

05

## Реактивные напряжения в монокристаллах сплава $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ с эффектом памяти формы

© А.И. Аверкин, В.М. Крымов, Л.И. Гузилова<sup>¶</sup>, Р.Б. Тимашов,  
А.В. Солдатов, В.И. Николаев

Физико-технический институт им А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург,  
Россия

<sup>¶</sup> E-mail: luba-guzilova@yandex.ru

Поступило в Редакцию 16 октября 2017 г.

Экспериментально изучены реактивные напряжения, возникающие в кристаллах сплава  $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$  при мартенситных превращениях в условиях ограничения возможности восстановления деформации памяти формы. Проводится сравнение данных для этого кристалла с полученными ранее на других кристаллах: Cu–Al–Ni, Ni–Ti, Ni–Fe–Ga. Показана перспективность применения монокристаллов  $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$  для разработок приводов и силовых двигателей.

DOI: 10.21883/PJTF.2018.05.45701.17079

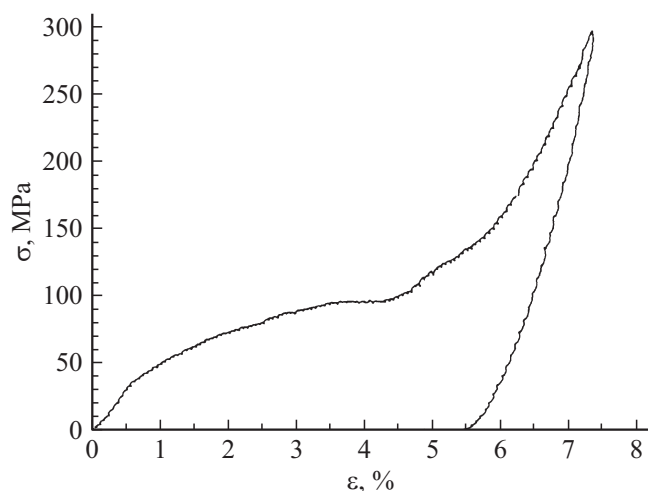
Сплавы с эффектом памяти формы (ЭПФ) благодаря своим уникальным свойствам находят широкое применение в медицине и технике. Для инженерных приложений ценным функциональным свойством сплавов с ЭПФ является их возможность обеспечивать высокие значения силы и перемещения, совершая значительную полезную механическую работу. Приводы и двигатели на основе кристаллов с ЭПФ могут быть сконструированы весьма компактными, причем они могут быть

значительно меньше традиционных (электрических, гидравлических и других) при прочих равных мощностных показателях.

Для расчетов и конструирования приводов на основе материалов с ЭПФ важно знать величины сил и реактивных напряжений, возникающих в материале под нагрузкой, в условиях противодействия восстановлению деформации памяти формы. Работа силового элемента на базе монокристаллов сплава Cu–Al–Ni с ЭПФ исследовалась в [1–5]. Было показано, что монокристаллы Cu–Al–Ni сохраняют свои функциональные свойства в широком температурном диапазоне (вплоть до 600 К) и способны достигать напряжений до 400 МПа. Аналогичные исследования были проведены и на поликристаллах никелида титана. При этом было установлено, что максимальная величина генерируемых напряжений в образцах Ni–Ti выше и может достигать 800 МПа [6,7], но в отличие от монокристаллов в поликристаллических сплавах деформация не полностью обратима, кроме фазовой деформации наблюдается пластическая, что затрудняет управление работой такого привода. Макеты приводов на основе монокристаллов Cu–Al–Ni были изготовлены и успешно испытаны [8,9]. Стремление повысить их технические показатели привело к поиску новых сплавов. Интересными с этой точки зрения нам представляются монокристаллы сплавов системы Ni–Fe–Ga–(Co). Они демонстрируют высокий предел прочности, при этом фазовый предел упругости в этих материалах может составлять единицы МПа при комнатной температуре [10], в отличие от родственных сплавов Ni–Mn–Ga данные монокристаллы не склонны к хрупкому разрушению. Целью настоящей работы является исследование температурной зависимости реактивных напряжений в сплаве Ni<sub>49</sub>Fe<sub>18</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>6</sub> при деформации сжатием вдоль кристаллографической оси [100]<sub>A</sub>.

В работе исследовались образцы сплава Ni<sub>49</sub>Fe<sub>18</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>6</sub> длиной 7 mm, вырезанные из монокристалла, выращенного из расплава по методу Чохральского в виде цилиндрического прутка диаметром 3.5 mm и ориентированного в направлении [100]<sub>A</sub>. Монокристаллы подвергались отжигу в течение 2 h при 1323 К с последующей закалкой в воду.

