

ВЛИЯНИЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА МАГНИТОТЕПЛОВЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА

А.Ю. Карпенков¹, П.А. Ракунов¹, И.И. Мусабилов², Г.Г. Дунаева¹

¹ФГБОУ ВО «Тверской государственный университет»

170100, Россия, Тверь, ул. Желябова, 33

²ФГБУН «Институт проблем сверхпластичности металлов

Российской академии наук»

450001, Россия, Уфа, ул. Ст. Халтурина, 39

Karpenkov.AY@tversu.ru

DOI: 10.26456/pcascnn/2022.14.149

Аннотация: В настоящей работе представлены результаты комплексных исследований влияния деформации, полученной методом всесторонней изотермическойковки, на магнитокалорические свойства сплава Гейслера на основе *Ni-Mn-Ga*. Прямые измерения адиабатического изменения температуры показали, что в результате циклирования образца в магнитном поле $\mu_0\Delta H=1,85$ Тл, $\Delta T_{ad}(T)_{0\rightarrow H}$ может уменьшаться на величину, соответствующую необратимому изменению температуры на этапе первого цикла намагничивания, связанному с выделением скрытой теплоты перехода. Пренебрежение этим эффектом приводит к завышенной оценке магнитокалорического эффекта материалов с переходом первого рода. Анализ влияния деформационной обработки на температуры фазовых превращений и величину магнитокалорического эффекта указывает на то, что применение всесторонней изотермическойковки к исходному составу привело к незначительному уменьшению намагниченности, а следовательно и величины магнитокалорического эффекта, а также смещению температуры фазового перехода в сторону низких температур и уменьшению ширины температурного гистерезиса на температурных зависимостях магнитных свойств, измеренных в процессе нагревания и охлаждения образца.

Ключевые слова: сплавы Гейслера, всесторонняя изотермическаяковка, магнитокалорический эффект, магнитоструктурный фазовый переход.

1. Введение

При намагничивании большинства магнитных материалов их температура увеличивается, а при размагничивании – уменьшается. Это явление известно как магнитокалорический эффект (МКЭ). Впервые магнитное охлаждение на основе МКЭ было применено в физике путем работы с парамагнитными солями для достижения низких температур. Открытие соединений, таких как $Gd_5Si_{4-x}Ge_x$, $LaFe_{13-x}Si_xH$ и $MnFeP(As, Ge)$, обладающих гигантским магнитокалорическим эффектом, наблюдаемым при температурах вблизи комнатной, привело к разработке магнитных охлаждающих устройств, работающих при температурах близких к условиям окружающей среды. Магнитные сплавы типа Гейслера с памятью формы на основе *Ni-Mn(In, Sn, Sb)* были предложены в качестве твердотельных энергоэффективных хладагентов благодаря их особенной характеристике – переходу первого рода [1, 2].

Материалы с гигантским МКЭ обладают сильной связью между кристаллографической структурой и магнетизмом, благодаря чему магнитное поле может индуцировать одновременное изменение магнитной энтропии и энтропии решетки. Например, в некоторых сплавах Гейслера на основе $Ni-Mn$ наблюдается обратный МКЭ, т.е. эти материалы охлаждаются при намагничивании и нагреваются при размагничивании. Данное поведение связано со структурным переходом из парамагнитной/антиферромагнитной мартенситной фазы в ферромагнитную аустенитную фазу при приложении магнитного поля. Поскольку абсолютная величина поглощения тепла из-за структурного перехода превышает величину тепловыделения, возникающего в результате изменения магнитной подсистемы, чистая температура уменьшается при намагничивании.

Существенными недостатками перехода первого рода являются тепловые и магнитные гистерезисы, которые резко снижают циклический магнитокалорический отклик [3-6]. Преодоление или обход этих недостатков поможет исследователям и инженерам достичь полностью обратимых адиабатических изменений температуры, близких к физическим пределам материала в слабых магнитных полях.

Хрупкость сплавов Гейслера и их склонность к разрушению после многочисленных термоциклирований, что неизбежно при работе в качестве рабочего тела магнитного теплового насоса, является еще одним из главных недостатков исследуемых сплавов. Для решения этой проблемы к сплавам могут быть применены различные методы термомеханической обработки (ТМО) таких как прокатка, пластическая деформация кручением и всесторонняя изотермическая ковка (ВИК) [7-9]. Помимо этого приложение внешнего давления может изменить температуру и ширину фазового перехода, а также вызвать усиление магнитокалорических свойств [10-11].

