

05.1;05.4

Взрывной характер термоупругой деформации памяти формы в кристаллах сплава Cu–Al–Ni

© В.И. Николаев, П.Н. Якушев, Г.А. Малыгин, А.И. Аверкин,
А.В. Чикиряка, С.А. Пульнев

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург
E-mail: malygin.ga@mail.ioffe.ru

Поступило в Редакцию 27 сентября 2013 г.

Обнаружен и исследован взрывной (burst) характер деформации памяти формы (ПФ) в кристаллах сплава Cu–13.6 wt.% Al–4.0 wt.% Ni. Найдено, что после задания деформации ПФ 8% сжатием кристалла сплава в направлении кристаллографической оси [100] последующий его нагрев на твердом основании с дополнительным грузом 400 g вызывает подскок всей комбинации на высоту 55 mm со скоростью ≈ 1 m/s. В отсутствие груза, как показывает расчет, кристалл весом 0.8 g мог бы (в отсутствие силы трения воздуха) подняться на высоту 27.5 m при скорости отскока от опоры 23 m/s. Обсуждается механизм возникновения столь необычного поведения деформации памяти формы в исследуемом сплаве.

В [1,2] была обнаружена и исследована взрывная (burst) деформация памяти формы (ПФ) в кристаллах ферромагнитного сплава Ni–Fe–Ga–Co. Было найдено, что после задания деформации ПФ сжатием в кристаллографическом направлении [100] при последующем нагреве кристалла наблюдается обычная деформация ПФ при температуре обратного мартенситного перехода при ширине (размытии) перехода $\Delta T_m \approx 4$ K и максимальной скорости восстановления формы кристалла 1.8 μ m/s. Восстановление формы фиксировалось с помощью лазерного интерферометра. В отличие от направления [100] диаграмма сжатия кристалла в кристаллографическом направлении [110] имела нестабильный характер (содержала сбросы напряжения). Нагрев такого помещенного на твердое основание кристалла показал, что реализация деформации ПФ в нем происходит в очень узком температурном интервале ($\Delta T_m \approx 10^{-5}$ K) при температуре на 64 K выше температу-

ры обратного мартенситного перехода. В результате неравновесного, взрывного характера перехода кристалл с дополнительным грузом 400 g подскакивал на высоту 65 mm при скорости отрыва от опоры 1.2 m/s.

Нестабильный характер деформации кристаллов сплава Ni–Fe–Ga–Co при сжатии их в направлении [110] связан, как можно предполагать, с тем, что плоскость (110) является габитусной плоскостью у этого сплава, а также плоскостью двойникования. Из-за низкого значения фактора Шмида переход тетрагональной решетки в орторомбическую начинается в местах концентрации напряжений и носит неоднородный на макроуровне характер, что сопровождается сбросами деформирующего напряжения. Связанные с массивными объемными деформациями локальные напряжения вызывают генерацию дислокаций из дислокационных источников. При последующем нагреве кристалла эти дислокации служат препятствиями для движения межфазных границ. Для преодоления препятствий требуется нагрев кристалла значительно выше температуры равновесного фазового перехода. В результате восстановление формы кристалла протекает нестабильно путем лавинообразного отрыва межфазных границ от препятствий.

Целью данной работы является выяснение вопроса, насколько взрывное восстановление деформации памяти формы имеет общий характер и может ли оно иметь место в других сплавах с эффектом памяти формы.

В качестве исследуемого был выбран сплав Cu–13.6 wt. % Al–4.0 wt. % Ni, близкий по составу в эвтектоидному. Сплавы Cu–Al–Ni такого состава имеют широкий спектр структурных фазовых превращений в зависимости от концентрации атомов Al и Ni, напряжения и температуры [3–6]. Они обладают эффектом памяти формы [7,8] и могут быть изготовлены в виде монокристаллических образцов, что позволяет получать обратимые деформации ПФ от 6 до 15% [6].

Монокристаллические прутки сплава Cu–Al–Ni указанного состава диаметром 5 mm с ориентацией оси в кристаллографическом направлении [100] были выращены методом Степанова путем вытягивания из расплава [9], закалены от температуры 1223 K в воду и отожжены в течение 1 h при температуре 373 K. Из них нарезались цилиндрические образцы высотой $h_0 = 5$ mm, которые подвергались деформации сжатия со скоростью 10^{-4} s^{-1} в испытательной машине Instron 1342 при 293 K.