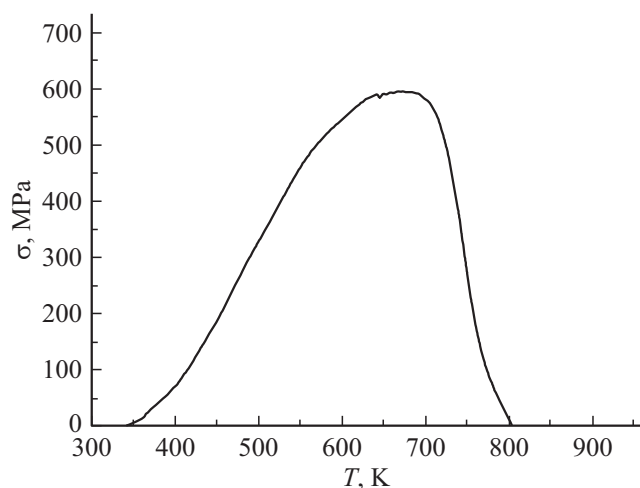
Процедура исследования образцов состояла в анализе диаграмм деформирования и контроля напряжений, достигаемых в зажатом кристалле при его нагреве и протекании обратного мартенситного превращения. Кристаллы подвергались одноосному сжатию на ис-



**Рис. 1.** Диаграмма  $\sigma$ – $\varepsilon$  сжатия вдоль оси  $[100]_A$  монокристалла  $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ .

пытательной машине Instron 1342 так, чтобы достичь максимально возможной деформации памяти формы (ПФ). Сжатие проводилось при температуре 293 К со скоростью  $10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . При достижении максимальной деформации ПФ, которая составляла  $\sim 5.5\%$ , образцы разгружались. Далее 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 К/мин, регистрировалось давление на датчик испытательной машины со стороны образца.

Диаграмма  $\sigma$ – $\varepsilon$  сжатия вдоль оси  $[100]_A$  монокристалла  $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$  представлена на рис. 1. Видно, что при нагрузке выше 35 МПа начинается неупругая деформация и происходит изменение формы кристалла, что связано с процессом переориентации мартенситных доменов. Этот процесс в целом сопровождается упрочнением материала, хотя и отмечаются участки спада напряжений. При больших деформациях наблюдается переход к ускоренному росту напряжения, что связано с завершением переориентации мартенситных доменов и



**Рис. 2.** Температурная зависимость реактивных напряжений, достигаемых в защемленных образцах  $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$  при нагреве в результате обратного мартенситного превращения.

переходом к упругой деформации полностью ориентированной мартенситной структуры. Остаточная деформация у всех испытанных образцов составляла  $5.5 \pm 0.1\%$  и являлась полностью обратимой во всех случаях при нагреве образцов в ненагруженном (свободном) состоянии.

Результаты исследования защемленных образцов, т.е. исследования в условиях ограничения возможности их деформации, 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 начавшееся при 340 К обратное мартенситное превращение. Можно отметить линейный участок с постоянной величиной  $\frac{d\sigma}{dT}$  в области температур до 550 К. До этой температуры все изменения деформации образца полностью обратимы. При дальнейшем возрастании температуры наблюдается отклонение от линейного роста, снижение  $\frac{d\sigma}{dT}$ . При темпе-

Сравнение значений коэффициента  $\frac{d\sigma}{dT}$  для кристаллов сплавов Ni–Fe–Ga–(Co)

Состав	Ориентация	Коэффициент $\frac{d\sigma}{dT}$ , МПа/К	Литературная ссылка
Ni <sub>49</sub> Fe <sub>18</sub> Ga <sub>27</sub> Co <sub>6</sub>	[100] <sub>A</sub>	2.72	Настоящая работа
Ni <sub>49</sub> Fe <sub>18</sub> Ga <sub>27</sub> Co <sub>6</sub>	[100] <sub>A</sub>	2.0	[11]
Ni <sub>54</sub> Fe <sub>19</sub> Ga <sub>27</sub>	[100] <sub>A</sub>	2.9	[12]
Ni <sub>54</sub> Fe <sub>19</sub> Ga <sub>27</sub>	[120] <sub>A</sub>	3.1, 1.5*	[13]
Ni <sub>54</sub> Fe <sub>19</sub> Ga <sub>27</sub>	[110] <sub>A</sub>	4.0	[14]
Ni <sub>49</sub> Fe <sub>18</sub> Ga <sub>27</sub> Co <sub>6</sub>	Поликристалл	0.95	[15]

\* В работе наблюдалось два линейных участка на диаграмме напряжение–температура.

ратуре 690 К достигается максимум реактивных напряжений 600 МПа. Затем следует этап их быстрого снижения, вплоть до нуля при 810 К.

Согласно [4], в стесненном по деформации кристалле температура конца обратного мартенситного превращения существенно смещается в область более высоких температур. При этом мартенситная фаза претерпевает существенный перегрев. В работах [11,12] исследовалась температурная зависимость фазового предела упругости в аналогичных монокристаллах Ni<sub>49</sub>Fe<sub>18</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>6</sub> в направлении [100]<sub>A</sub> и Ni<sub>54</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub> в направлении [110]<sub>A</sub> соответственно. В обоих случаях при температурах выше 423 К отмечалась пластическая деформация. В аустенитной фазе (при температурах 875 и 700 К для Ni–Fe–Ga–Co и Ni–Fe–Ga соответственно) напряжение, необходимое для образования мартенсита, превосходило напряжение пластической деформации, что приводило к исчезновению сверхупругости в кристаллах.