Для сплавов на основе $Ni-Mn$ в большинстве предыдущих работ методом косвенных расчетов на основе соотношений Максвелла обнаружены высокие значения изотермического изменения энтропии ΔS 7-13 Дж кг⁻¹К⁻¹ при изменении поля $\mu_0\Delta H = 2$ Т [1, 2]. Однако сообщений о прямом измерении адиабатического изменения температуры ΔT_{ad} , которое позволяет проводить прямую и недвусмысленную оценку МКЭ, а так же влияние деформационной обработки на магнитотепловые свойства этих сплавов, практически отсутствуют. В работе представлены результаты прямых исследований магнитокалорических свойств поликристаллического сплава $Ni_{56,2}Mn_{18,8}Ga_{23,3}Si_{1,8}$ в исходном литом состоянии и после многократной всесторонней изотермической ковки.

2. Объекты и методы исследования

Исходный сплав был получен методом аргонно-дуговой плавки из металлов высокой чистоты в лаборатории Института проблем сверхпластичности металлов (ИПСМ) РАН (г. Уфа). Дальнейшее переправление слитка методом вакуумно-индукционной переплавки (ВИП) способствовало, за счет меньшей скорости роста кристаллов, формированию более равноосной микроструктуры зерен. Комбинированная деформационная обработка переплавленного слитка цилиндрической формы осуществлялась методом всесторонней изотермическойковки (ВИК), разработанной в ИПСМ РАН. Данная методика позволяла подавить локализацию деформации в участках с рекристаллизованной микроструктурой и поэтапно уменьшать размер зерен вплоть до наноструктурного уровня [13]. Ковку сплава выполняли на машине сложного нагружения Schenck Trebel RMC 100. Поэтапные осадки заготовки на 35–40% выполняли при температуре 700°C и скорости деформации 0,2 мм/мин. Общая истинная степень деформации составила 3,19 [13].

Исследования процессов перемагничивания, а также измерение магнитных характеристик объектов исследования были проведены в открытой магнитной цепи методом вибрационного магнитометра.

Прямые измерения магнитокалорического эффекта были проведены на уникальной измерительной установке, позволяющей проводить измерения в широком диапазоне температур от 77 до 600 К [14]. В качестве источника магнитного поля была взята система из постоянных магнитов, состоящая из двух концентрически расположенных магнитных цилиндров, каждый из которых построен по принципу дипольной Хальбах-структуры (производитель – фирма AMT&Co). Максимальное поле в зазоре магнитной системы составляет $\mu_0\Delta H = 1,85$ Тл, регистрация которого осуществлялась при помощи закрепленного датчика Холла. Для реализации адиабатических условий измерения магнитное поле изменялось со скоростью 1 Тл/с. Образец крепился на держателе, расположенном на конце измерительной вставки. Поверх держателя помещался нагреватель, плотное прилегание которого обеспечивает высокую скорость передачи тепла, после чего вставка помещалась в криостат. Во время измерения образец располагается в области максимального магнитного поля, направленного вдоль образца – это позволяет не учитывать влияние фактора размагничивания на величину магнитокалорического эффекта. Образцы представляли собой плоскопараллельные пластинки линейными размерами 3x3 мм и толщиной 1-2 мм. Температура образца и нагревателя контролируется с точностью $\pm 0,01$ К дифференциальными термопарами медь-константан,

закрепленными на образце и держателе при помощи теплопроводящей эпоксидной смолы. Чтобы пренебречь тепловым обменом между образцом и окружающей средой, образец помещался в пассивный адиабатический экран из пирогеля, кроме этого, во вставке создавался высокий вакуум 10^{-7} мбар. Измерения температурного отклика проводились в заданных точках в режимах нагрева и охлаждения. Разработанная методика позволяет проводить измерения полевых и температурных зависимостей МКЭ. Чтобы избежать влияния термической истории на МКЭ [1, 2], каждый образец измерялся по следующему температурному протоколу:

- (для кривой нагревания) нагрев выше полностью аустенитного состояния → охлаждение до полностью мартенситного состояния → нагрев до желаемой температуры → измерение;
- (для кривой охлаждения) охлаждение до полностью мартенситного состояния → нагрев выше полностью аустенитного состояния → охлаждение до желаемой температуры → измерение.

