

05.4

Особенности деформации монокристаллов Ni–Fe–Ga–Co, выращенных из расплава методом Степанова

© Г.А. Малыгин¹, Б.И. Левандовский², Р.Б. Тимашов¹, В.М. Крымов¹, В.И. Николаев^{1,¶}¹ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия² Худжандский политехнический институт Таджикского технического университета им. М.С. Осими, Худжанд, Таджикистан

¶ E-mail: nikolaev.v@mail.ioffe.ru

Поступило в Редакцию 19 марта 2020 г.

В окончательной редакции 19 марта 2020 г.

Принято к публикации 2 апреля 2020 г.

Исследовалось влияние термомеханических циклов (сжатие вдоль направления [011]–возврат деформации памяти формы при нагреве кристалла) на вид и характеристики диаграмм сжатия кристаллов сплава $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$, не подвергнутых после роста высокотемпературному отжигу и закалке в воду. Найдено, что в течение первых девяти циклов эти характеристики непостоянны. Начиная с десятого термомеханического цикла они становятся стабильными, а кристаллы по деформационным свойствам становятся аналогичными закаленным кристаллам этого сплава. Это означает, что в процессе термомеханического циклирования происходит диспергирование антифазных нанодоменов дислокациями, в результате чего неупорядоченная B_2 -структура кристалла превращается в упорядоченную $L2_1$ -структуру, характерную для закаленных кристаллов.

Ключевые слова: диаграмма сжатия кристалла, деформация памяти формы, упорядоченная и неупорядоченная структура сплава.

DOI: 10.21883/PJTF.2020.14.49656.18294

Известно, что особенностью деформации закаленных после отжига при температурах 1300–1400 К кристаллов сплава $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ является наличие на диаграммах их сжатия в направлении [011] двух спадов деформирующего напряжения, а также взрывообразный характер восстановления деформации памяти формы (ПФ) [1,2]. Закаленные кристаллы отличаются стабильностью своего деформационного поведения при термомеханических циклах сжатие–возврат деформации ПФ при нагреве деформированного образца [1]. Диаграммы сжатия не подвергавшихся закалке кристаллов содержат лишь один спад деформирующего напряжения. Напряжение начала этого спада вдвое превышает напряжение начала первого спада на диаграмме сжатия закаленного образца. Восстановление деформации ПФ у незакаленных образцов происходит плавно и с ростом числа термомеханических циклов занимает все более широкий температурный интервал [1].

Цель настоящей работы состоит в выявлении особенностей деформационного поведения кристаллов сплава $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ в незакаленном после роста состоянии. Представляет интерес изучение стабильности их свойств при термомеханических циклах сжатие–нагрев деформированного образца. По сравнению с предыдущим нашим исследованием [1] число циклов сжатие–нагрев увеличено с 5 до 15, что позволило обнаружить неотмеченные ранее особенности деформационного поведения рассматриваемых кристаллов. Эксперименты на сжатие вдоль направления [011] осуществлялись при температуре 293 К на полирован-

ных образцах сечением 1.7×2 мм и высотой 3.6 мм, вырезанных электроискровым способом из монокристалльных заготовок, выращенных методом Степанова. Кристаллы при вырезке были ориентированы рентгеновским методом так, что длинная грань соответствовала направлению [011], в котором образцы испытывались одноосным сжатием. Во всех циклах сжатия задаваемая деформация ПФ соответствовала полной деформации превращения $\sim 5\%$.

Рис. 1 демонстрирует две из пятнадцати диаграмм сжатия кристаллов исследуемого сплава. Показаны диаграммы сжатия кристаллов в первом (кривая 1) и тринадцатом (кривая 2) термомеханических циклах. Обращает на себя внимание то, что на обеих диаграммах на всем их протяжении имеется лишь один спад деформирующего напряжения, при этом величина напряжений в первом термомеханическом цикле примерно вдвое превышает их величину в тринадцатом цикле. Рис. 2 показывает зависимость напряжений, соответствующих максимуму (кривая 1) и минимуму (кривая 2) на диаграммах сжатия, от числа термомеханических циклов N . Из приведенных на рис. 2 данных видно, что начиная с девятого цикла наблюдается стабилизация деформационного поведения кристаллов сплава Ni–Fe–Ga–Co при термомеханических циклах сжатие–нагрев. В отличие от большого разброса величин напряжений σ_1 и σ_2 в первые восемь циклов их значения в последующих циклах стабилизируются и перестают зависеть от их числа. Одновременно с этим, как показывает эксперимент, начиная с десятого цикла восстановление деформации