На рис. 1 приведена диаграмма сжатия σ – ε приготовленного таким образом образца сплава с целью задания ему деформации ПФ $\varepsilon_m \approx 8.5\%$. Обращает на себя внимание, что кривая сжатия содер-

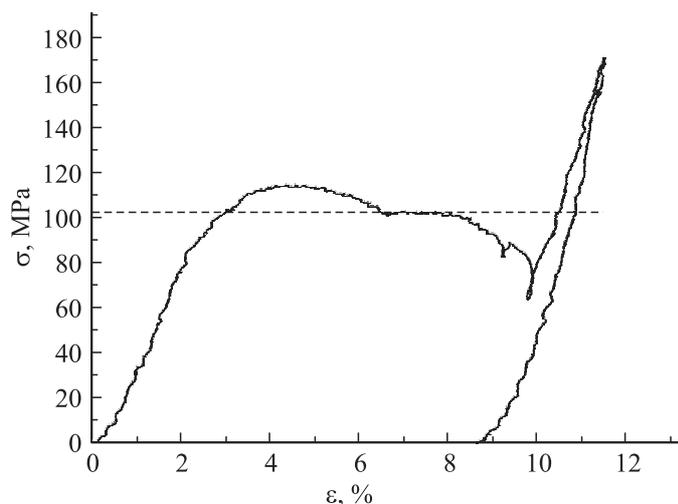


Рис. 1. Диаграмма сжатия кристалла сплава Cu–13.6 wt.% Al–4.0 wt.% Ni вдоль кристаллографической оси [100].

жит два плавных сброса деформирующего напряжения, т.е. имеет нестабильный характер. Пунктир демонстрирует максимальный уровень напряжений при стабильном характере сжатия кристалла. Подъем напряжения над ним при деформациях 3–6%, как можно предполагать, связан с раздвойникованием $\beta'_1(18R)$ мартенсита, а спад напряжения при 7–9% — с образованием $\gamma'_1(2H)$ мартенсита. Такое падение деформирующего напряжения при деформациях 7–8% наблюдалось в [10] в кристаллах сплава Cu–Al–Ni, близкого по составу к исследуемому в данной работе, при сжатии их вдоль кристаллографического направления [100]. В целом характер деформации кристаллов сплава Cu–Al–Ni с ориентацией оси сжатия [100] аналогичен характеру деформации кристаллов сплава Ni–Fe–Ga–Co [1,2] с направлением оси сжатия [110].

На рис. 2 показаны кривые скорости $V = dh/dt$ восстановления формы (высоты) кристалла Cu–Al–Ni, свободно стоящего на твердом основании и нагруженного дополнительным грузом массой $M = 400$ g, при нагреве его со скоростью 2 K/min после задания кристаллу де-

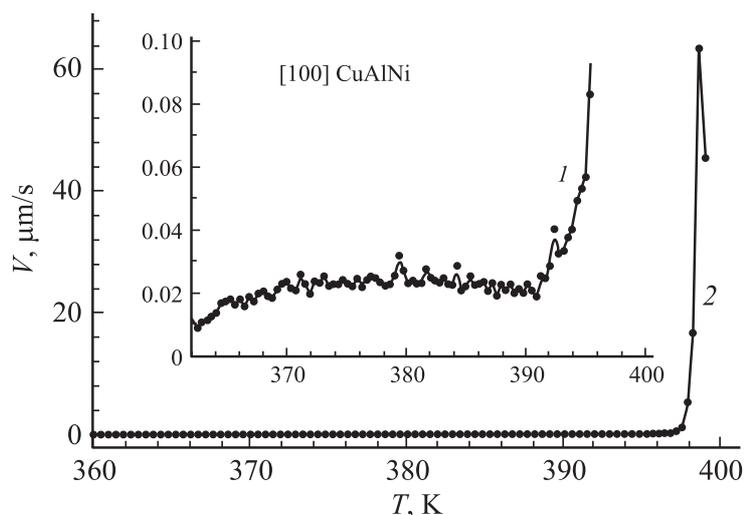


Рис. 2. Зависимость скорости восстановления V формы (высоты) кристалла сплава Cu–Al–Ni от температуры в двух скоростных масштабах (кривые 1 и 2).