Для исследования влияния циклирования магнитного поля на величину МКЭ при достижении каждой точки измерения магнитное поле прикладывалось по следующему режиму:

1. «Первый цикл». При достижении заданной температуры образца фиксировался электрический ток, протекающий через нагреватель, и постепенно прикладывалось магнитное поле до 1,85 Тл с последующим уменьшением до нуля. Затем прикладывалось отрицательное поле до -1,85 Тл, после чего оно снова сбавлялось до нуля. $\Delta T_{ad}(H)$ измеряли во время всего удвоенного цикла намагничивания-размагничивания ($\mu_0\Delta H = 0 \rightarrow 1,85 \rightarrow 0 \rightarrow -1,85 \rightarrow 0$ Тл).

2. «Второй цикл». После завершения предыдущего цикла измерения $\Delta T_{ad}(H)$ происходил второй цикл измерения. В этом режиме $\Delta T_{ad}(H)$ измерялось после во время второго удвоенного цикла намагничивания-размагничивания ($\mu_0\Delta H = 0 \rightarrow 1,85 \rightarrow 0 \rightarrow -1,85 \rightarrow 0$ Тл). Данный режим был выбран, чтобы приблизить условия измерения к режиму работы магнитных тепловых машин. Необходимо отметить, что начальная температура во время каждого последующего цикла после первого может отличаться из-за влияния теплового гистерезиса.

3. Экспериментальные результаты и обсуждение

На рис. 1 а, б представлены температурные зависимости адиабатического изменения температуры для исходного и деформированного образцов сплава $Ni_{56,2}Mn_{18,8}Ga_{23,2}Si_{1,8}$ в режимах нагрева и охлаждения.

Зависимости $\Delta T_{ad}(T)$ для исходного образца, измеренные в режиме

возврата к начальному состоянию, демонстрируют пик с максимальным значением 0,75 К при 349 К в режиме нагрева и 0,88 К при 339 К в режиме охлаждения. Для деформированного образца максимальные значения $\Delta T_{ad}(T)$ составили 0,65 К при температуре 337 К и 0,83 К при температуре 329 К в режимах нагрева и охлаждения соответственно. Температурный гистерезис в пиковых значениях $\Delta T_{ad}(T)$ обусловлен характером магнитоструктурного фазового перехода первого порядка и вызван выделением скрытой теплоты превращения во время экзотермического процесса превращения аустенит \rightarrow мартенсит.

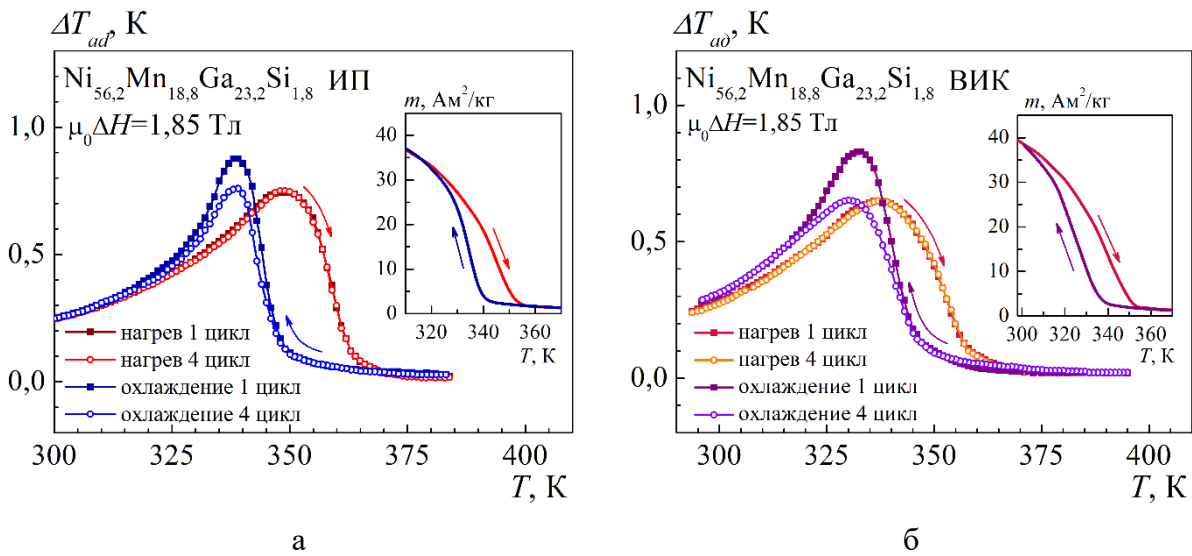


Рис. 1. Полевые зависимости $\Delta T_{ad}(T)$ для сплавов $Ni_{56,2}Mn_{18,8}Ga_{23,2}Si_{1,8}$: а – исходный сплав, б – сплав после деформации методом ВИК. Вставки – температурные зависимости намагниченности.