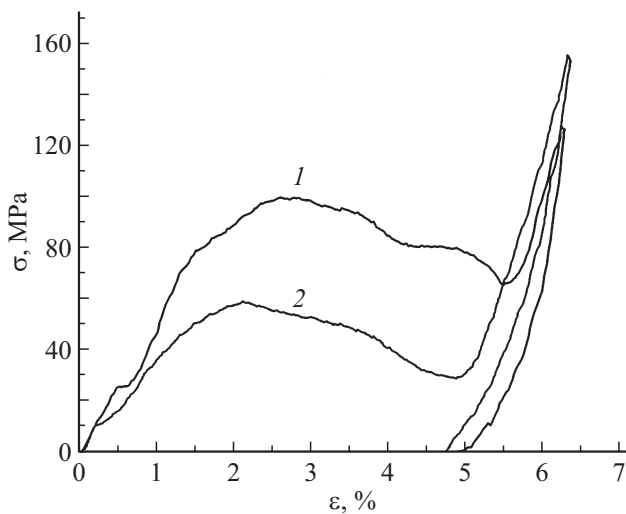


Рис. 1. Диаграммы сжатия вдоль направления [011] не подвергнутых высокотемпературному отжигу кристаллов сплава $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ после первого (1) и тринадцатого (2) термомеханических циклов сжатие–возврат деформации ПФ.

ПФ приобретает хорошо выраженный взрывообразный характер, что ранее считалось присущим только закаленным от высоких температур кристаллам этого сплава.

В [1] данный эффект не наблюдался из-за меньшего количества испытаний: в первом цикле имел место скачкообразный возврат деформации ПФ у незакаленного кристалла, а все последующие циклы сжатие–нагрев сопровождались плавным восстановлением этой деформации, причем восстановление занимало все более широкий температурный интервал. Указанный результат был объяснен тем, что напряжение начала мартенситной деформации у незакаленных кристаллов значительно превосходит это напряжение у закаленных [1]. В результате в незакаленном кристалле возможно образование решеточных дефектов (дислокаций), что может вызвать частичную релаксацию межфазных (мартенсит–аустенит) напряжений. Это снижает величину межфазных напряжений ниже критического значения, необходимого для начала скачкообразного восстановления деформации ПФ [2].

Об уровне межфазных напряжений, наблюдаемых в настоящей работе, и их зависимости от числа термомеханических циклов можно судить по разнице напряжений, соответствующих максимальному и минимальному значениям на диаграммах сжатия (рис. 2). Их разница $\Delta\sigma = \sigma_1 - \sigma_2$ показана на рис. 3. Видно, что наблюдается сильный разброс величин межфазных напряжений в первые несколько термомеханических циклов, но начиная с десятого цикла наступает стабилизация напряжений и намечается тенденция к их снижению при дальнейшем росте числа циклов.

Таким образом, новые данные о деформационном поведении при сжатии и возврате деформации ПФ в незакаленных после роста кристаллах сплава Ni-Fe-Ga-Co

дополняют полученные ранее в [1]. В совокупности они требуют ответа на следующие вопросы. Почему напряжение начала мартенситной деформации для незакаленных кристаллов существенно выше, чем для закаленных? Почему в процессе термомеханических циклов эти напряжения снижаются до уровня напряжений, характерных для закаленных кристаллов? И наконец, почему после десятого термомеханического цикла наступает стабилизация деформационного поведения незакаленного кристалла, а возврат деформации ПФ приобретает, как и в закаленном кристалле, взрывообразный характер при температурах 308–328 К. В настоящей работе мы обсудим эти вопросы лишь с качественной стороны, пользуясь имеющимися в литературе данными о структуре исследуемого сплава и подобных ему сплавов [3–5].

Характерной особенностью неотожженных при высокой температуре кристаллов ряда сплавов, таких как Co-Ti [3], Ni-Fe-Ga [4] и Ni-Fe-Ga-Co [5], является неупорядоченная B_2 -структура, содержащая, как показывает электронно-микроскопическое исследование [3], дисперсные антифазные домены размером 10–40 нм. Их наличие увеличивает напряжение начала мартенситной деформации незакаленного кристалла. Это напряжение значительно снижается при отжиге кристалла при температуре выше 1000 К [3], а структура кристалла после высокотемпературного отжига и закалки становится упорядоченной L_{21} -структурой. Под напряжением она превращается в двойникованную $14M/10M$ - или раздвойникованную L_{10} -мартенситную структуру. Поэтому естественно предположить, что в нашем случае в процессе механических циклов сжатия неотожженного после роста кристалла сплава Ni-Fe-Ga-Co в нем происходил постепенный переход неупорядоченной B_2 -структуры в упорядоченную L_{21} -структуру. Поскольку напряжение начала мартенситной деформации кристалла