формации ПФ 8.5%. Как и в случае сплава Ni–Fe–Ga–Co, скорость восстановления формы определялась с помощью лазерного интерферометра; показана начальная стадия восстановления формы в двух скоростных масштабах (кривые 1 и 2). На рис. 3 приведены данные рис. 2, но в зависимости не от температуры T , а от величины восстанавливаемой деформации ПФ. Видно, что деформация ε , при достижении которой скорость восстановления приобретает взрывной характер, составляет приблизительно 0.4%, т.е. около 5% от полной деформации ПФ 8.5%. Максимальная скорость восстановления формы оценивалась по высоте подскока кристалла с грузом, величина которого $H = 55 \text{ mm}$ была зафиксирована с помощью видеокамеры. Без учета сопротивления воздуха она составляла $V_0 = (2gH)^{1/2} \approx 1 \text{ m/s}$, где g — ускорение силы тяжести. Как показывает оценка, в отсутствие дополнительного груза кристалл массой $m = 0.8 \text{ g}$ мог бы приобрести при нагреве скорость $V'_0 = (1 + M/m)^{1/2}V_0 \approx 23 \text{ m/s}$ и подпрыгнуть на высоту $H' = (1 + M/m)H \approx 27.5 \text{ m}$.

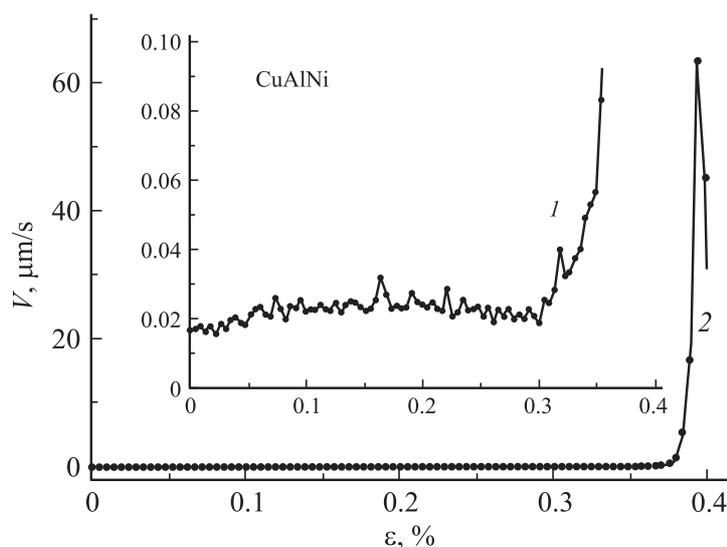


Рис. 3. Зависимость скорости восстановления формы кристалла сплава Cu–Al–Ni от текущего значения деформации памяти формы ε (см. подпись к рис. 2).

Восстановление формы при нагреве исследуемого кристалла сплава Cu–Al–Ni является результатом мартенситной реакции $\gamma'_1 \rightarrow \beta'_1 \rightarrow \beta_1$, обратной реакции $\beta'_1 \rightarrow \gamma'_1$ при сжатии кристалла, где $\beta_1(\text{DO}_3)$ — высокотемпературная фаза. Как показывают результаты калориметрического исследования [10] деформированного сжатием кристалла сплава Cu–Al–Ni, по составу близкого нашему сплаву, при нагреве в нем наблюдается узкий пик тепловыделения вблизи температуры 390 К, обусловленный этой реакцией.

Узкие пики тепловыделения и восстановления формы кристаллов связаны с метастабильным состоянием γ'_1 мартенсита, удерживаемого на препятствиях в виде решеточных дислокаций. При достижении критической температуры нагрева 390–400 К происходит лавинообразный отрыв межфазных границ от препятствий, сопровождаемый образованием зародышей β'_1 мартенсита в виде петель дислокаций превращения. Величина радиуса петель определяет размер зародыша и согласно модели размытых мартенситных переходов [11] может быть