Для практического применения материала в качестве рабочего тела помимо величины пикового значения МКЭ важна ширина максимума на температурных зависимостях $\Delta T_{ad}(T)$. Из измеренных кривых видно, что ширина максимумов при нагревании значительно больше чем при охлаждении. Данное поведение объясняется ходом кривых намагниченности, представленных на вставках к рис. 1 а, б. Известно, что величина магнитокалорического эффекта прямо пропорциональна производной намагниченности по температуре (см. уравнение 1)

$$\Delta T_{ad}(T)_{\Delta H, P} = - \int_{H_1}^{H_2} \left(\frac{T}{C(T, H)} \times \frac{\partial M(T, H)}{\partial T} \right)_{H, P} dH. \quad (1)$$

Поскольку зависимости $m(T)$ при нагревании и охлаждении имеют разный наклон, то следует ожидать и различие в ширине пиков на зависимостях $\Delta T_{ad}(T)$.

Наиболее интересным является исследование величины

температурного отклика исследуемых образцов при первоначальном и многократном приложении магнитного поля. Из кривых $\Delta T_{ad}(T)$ на рис. 1 а,б хорошо видно, что величина ΔT_{ad} в режиме нагрева, полученная при первом приложении магнитного поля, хорошо согласуется с ΔT_{ad} , измеренной при циклировании поля. Однако при первом приложении поля в режиме охлаждения величина ΔT_{ad} имеет максимальное значение выше, чем при циклировании.

Для объяснения данного эффекта необходимо обратиться к полевым зависимостям $\Delta T_{ad}(H)$ представленным на рис. 2 а,б и 3 а,б. В режиме нагрева (см. рис. 2 а и 3 а) зависимости $\Delta T_{ad}(H)$ как для первого приложения поля, так и при циклировании поля имеют схожую форму и демонстрируют почти одинаковую максимальную величину. Можно сделать вывод, что при нагревании не возникает существенной разницы в ΔT_{ad} между первым и последующим приложением магнитного поля. С другой стороны, в режиме охлаждения (см. рис. 2 б и 3 б) при первом приложении магнитного поля до $\mu_0 H = 1,85$ Тл с последующим уменьшением до нуля происходит необратимый нагрев образца, особенно при температурах близких к температуре фазового перехода. После того, как поле было приложено во второй раз до $\mu_0 H = 1,85$ Тл, температура образца возвращается к температуре, при которой было начато второе намагничивание. Это означает, что необратимый нагрев происходит только при первом приложении магнитного поля. Во время последующих циклов намагничивания/размагничивания также не наблюдается необратимого изменения температуры. В результате происходит уменьшение ΔT_{ad} , соответствующее величине необратимого изменения температуры на этапе первого цикла, связанного с выделением скрытой теплоты перехода.

Таким образом изменения температуры индуцированные полем, измеренные при нагревании (рис. 1 а, б, красные и оранжевые кривые соответственно) можно рассматривать как процессы исходящие исключительно от магнитной подсистемы [12]. В процессе охлаждения образца приложение магнитного поля частично переводит парамагнитную аустенитную фазу в ферромагнитную мартенситную, что сопровождается выделением скрытого тепла. В связи с этим пик на зависимости $\Delta T_{ad}(T)$, измеренный при охлаждении, значительно выше, чем при нагревании.

Термодинамическое рассмотрение указывает на то, что при температурах ниже температуры существования аустенитной фазы вклад структурной подсистемы в ΔT_{ad} будет необратимым, поскольку при этих температурах индуцированная магнитным полем мартенситная фаза

является стабильной. При удалении магнитного поля ферромагнитная мартенситная фаза не переходит в парамагнитную аустенитную, что приводит к уменьшению ΔT_{ad} при циклическом приложении магнитного поля.