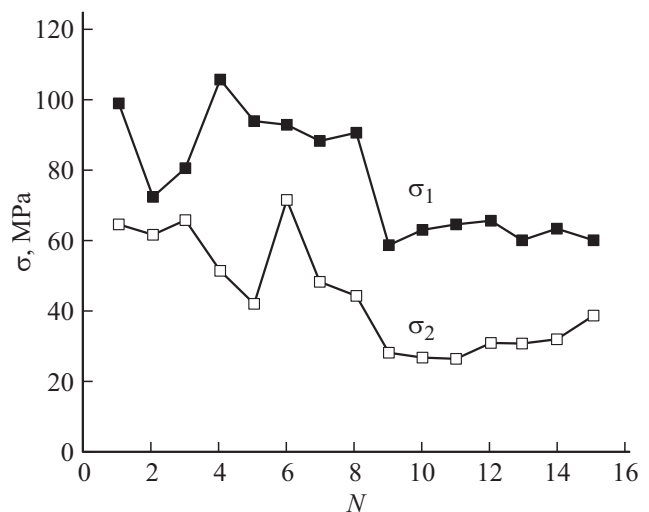


Рис. 2. Зависимость напряжений, соответствующих максимальному σ_1 (1) и минимальному σ_2 (2) значениям на диаграммах сжатия кристаллов сплава $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ (рис. 1), от числа термомеханических циклов N .

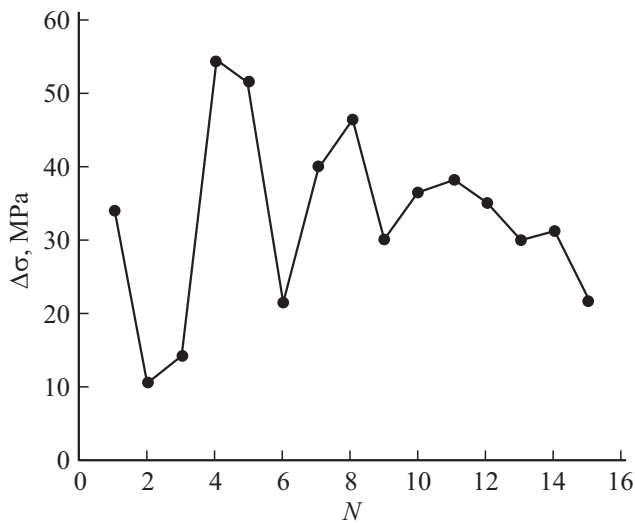


Рис. 3. Разница напряжений $\Delta\sigma = \sigma_1 - \sigma_2$, соответствующих максимуму и минимуму на диаграммах сжатия кристаллов сплава $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ (рис. 2), в зависимости от числа термомеханических циклов.

снижается при этом практически вдвое (рис. 1), логично предположить, что циклы сжатия кристалла способствуют диспергированию антифазных доменов путем их многократного перерезания дислокациями скольжения. В результате после десяти термомеханических циклов B_2 -структура кристалла превращается в $L2_1$ -структуру, такую же, как и в закаленном кристалле, и обладающую всеми его деформационными свойствами: стабильностью при циклическом характере деформации, а при наличии межфазных напряжений — стабильностью взрывообразного характера восстановления деформации ПФ. Наличие одного спада деформирующего напряжения на диаграммах сжатия кристаллов как с B_2 -, так и с $L2_1$ -структурой свидетельствует об одностадийном ($B_2/L2_1 \rightarrow L1_0$) характере мартенситных переходов в сплаве, что подтверждает и калориметрический анализ кристалла с B_2 -структурой [6].

Таким образом, в работе впервые показано, что в отношении диаграмм нагружения и кинетики возврата деформации циклическое термомеханическое воздействие в кристаллах $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$, испытанных в структурном состоянии сразу после роста, является фактически тренировкой образца. Такая тренировка приводит к результату, аналогичному тому, что дает традиционная (высокотемпературный отжиг плюс закалка в воду) термообработка этих кристаллов после их роста.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] Малыгин Г.А., Николаев В.И., Крымов Б.М., Солдатов А.В. // Письма в ЖТФ. 2020. Т. 46. В. 6. С. 7–10. DOI: 10.21883/PJTF.2020.06.49156.18123
- [2] Малыгин Г.А., Николаев В.И., Крымов Б.М., Пульнев С.А., Степанов С.И. // ЖТФ. 2019. Т. 89. В. 6. С. 873–881. DOI: 10.21883/JTF.2019.06.47634.356-18
- [3] Kawai H., Kaneno H., Yoshida M., Takasugi T. // Intermetallics. 2003. V. 11. N 5. P. 467–473. [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(03\)00026-8](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(03)00026-8)
- [4] Omori T., Kamiya N., Sutou Y., Oikawa K., Kainuma R., Ishida K. // Mater. Sci. Eng. A. 2004. V. 378. N 1/2. P. 403–408. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.366>
- [5] Timofeeva E.E., Panchenko E.Yu., Vetoshkina N.G., Chumlyakov Yu.I., Tagiltsev A.I., Eftijeva A.S., Maier H. // Rus. Phys. J. 2016. V. 59. N 8. P. 1251–1260. <https://doi.org/10.1007/s11182-016-0899-0>
- [6] Nikolaev V.I., Stepanov S.I., Yakushev P.N., Krymov V.M., Kustov S.B. // Intermetallics. 2020. V. 119. P. 106709. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2020.106709>