

05

Влияние термообработки на деформационные свойства кристаллов сплава $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ при их сжатии вдоль оси [011]

© Г.А. Малыгин, В.И. Николаев[†], В.М. Крымов, А.В. Солдатов

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

[†] E-mail: nikolaev.v@mail.ioffe.ru

Поступило в Редакцию 20 ноября 2019 г.

В окончательной редакции 9 декабря 2019 г.

Принято к публикации 12 декабря 2019 г.

Исследовались диаграммы одноосного сжатия кристаллов сплава $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ в направлении оси [011] в исходных образцах и после их отжига в течение 15 min при температуре 1373 К с последующей закалкой в воду. Установлено, что диаграмма сжатия σ – ε исходного кристалла носит одностадийный характер и имеет один спад напряжения, в то время как у закаленных кристаллов наблюдаются два спада напряжения. Восстановление деформации памяти формы при нагреве деформированных сжатием кристаллов имеет также аномальный (взрывообразный — burst-like) характер. В результате исследования повторяемости взрывообразного характера восстановления деформации памяти формы в серии термомеханических циклов установлено, что в закаленных кристаллах она имеет место. В исходном же кристалле с ростом числа циклов температурный интервал возврата памяти формы увеличивается от 1 до 12 К.

Ключевые слова: деформация памяти формы, термообработка, взрывоподобный характер восстановления деформации.

DOI: 10.21883/PJTF.2020.06.49156.18123

Кристаллы сплавов Ni–Fe–Ga–Co с эффектом памяти формы являются в настоящее время предметом интенсивных исследований в связи с особенностями их деформационного поведения, в том числе и в зависимости от термообработки и ориентации кристаллов относительно направления их сжатия [1–10]. Так, в [1] обнаружено, что диаграмма сжатия кристаллов вдоль оси [011] имеет двухстадийный характер и содержит два аномальных спада напряжения: плавный на первой стадии и резкий на второй, в то время как при сжатии кристалла в направлении оси [100] диаграмма сжатия одностадийна [1,2] и не содержит спадов напряжения. Деформационная анизотропия имеет место и при возврате деформации памяти формы (ПФ). В кристаллах, предварительно сжатых в направлении оси [011], восстановление деформации ПФ при нагреве свободно стоящего на твердой опоре кристалла происходит взрывным (burst-like) образом и занимает аномально узкий интервал температур $\Delta T \approx 10^{-3}$ К [1]. В кристаллах же, деформированных сжатием вдоль оси [100], реализация деформации ПФ происходит плавно в интервале температур порядка 4 К [1]. Интерес к взрывообразному характеру возврата деформации ПФ в рассматриваемых кристаллах обусловлен перспективой увеличения быстродействия различных силовых и сенсорных устройств, использующих сплавы с эффектом памяти формы в качестве рабочих элементов.

До сих пор исследование деформационных свойств кристаллов сплава $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ осуществлялось после их термообработки при 1100–1400 К и закалки

в воду. Цель настоящей работы состоит в уточнении влияния термообработки на скорость восстановления ПФ при обратном мартенситном превращении. Для этого аналогичные опыты по деформации и последующему ее восстановлению проводились как на образцах после термообработки, так и на образцах, ей не подвергавшихся. Исследования включали также серию термомеханических циклов сжатие–последующий нагрев с целью выяснения влияния термообработки на стабильность взрывообразного характера возврата деформации ПФ.

Монокристаллы сплава $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ с ориентацией [011] были получены из расплава методом Чохральского. Из монокристаллических слитков диаметром 7 mm электроискровым способом вырезались образцы длиной 10 mm. Исходные образцы и образцы, закаленные в воду после выдержки в течение 15 min при температуре 1373 К, подвергались одноосному сжатию при 293 К на испытательной машине Instron-1342 со скоростью 10^{-4} s⁻¹ до полной деформации ПФ ($\varepsilon \sim 5\%$). После разгрузки образцы помещались в специальную установку, где при их нагреве выше температуры конца перехода в аустенит происходило восстановление деформации ПФ. С помощью лазерного интерферометра определялась скорость возврата деформации, и записывались температурная и временная зависимости восстановления деформации ПФ. Исходя из данных зависимостей определялись характеристические температуры: температура начала возврата деформации ПФ, а также его температурная ширина ΔT , когда восстановление деформации происходило не взрывообразно.