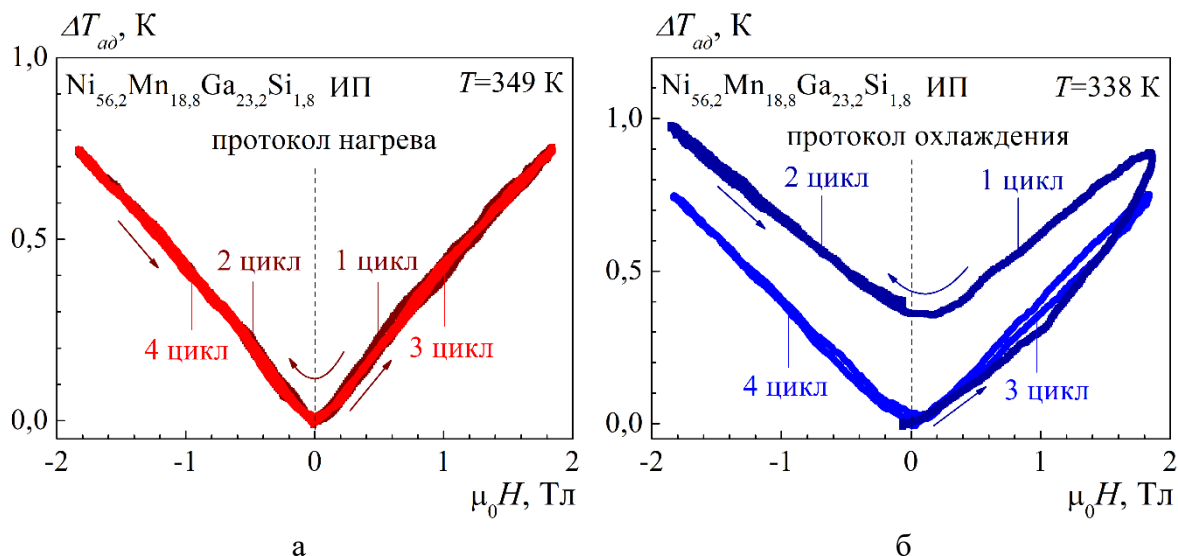


Рис. 2. Полевые зависимости $\Delta T_{ad}(H)$ для исходного образца $Ni_{56,2}Mn_{18,8}Ga_{23,2}Si_{1,8}$: а – при температуре 349 К в процессе нагревания и б – 338 К в процессе охлаждения.

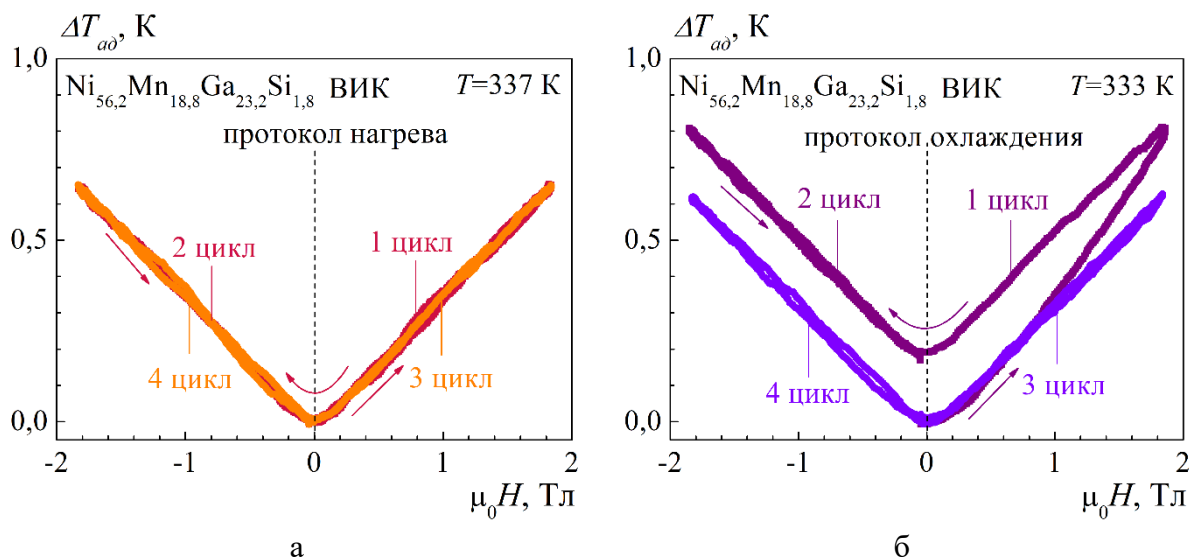


Рис. 3. Полевые зависимости $\Delta T_{ad}(H)$ для образца $Ni_{56,2}Mn_{18,8}Ga_{23,2}Si_{1,8}$ после деформации ВИК: а – при температуре 337 К в процессе нагревания и б – 333 К в процессе охлаждения.

