo (a), CuAlNi (b) с эффектом памяти формы.

Сравнение диаграмм сжатия обращает внимание на различные величины деформаций ПФ и фазовых пределов упругости двух материалов. Обе величины примерно в два раза меньше у монокристаллов Ni-Fe-Ga-Co. Таким образом, работа, затраченная на предварительную деформацию кристаллов Ni-Fe-Ga-Co, составляет 3.33 МПа, против 8.45 МПа для Cu-Al-Ni.

Следующий этап работы заключался в исследовании температурной зависимости реактивных напряжений, возникающих при ограничении реализации эффекта памяти формы.

Деформированные образцы помещались между неподвижными колоннами испытательной машины и слегка подгружались, т.е. оказывались в защемленном состоянии. Затем образцы подвергались нагреву с постоянной скоростью 10 K/min, регистрировалось давление на датчик испытательной машины со стороны образца.

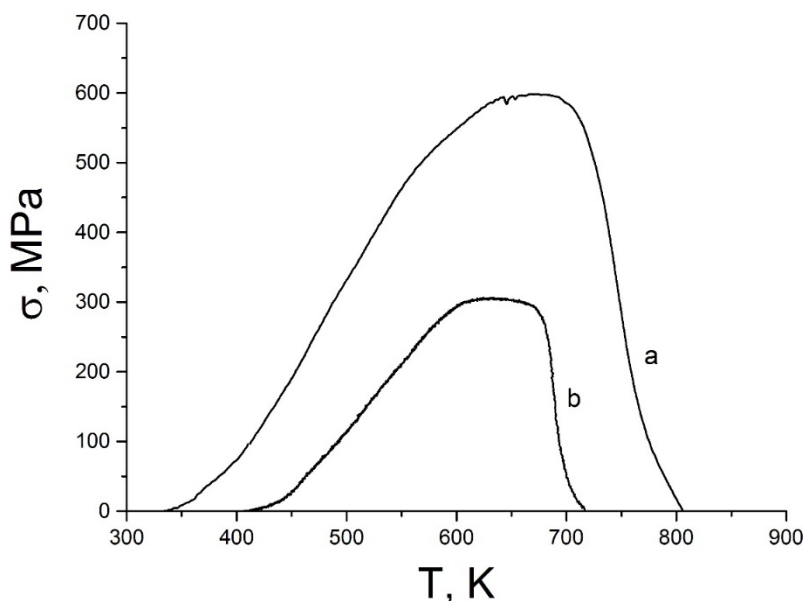


Рисунок 2 - Температурная зависимость реактивных напряжений в монокристаллах: а- NiFeGaCo, б- CuAlNi с эффектом памяти формы.

Результаты исследования заземленных образцов представлены на Рис.2. Кристалл при нагреве стремится восстановить свою исходную форму. Однако, поскольку мы изначально ограничили возможность восстановления деформации ПФ, слегка поджав образец, в нем развивались реактивные напряжения. Основной вклад в рост которых вносит обратное мартенситное превращение. Можно отметить линейный участок с постоянной величиной  $d\sigma/dT$ , который продолжается до температуры 550 К в кристалле Ni-Fe-Ga-Co и 600 К в кристалле Cu-Al-Ni. До этой температуры все изменения деформации образца полностью обратимы. При дальнейшем возрастании температуры наблюдается отклонение от линейного роста, снижение  $d\sigma/dT$ . Максимум реактивных напряжений 600 МПа и 300 МПа достигается при температуре 690 К и 620 К для монокристаллов Ni-Fe-Ga-Co и Cu-Al-Ni, соответственно. Затем следует этап быстрого снижения реактивных напряжений, вплоть до нуля.

Монокристаллы Ni-Fe-Ga-Co сохраняют свои функциональные свойства в более широком температурном диапазоне и коэффициент наклона кривой реактивных напряжений в этом материале имеет более высокое значение. В результате максимальная величина реактивных напряжений в Ni-Fe-Ga-Co может в два раза превышать аналогичную величину для Cu-Al-Ni.

#### Литература

[1] Аверкин А.И., Крымов В.М., Гузилова Л.И., Тимашов Р.Б., Солдатов А.В., Николаев В.И. // Письма ЖТФ. - 2018. -Т. 44, В. 5. - С. 3-9