Как было показано в [1], снижение уровня реактивных напряжений при высоких температурах связано с диффузионным распадом мартенситной фазы и образованием интерметаллических соединений.

Температурный интервал генерации реактивных напряжений и коэффициент наклона  $\frac{d\sigma}{dT}$  на участке возрастания реактивных напряжений являются важнейшими характеристиками материала с точки зрения использования его в составе привода или двигателя. Сочетание этих факторов определяет максимальное усилие, которое может развить силовой элемент. В таблице приведены значения коэффициента  $\frac{d\sigma}{dT}$  для различных материалов, взятые из работ [11–15]. Температурные

диапазоны из указанных работ не приводятся из-за разницы в экспериментальных процедурах.

Уменьшение величины наклона при легировании системы Ni–Fe–Ga кобальтом может быть вызвано влиянием межфазных напряжений, роль которых рассматривалась в работах [10,16]. В [16] величина межфазных напряжений была рассчитана в рамках теории размытых мартенситных превращений для монокристаллов Ni–Fe–Ga–Co и было установлено, что они приводят к появлению участков разупрочнения на диаграмме деформирования.

В заключение следует отметить, что полученные данные позволяют рассматривать кристаллы сплавов Ni–Fe–Ga–Co как весьма перспективные для применения их в приводах и силовых двигателях на основе ЭПФ. Хотя температурные интервалы генерации реактивных напряжений в монокристаллах Ni–Fe–Ga–Co и Cu–Al–Ni практически не различаются, максимальное значение напряжения в первом в 2 раза выше, фазовый предел упругости несколько ниже. В итоге разница между значениями напряжения, необходимыми для задания деформации ПФ, и максимальным реактивным напряжением  $\sigma$  в Ni–Fe–Ga–Co может быть в 3 раза выше, чем в Cu–Al–Ni.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант РНФ № 16-19-00129).

## Список литературы

- [1] Пульнев С.А., Николаев В.И., Малыгин Г.А., Кузьмин С.Л., Шпейзман В.В., Никаноров С.П. // ЖТФ. 2006. Т. 76. В. 8. С. 42–45.
- [2] Николаев В.И., Пульнев С.А., Малыгин Г.А., Шпейзман В.В., Никаноров С.П. // ФТТ. 2007. Т. 49. В. 10. С. 1791–1796.
- [3] Николаев В.И., Пульнев С.А., Малыгин Г.А., Шпейзман В.В., Никаноров С.П. // ФТТ. 2008. Т. 50. В. 11. С. 2079–2083.
- [4] Егоров В.М., Николаев В.И., Малыгин Г.А., Пульнев С.А. // ЖТФ. 2009. Т. 79. В. 6. С. 87–91.
- [5] Николаев В.И., Аверкин А.И., Егоров В.М., Малыгин Г.А., Пульнев С.А. // ФТТ. 2014. Т. 56. В. 3. С. 508–511.
- [6] Mellor V.G. // The science and technology of shape memory alloys / Ed. V. Torra. Impresrapit, 1987. P. 334.
- [7] Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Платонова Ю.Н. // Письма в ЖТФ. 2015. Т. 41. В. 6. С. 58–66.

- [8] *Pulnev S., Nikolaev V., Priadko A., Rogov A., Vahhi I.* // J. Mater. Eng. Performance. 2011. V. 20. P. 497–499.
- [9] *Priadko A.I., Nikolaev V.I., Pulnev S.A., Stepanov S.I., Rogov A.V., Chikiryaka A.V., Shmakov O.A.* // Mater. Phys. Mech. 2017. V. 32. P. 83–87.
- [10] *Morito H., Fujita A., Oikawa K., Ishida K., Fukamichi K., Kainuma R.* // Appl. Phys. Lett. 2007. V. 90. P. 062505.
- [11] *Panchenko E., Chumlyakov Y., Maier H.J., Timofeeva E., Karaman I.* // Intermetallics. 2010. V. 18. P. 2458–2463.
- [12] *Chumlyakov Y., Kireeva I., Panchenko E., Karaman I., Maier H.J., Timofeeva E.* // J. Alloys Compd. 2013. V. 577. P. S393–S398.
- [13] *Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И., Тагильцев А.И.* // Изв. вузов. Физика. 2014. Т. 57. № 9. С. 105–113.
- [14] *Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Панченко Е.Ю., Тимофеева Е.Е., Победенная З.В., Чусов С.В., Кириллов В.А., Karaman I., Maier H., Cesari E.* // Изв. вузов. Физика. 2008. Т. 51. № 10. С. 19–38.
- [15] *Oikawa K., Saito R., Anzai K., Ishikawa H., Sutou Y., Omori T., Yoshikawa A., Chernenko V.A., Besseghini S., Gambardella A., Kainuma R., Ishida K.* // Mater. Transact. 2009. V. 50. P. 934–937.
- [16] *Nikolaev V., Malygin G., Averkin A., Stepanov S.I., Zograf G.P.* // Mater. Today Proc. 2017. V. 4. P. 4807–4813.