4. Заключение

Проведенные в работе прямые измерения магнитокалорического эффекта сплава Гейслера $Ni_{56,2}Mn_{18,8}Ga_{23,2}Si_{1,8}$ после обработки методом всесторонней изотермической ковки, позволяет сделать следующие

выводы: применение ВИК к исходному составу привело к незначительному уменьшению намагниченности, следовательно и величины магнитокалорического эффекта, а также смещению температуры фазового перехода в сторону низких температур и уменьшение ширины температурного гистерезиса на температурных зависимостях магнитных свойств, измеренных в процессе нагревания и охлаждения образца. Полученные результаты могут быть полезны для ученых и инженеров, занимающихся развитием технологии магнитного охлаждения и созданием магнитных твердотельных тепловых насосов.

Исследования выполнены при поддержке гранта РФФИ (проект № 21-72-10147). Измерения магнитокалорического эффекта проведены на оборудовании Лаборатории магнитных материалов Центра коллективного пользования научной аппаратурой и оборудованием Тверского государственного университета. Выплавка и термическая обработка сплава выполнена в рамках государственного задания ФГБУН «Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук».

Библиографический список:

1. **Caron, L.** On the determination of the magnetic entropy change in materials with first-order transitions / L. Caron, Z.Q. Ou, T.T. Nguyen et al. // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 2009. – V. 321. – I. 21. – P. 3559-3566. DOI: 10.1016/j.jmmm.2009.06.086.
2. **Liu, J.** Reversibility of magnetostructural transition and associated magnetocaloric effect in Ni–Mn–In–Co / J. Liu, N. Scheerbaum, J. Lyubina, O. Gutfleisch // Applied Physics Letters. – 2008. – V. 93. – I. 10. – P. 102512-1-102512-3. DOI: 10.1063/1.2981210.
3. **Çakır, Ö.** Reversibility in the inverse magnetocaloric effect in Mn₃GaC studied by direct adiabatic temperature-change measurements / Ö. Çakır, M. Acet // Applied Physics Letters. – 2012. – V. 100. – I. 20. – P. 202404-1-202404-4. DOI: 10.1063/1.4717181.
4. **Guillou, F.** Tuning the metamagnetic transition in the (Co,Fe)MnP system for magnetocaloric purposes / F. Guillou, E. Brück // Journal of Applied Physics. – 2013. – V. 114. – I. 14. – P. 143903-1-143903-7. DOI: 10.1063/1.4824543.
5. **Skokov, K.P.** Influence of thermal hysteresis and field cycling on the magnetocaloric effect in LaFe_{11.6}Si_{1.4} / K.P. Skokov, K.H. Müller, J.D. Moore et al. // Journal of alloys and compounds. – 2013. – V. 552. – P. 310-317. DOI: 10.1016/j.jallcom.2012.10.008.
6. **Chirkova, A.** Giant adiabatic temperature change in FeRh alloys evidenced by direct measurements under cyclic conditions / A. Chirkova, K.P. Skokov, L. Schultz et al. // Acta Materialia. – 2016. – V. 106. – P. 15-21. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.11.054.
7. **Chulist, R.** Cyclic fibre texture in hot extruded Ni₅₀Mn₂₉Ga₂₁ / R. Chulist, W. Skrotzki, C.G. Oertel et al. // International Journal of Materials Research. – 2012. – V. 103. – I. 5. – P. 575-579. DOI: 10.3139/146.110735.
8. **Wei, L.** Introducing equiaxed grains and texture into Ni–Mn–Ga alloys by hot extrusion for superplasticity / L. Wei, X. Zhang, M. Qian et al. // Materials & Design. – 2016. – V. 112. – P. 339-344. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.09.076.
9. **Kaletina, Y.V.** Structure and microhardness of the three-component Ni–Mn–In alloy after different modes of thermal cycling treatment / Y.V. Kaletina, E. Greshnova, A. Kaletin // Letters on Materials. – 2017. – V. 7. – I. 3. – P. 287-291. DOI: 10.22226/2410-3535-2017-3-287-291.
10. **Karpenkov, D.Y.** Pressure dependence of magnetic properties in La(Fe,Si)₁₃: multistimulus responsiveness of caloric effects by modeling and experiment / D.Y. Karpenkov, A.Y. Karpenkov, K.P. Skokov et al. // Physical Review Applied. – 2020. – V. 13. – I. 3. – P. 034014-1-034014-15. DOI: 10.1103/PhysRevApplied.13.034014.
11. **Liu, J.** Giant magnetocaloric effect driven by structural transitions / J. Liu, T. Gottschall, K.P. Skokov, J.D. Moore, O. Gutfleisch // Nature Materials. – 2012. – V. 11. – I. 7. – P. 620-626. DOI: 10.1038/nmat3334.
12. **Khovaylo, V.V.** Adiabatic temperature change at first-order magnetic phase transitions: Ni_{2.19}Mn_{0.81}Ga as a case study / V.V. Khovaylo, K.P. Skokov, Y.S. Koshkid'ko et al. // Physical Review B. – 2008. – V. 78. – I. 6. – P. 060403-1-060403-4. DOI: 10.1103/PhysRevB.78.060403.