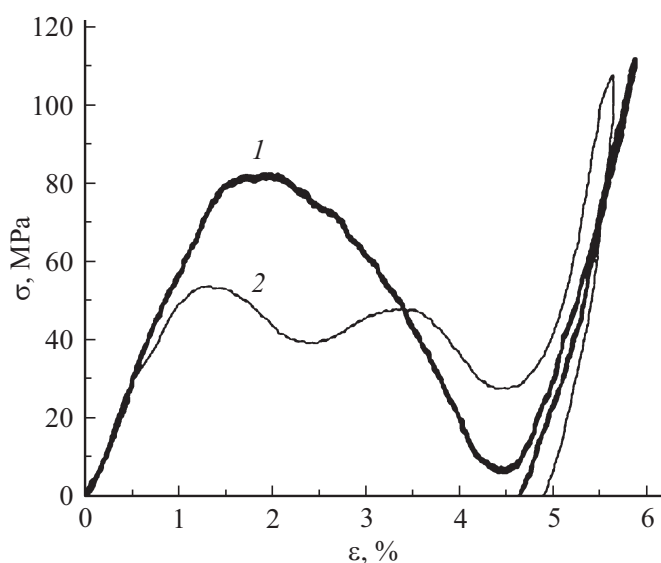


Рис. 1. Диаграммы одноосного сжатия σ – ε кристаллов сплава $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ в направлении кристаллографической оси [011]. 1 — образец без термообработки („as-grown“), 2 — закаленный образец.

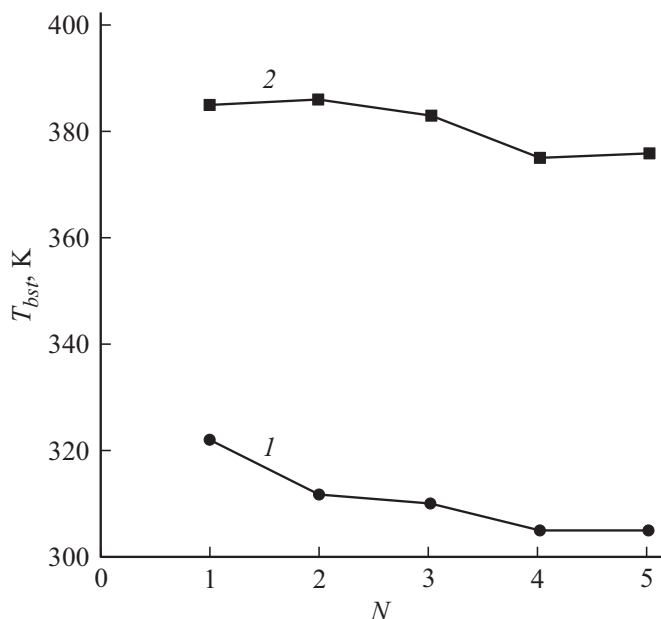


Рис. 2. Зависимость температуры T_{bst} взрывообразного восстановления деформации памяти формы от числа термомеханических циклов N деформация сжатия–нагрев для образцов до (1) и после (2) термообработки.

Чтобы выяснить чувствительность взрывообразного характера восстановления деформации ПФ к термомеханическим циклам сжатие–нагрев, исходные и закаленные образцы подвергались серии повторяющихся опытов из 5 циклов.