определена по величине максимальной скорости восстановления формы кристалла, т. е. скорости отскока кристалла от твердой опоры [1]

$$V_0 = \frac{\dot{T} \bar{\omega}}{4T_m} \varepsilon_m h_0, \quad (1)$$

где \dot{T} — скорость нагрева, T_m — температура пика восстановления формы кристалла, $\varepsilon_m = 8.5\%$ — деформация ПФ, $\bar{\omega} = \omega q / k T_m$, $\omega = \pi R^2 a$ — объем зародыша новой фазы, R — радиус петли дислокаций превращения, $a \approx 0.25 \text{ nm}$ — смещение атомов сплава при структурной перестройке, $q = 2 \text{ J/g}$ — теплота реакции $\beta'_1 \rightarrow \gamma'_1$ [12], k — постоянная Больцмана. Согласно формуле (1), при $V_0 = 23 \text{ m/s}$ и указанных значениях параметров получаем соответственно оценки: 1) приведенной величины объема зародыша β'_1 фазы $\bar{\omega} = 3 \cdot 10^9$, 2) объема зародыша $\omega \approx 1 \mu\text{m}^3$ и 3) радиуса петли дислокации превращения $R \approx 36 \mu\text{m}$. При равновесном фазовом переходе объем зародышей ($10\text{--}100 \text{ nm}^3$) и радиус петель дислокаций превращений ($3\text{--}10 \text{ nm}$) на много порядков меньше [1,11]. При объеме зародышей $1 \mu\text{m}^3$ размытие перехода по температуре

$$\Delta T_m = 4T_m / \bar{\omega} \approx 5 \cdot 10^{-7} \text{ K} \quad (2)$$

сильно снижается по сравнению с равновесным случаем ($\Delta T_m \approx \approx 4 \text{ K}$ [12]), что и обеспечивает взрывной характер восстановления деформации памяти формы в исследуемом сплаве со скоростью $\dot{\varepsilon}_0 = (\dot{T} / \Delta T_m) \varepsilon_M \approx 6 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ за характерное время $t_m = \Delta T_m / \dot{T} \approx 10^{-5} \text{ s}$.

Таким образом, результаты работы показывают, что взрывной характер восстановления деформации памяти формы может иметь место во всех кристаллах сплавов с памятью формы при возникновении в них в процессе деформации метастабильных мартенситных состояний.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 13-08-01111.

Список литературы

- [1] Николаев В.И., Якушев П.Н., Малыгин Г.А., Пульнев С.А. // Письма в ЖТФ. 2010. Т. 36. В. 19. С. 83–90.
- [2] Nikolaev V.I., Malygin G.A., Pulnev S.A., Yakushev P.N., Egorov V.M. // Mater. Sci. Forum. 2013. V. 738/739. P. 51–55.

- [3] *Сплавы с эффектом памяти формы* / Под ред. А.М. Глезера. М.: Металлургия, 1990. 221 с.
- [4] *Recarte V., Perez-Landazabal J., Rodriguez P.P., Vocanegra E.H., N6 M.L., San Juan J.* // Acta Mater. 2004. V. 52. N 13. P. 3941–3948.
- [5] *Recarte V., Perez-Landazabal J., Ibarra A., N6 M.L., San Juan J.* // Mater. Sci. Eng. A. 2004. V. 378. N 1–2. P. 238–242.
- [6] *Николаев В.И., Пульнев С.А., Малыгин Г.А., Шпейзман В.В., Никаноров С.П.* // ФТТ. 2007. Т. 49. В. 10. С. 1791–1796.
- [7] *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.
- [8] *Егоров В.М., Николаев В.И., Малыгин Г.А., Пульнев С.А.* // ЖТФ. 2009. Т. 79. В. 6. С. 87–91.
- [9] *Antonov P.I., Kurlov V.N.* // Progr. Crystal Growth Charact. Mater. 2002. V. 44. P. 63–123.
- [10] *Picornell C., Pons J., Ceresari E.* // Mater. Sci. Eng. A. 2004. V. 378. N 1–2. P. 222–226.
- [11] *Малыгин Г.А.* // УФН. 2001. Т. 171. В. 2. С. 187–212.
- [12] *Николаев В.И., Аверкин А.И., Егоров В.М., Малыгин Г.А., Пульнев С.А.* // ФТТ. 2014. Т. 56. В. 3. С. 508–511.