13. Мусабилов, И.И. Анизотропия термического расширения поликристаллического сплава системы Ni-Mn-Ga, подвергнутого пластической деформации ковкой / И.И. Мусабилов, И.М. Сафаров, Р.М. Галеев, и др. // Физика твердого тела. – 2018. – Т. 60. – Вып. 6. – С. 1051-1057. DOI: 10.21883/FTT.2018.06.45975.28Мю
14. Карпенков, А.Ю. Исследование магнитообъемного эффекта соединения DyCo₂ при изотермическом и адиабатическом режиме изменения магнитного поля / А.Ю. Карпенков, П.А. Ракунов, К.П. Скоков, Д.Ю. Карпенков, С.В. Таскаев // Челябинский физико-математический журнал. – 2020. – Т. 5. – № 4-2. – С. 545-556. DOI: 10.47475/2500-0101-2020-15414.

References:

1. Caron L., Ou Z.Q., Nguyen T.T. et al. On the determination of the magnetic entropy change in materials with first-order transitions, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2009, vol. 321, issue 21, pp. 3559-3566. DOI: 10.1016/j.jmmm.2009.06.086.
2. Liu J., Scheerbaum N., Lyubina J., Gutfleisch O. Reversibility of magnetostructural transition and associated magnetocaloric effect in Ni-Mn-In-Co. *Applied Physics Letters*, 2008, vol. 93, issue 10, pp. 102512-1-102512-3. DOI: 10.1063/1.2981210.
3. Çakır Ö., Acet M. Reversibility in the inverse magnetocaloric effect in Mn₃GaC studied by direct adiabatic temperature-change measurements, *Applied Physics Letters*, 2012, vol. 100, issue 20, pp. 202404-1-202404-4. DOI: 10.1063/1.4717181.
4. Guillou F., Brück E. Tuning the metamagnetic transition in the (Co,Fe)MnP system for magnetocaloric purposes, *Journal of Applied Physics*, 2013, vol. 114, issue 14, pp. 143903-1-143903-7. DOI: 10.1063/1.4824543.
5. Skokov K.P., Müller K.H., Moore J.D., et al. Influence of thermal hysteresis and field cycling on the magnetocaloric effect in LaFe_{11.6}Si_{1.4}, *Journal of alloys and compounds*, 2013, vol. 552, pp. 310-317. DOI: 10.1016/j.jallcom.2012.10.008.
6. Chirkova A., Skokov K.P., Schultz L. et al. Giant adiabatic temperature change in FeRh alloys evidenced by direct measurements under cyclic conditions, *Acta Materialia*, 2016, vol. 106, pp. 15-21. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.11.054.
7. Chulist R., Skrotzki W., Oertel C.G. et al. Cyclic fibre texture in hot extruded Ni₅₀Mn₂₉Ga₂₁, *International Journal of Materials Research*, 2012, vol. 103, issue 5, pp. 575-579. DOI: 10.3139/146.110735.
8. Wei L., Zhang X., Qian M. et al. Introducing equiaxed grains and texture into Ni-Mn-Ga alloys by hot extrusion for superplasticity, *Materials & Design*, 2016, vol. 112, pp. 339-344. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.09.076.
9. Kaletina Y., Greshnova E., Kaletin A. Structure and microhardness of the three-component Ni-Mn-In alloy after different modes of thermal cycling treatment, *Letters on Materials*, 2017, vol. 7, issue 3, pp. 287-291. DOI: 10.22226/2410-3535-2017-3-287-291.
10. Karpenkov D.Y., Karpenkov A.Y., Skokov K.P. et al. Pressure dependence of magnetic properties in La(Fe,Si)₁₃: multistimulus responsiveness of caloric effects by modeling and experiment, *Physical Review Applied*, 2020, vol. 13, issue 3, pp. 034014-1-034014-15. DOI: 10.1103/PhysRevApplied.13.034014.
11. Liu J., Gottschall T., Skokov K.P., Moore J.D., Gutfleisch O. Giant magnetocaloric effect driven by structural transitions, *Nature Materials*, 2012, vol. 11, issue 7, pp. 620-626. DOI: 10.1038/nmat3334.
12. Khovaylo V.V., Skokov K.P., Koshkid'ko Y.S. et al. Adiabatic temperature change at first-order magnetic phase transitions: Ni_{2.19}Mn_{0.81}Ga as a case study, *Physical Review B*, 2008, vol. 78, issue 6, pp. 060403-1-060403-4. DOI: 10.1103/PhysRevB.78.060403.
13. Musabirov I.I., Safarov I.M., Galeev R.M. et al. Anisotropy of the thermal expansion of a polycrystalline Ni-Mn-Ga alloy subjected to plastic deformation by forging, *Physics of the Solid State*, 2018, vol. 60, issue 6, pp. 1061-1067. DOI: 10.1134/S1063783418060240.
14. Karpenkov A.Yu., Rakunov P.A., Skokov K.P., Karpenkov D.Yu., Taskaev S.V. Issledovanie magnitnoob'omnogo effekta soedineniya DyCo₂ pri izotermicheskom i adiabaticheskom rezhime izmeneniya magnitnogo polya [Investigation of magneto-volume effect of DyCo₂ compound under isothermal and adiabatic mode of magnetic field change], *Chelyabinskij fiziko-matematicheskij zhurnal [Chelyabinsk Physical and Mathematical Journal]*, 2020, vol. 5, no. 4-2, pp. 545-556. DOI: 10.47475/2500-0101-2020-15414. (In Russian).