Рис. 1 демонстрирует диаграммы сжатия σ – ε кристаллов Ni-Fe-Ga-Co в направлении оси [011] исходных (кривая 1) и закаленных (кривая 2) образцов. Видно, что в обоих случаях кривые σ – ε имеют участки аномального снижения напряжения с ростом деформации, но при этом заметно различаются. Диаграмма исходных образцов содержит один спад напряжения, в то время как на диаграмме закаленного кристалла наблюдаются два спада напряжения, что свидетельствует о ее двухстадийном характере [6]. Видно также, что, несмотря на это, остаточная деформация после разгрузки кристаллов (деформация ПФ) в обоих случаях одинакова и равна $\sim 5\%$. На рис. 2 показано влияние термомеханических циклов сжатие–нагрев кристалла на температуру T_{bst} возврата деформации ПФ в исходных (кривая 1) и закаленных (кривая 2) кристаллах. Наблюдается существенное различие для этих образцов как в величине T_{bst} , так и в ее изменениях от цикла к циклу. В исходных кристаллах с ростом числа циклов T_{bst} заметно снижается, а в закаленных остается примерно постоянной (около ~ 380 К). Более существенную и качественную разницу влияния термомеханических циклов на температурную ширину возврата деформации ПФ демонстрирует рис. 3. В закаленных кристаллах эта ширина не зависит от числа термомеханических циклов, и возврат деформации имеет стабильно взрывной характер. В исходных же кристаллах температурная ширина восстановления деформации ПФ существенно увеличивается с ростом числа циклов, и только возврат деформации в первом цикле происходит взрывообразно.

Двухстадийный характер диаграмм сжатия в направлении оси [011] закаленных кристаллов сплава Ni-Fe-Ga-Co является результатом последовательно протекающих под напряжением мартенситных переходов $L2_1$ – $14M$ и $14M$ – $L1_0$ [9,10]. Согласно [5–7], наличие спадов напряжений на кривой сжатия кристаллов сплава Ni-Fe-Ga-Co связано с нестабильным характером протекания указанных мартенситных превращений. Причиной нестабильности являются межфазные напряжения на границах аустенит $L2_1$ –мартенсит $14M$ и мартенсит $14M$ –мартенсит $L1_0$, где $14M$ — удвойникованный мартенсит $L1_0$. Раздвойникование этого мартенсита сопровождается возникновением межфазных напряжений, близких к 90 МПа [6], и вызывает второй (резкий) спад напряжений на диаграмме сжатия кристалла сплава Ni-Fe-Ga-Co [5]. Образование мартенсита $14M$ сопровождается меньшим уровнем напряжений (~ 30 МПа), ими обусловлен первый (плавный) спад напряжений. По величине каждый из этих спадов соответствует примерно половине полной деформации ПФ. Из приведенных на рис. 1 данных видно, что в исходном (незакаленном) кристалле сплава Ni-Fe-Ga-Co имеется только один большой спад деформирующего напряжения, сопровождаемый полной деформацией превращения $\sim 5\%$. Это означает, что мартенситный переход в этом кристалле происходит в

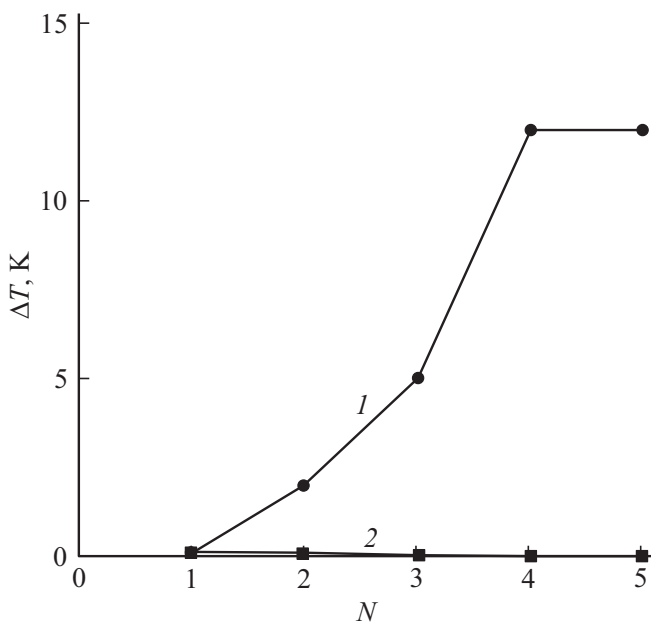


Рис. 3. Зависимость температурного интервала ΔT восстановления деформации памяти формы от числа термомеханических циклов N деформация сжатия–нагрев для образцов до (1) и после (2) термообработки.

один этап и неупорядоченный сплав $B2$ переходит в структуру $L1_0$, что, согласно [8], объясняет высокий уровень напряжений (~ 80 МПа) начала мартенситного превращения в этом кристалле при его сжатии как в направлении $[001]$ [3,7], так и в направлении $[011]$ (рис. 1).