**INFLUENCE OF DEFORMATION PROCESSING ON MAGNETOCALORIC EFFECT OF
HEUSLER ALLOYS**

A.Yu. Karpenkov¹, P.A. Rakunov¹, I.I. Musabirov², G.G. Dunaeva¹

¹*Tver State University, Tver, Russia*

²*Institute for Metals Superplasticity Problems of Russian Academy of Sciences, Ufa, Russia*

DOI: 10.26456/pcascnn/2022.14.149

Abstract: This paper presents the results of complex studies of the effect of deformation obtained by the multiple isothermal forging method on the magnetocaloric properties of the *Ni-Mn-Ga* Heusler alloy system. Direct measurements of the adiabatic temperature change show that cycling the sample in a magnetic field $\mu_0\Delta H=1,85$ T can decrease the maximum of $\Delta T_{ad}(T)_{0\rightarrow H}$ by the value corresponding to the latent heat of transition. Neglecting this transformation effect leads to an overestimation of the magnetocaloric effect of materials with the first-order transition. An analysis of the deformation treatment effect on the phase transformation temperatures and the magnitude of the magnetocaloric effect indicates that the application of multiple isothermal forging leads to a small decrease of the magnetization and the magnitude of the magnetocaloric effect. Deformation also causes a shift in the phase transition temperature towards low temperatures and decrease of the temperature hysteresis width.

Keywords: Heusler alloys, multiple isothermal forging, magnetocaloric effect, magnetostructural phase transition.

Карпенков Алексей Юрьевич – к.ф.-м.н., доцент, доцент кафедры физики конденсированного состояния ФГБОУ ВО «Тверской государственный университет»

Ракунов Павел Андреевич – аспирант 1 года обучения, ассистент физики конденсированного состояния ФГБОУ ВО «Тверской государственный университет»

Мусабилов Ирек Ильфирович – к.ф.-м.н., старший научный сотрудник ФГБУН Институт проблем сверхпластичности металлов РАН

Дунаева Галина Григорьевна – аспирант 1 года обучения, ассистент физики конденсированного состояния ФГБОУ ВО «Тверской государственный университет»

Aleksei Yu. Karpenkov – Ph. D., Docent, Condensed Matter Physics Department, Tver State University

Pavel A. Rakunov – 1st year post graduate student, Assistant, Condensed Matter Physics Department, Tver State University

Irek I. Musabirov – Ph. D., Senior Researcher, Institute for Metals Superplasticity Problems of Russian Academy of Sciences

Galina G. Dunaeva – 1st year post graduate student, Assistant, Condensed Matter Physics Department, Tver State University

Поступила в редакцию/received: 20.09.2022; после рецензирования/reviced: 10.10.2022; принята/accepted 12.10.2022.