Другой особенностью деформационного поведения исходных кристаллов сплава $Ni-Fe-Ga-Co$ является нестабильность их поведения при термомеханических циклах сжатие–нагрев (рис. 1 и 2). Видно, что в незакаленных кристаллах первый цикл сжатие–нагрев сопровождается мгновенным восстановлением деформации ПФ (рис. 2, кривая 1). В следующем цикле возврат деформации ПФ происходит в температурном интервале $\Delta T = 2$ К и при меньшей температуре, хотя и сопровождается эмиссией звука (щелчком), указывающей на массивный характер образования мартенсита $L1_0$. Последующие циклы увеличивают этот температурный интервал и уменьшают температуру восстановления деформации ПФ (рис. 2, кривая 1). Согласно интерференционным спектрам, возврат деформации во время этих циклов происходит малыми дискретными скачками. Предварительный анализ в рамках теории размытых мартенситных переходов [5–7] показывает, что причиной такого нестабильного деформационного поведения исходных кристаллов в серии термомеханических циклов может быть частичная релаксация межфазных напряжений в результате образования решеточных дислокаций при высоком уровне напряжений образования мартенсита $L1_0$ (рис. 1, кривая 1). Согласно [5–7],

величина межфазных напряжений выше критического значения определяет взрывообразный характер восстановления деформации ПФ и мартенситных переходов $L2_1-L1_0$ и $B2-L1_0$. Снижение межфазных напряжений в результате их пластической релаксации ниже этого критического значения делает переход $B2-L1_0$ плавным и нестабильным из-за накопления в кристалле решеточных дислокаций с ростом числа термомеханических циклов. В закаленных кристаллах сплава образование модулированного варианта $14M$ мартенсита $L1_0$ значительно снижает уровень напряжений начала мартенситного перехода (рис. 1, кривая 2). Это устраняет образование решеточных дислокаций и способствует стабильному деформационному поведению закаленных кристаллов в условиях роста числа термомеханических циклов сжатие–нагрев.

Таким образом, показано, что термообработка оказывает влияние как на диаграммы деформации кристаллов $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$, так и на характер восстановления деформации памяти формы в них. Без термообработки в выращенных кристаллах не было стабильной повторяемости эффекта взрывообразного восстановления деформации.

Финансирование работы

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

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

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] Ozdemir N., Karaman I., Mara N.A., Chumlyakov Yu., Karaca H.E. // Acta Mater. 2012. V. 60. N 16. P. 5670–5685.
- [3] Vetoshkina N., Panchenko E., Timofeeva E., Chumlyakov Yu., Surikov N., Osipovich K., Maier H. // Mater. Today Proc. 2017. V. 4. N 3. P. 4797–4801.
- [4] Panchenko E.Yu., Timofeeva E.E., Larchenkova N.G., Chumlyakov Yu.I., Tagiltsev A.I., Maier H.J., Gerstein G. // Mater. Sci. Eng. A. 2017. V. 706. P. 95–103.
- [5] Николаев В.И., Якушев П.Н., Малыгин Г.А., Аверкин А.И., Пульнев С.А., Зограф Г.П., Кустов С.Б., Чумляков Ю.И. // Письма в ЖТФ. 2016. Т. 42. В. 8. С. 18–26.
- [6] Малыгин Г.А., Николаев В.И., Крымов В.М., Пульнев С.А., Степанов С.И. // ЖТФ. 2019. Т. 89. В. 6. С. 873–881.
- [7] Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Ветошкина Н.Г., Чумляков Ю.И., Тагильцев А.И., Ефтимеева А.С., Маier Н. // Изв. вузов. Физика. 2016. Т. 59. № 8. С. 114–122.

- [8] Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И., Maier H. // Изв. вузов. Физика. 2011. Т. 54. № 12. С. 116–118.
- [9] Hu Q., Yang L., Zhou Z., Huang Y., Li Ju., Li Ji. // Met. Mater. Trans. A. 2017. V. 48. N 6. P. 2675–2681.
- [10] Zhao D., Xiao F., Nie Z., Cong D., Sun W., Liu J. // Scripta Mater. 2018. V. 149. P. 6–10.