

Мартенситное превращение, магнитотранспортные свойства и магнитокалорический эффект в сплавах $\text{Ni}_{47-x}\text{Mn}_{42+x}\text{In}_{11}$ ($0 \leq x \leq 2$)

© Ю.В. Калетина¹, Е.Г. Герасимов^{1,2}, П.Б. Терентьев^{1,2}, А.Ю. Калетин^{1,2}

¹ Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия

² Уральский федеральный университет им. Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия

E-mail: kaletina@imp.uran.ru

Поступила в Редакцию 4 сентября 2020 г.

В окончательной редакции 14 декабря 2020 г.

Принята к публикации 17 декабря 2020 г.

Исследованы и обсуждаются структура, электрические и магнитные свойства в сплавах $\text{Ni}_{47-x}\text{Mn}_{42+x}\text{In}_{11}$ ($0 \leq x \leq 2$) при изменении соотношения Ni/Mn. Показано, что изменение типа кристаллической решетки в ходе мартенситного превращения сопровождается существенным изменением электросопротивления на 45–50%. Во всех исследованных сплавах наблюдается отрицательное магнитосопротивление и инверсный магнитокалорический эффект. Максимальная величина магнитосопротивления в магнитном поле 18 kOe обнаружена в сплаве $\text{Ni}_{46}\text{Mn}_{43}\text{In}_{11}$. Максимальное значение магнитокалорического эффекта наблюдали в сплаве $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ при $T = 325$ K.

Ключевые слова: мартенситное превращение, ферромагнитные сплавы, структура, электросопротивление, магнитосопротивление.

DOI: 10.21883/FTT.2021.04.50719.184

1. Введение

Исследования физических свойств нестехиометрических тройных сплавов Гейслера на основе системы Ni–Mn–X (X = In, Sn, Sb) вызывают неослабевающий интерес. Такие сплавы обладают рядом уникальных функциональных свойств: эффектом памяти формы, сверхупругостью и сверхпластичностью, магнитокалорическим эффектом, большим магнитосопротивлением и магнитострикцией [1–17]. Особенно ярко эти практически важные свойства проявляются вблизи структурных и магнитных фазовых переходов [4,18–21].

В зависимости от концентрации элементов в сплавах Ni–Mn–X нестехиометрических составов с изменением температуры или магнитного поля может наблюдаться сложная последовательность фазовых превращений, включающая в себя магнитные и структурные (мартенситные) фазовые переходы [4,18–21]. При некоторых концентрациях критические температуры мартенситного и магнитного превращений в сплавах практически совпадают и в этом случае, наблюдается так называемый магнитоструктурный фазовый переход. В результате магнитоструктурного перехода в нестехиометрических сплавах Гейслера Ni–Mn–X наблюдается значительное изменение намагниченности под воздействием температуры или магнитного поля, что приводит к существованию гигантского магнитосопротивления, эффекту магнитной памяти формы, магнитокалорическому эффекту [22–29]. По сравнению с другими материалами эти сплавы особенно привлекательны в качестве магнитных хладагентов, потому что они недороги и экологически

чисты, демонстрируют хорошую стойкость к окислению и обладают высокой прочностью [30–33].

Ранее нами было изучено влияние изменений концентрационных соотношений никеля и марганца, входящих в тройную систему $\text{Ni}_{47-x}\text{Mn}_{42+x}\text{In}_{11}$ ($0 \leq x \leq 2$), на смещение критических температур магнитных и структурных мартенситных превращений [15,16,18–20]. Целью настоящей работы являлось изучение влияния замещения атомов никеля атомами марганца в трехкомпонентных сплавах $\text{Ni}_{47-x}\text{Mn}_{42+x}\text{In}_{11}$ ($0 \leq x \leq 2$) на особенности структуры, электросопротивление, магнитосопротивление и магнитокалорический эффект.

2. Методика эксперимента

Сплавы $\text{Ni}_{47-x}\text{Mn}_{42+x}\text{In}_{11}$ ($0 \leq x \leq 2$) были получены методом электродуговой плавки в атмосфере аргона в секторе синтеза монокристаллов и сплавов ИФМ УрО РАН. После выплавки сплавы подвергались гомогенизирующему отжигу при температуре 1123 K в течение 24 h с последующим охлаждением на воздухе, а затем из них электроискровым методом вырезались образцы для магнитных измерений и структурных исследований.

Исследования структуры и магнитных свойств проводились в ЦКП Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов ИФМ УрО РАН.

Структурные исследования были выполнены на оптическом микроскопе „Neophot-30“ на шлифах после травления. Электронно-микроскопические исследования выполнялись на просвечивающем электронном микроскопе

JEM-200CX и сканирующем электронном микроскопе „Quanta-200“ с локальным микрорентгеноспектральным анализом.

Магнитные измерения были выполнены с использованием импульсного магнитометра в магнитных полях с напряженностью до 350 кОе, удельное электросопротивление измеряли четырехконтактным методом в магнитном поле с напряженностью до 18 кОе в диапазоне температур 80–400 К. Магнитосопротивление в магнитном поле с напряженностью H рассчитывалось по формуле $\Delta\rho(H) = ((\rho(H) - \rho(H = 0))/\rho(H = 0)) \cdot 100\%$.

3. Результаты исследования и обсуждение

3.1. Структура сплавов

Все исследуемые сплавы при температурах выше комнатной имеют упорядоченную кубическую кристаллическую решетку типа $L2_1$. При охлаждении в сплавах наблюдается магнитный переход высокотемпературной $L2_1$ фазы из парамагнитного в ферромагнитное состояние [19,20]. При дальнейшем охлаждении в сплавах происходит мартенситное превращение, сопровождающееся перестройкой кристаллической решетки. Температура Кюри аустенитной фазы (T_{CA}) практически одинакова во всех трех сплавах, и мало зависит от состава сплава, в отличие от температуры мартенситного превращения (T_M). Температура мартенситного перехода зависит от состава и понижается при уменьшении соотношения Ni/Mn от 1.12 до 1.02.

На рис. 1, *a* показана исходная структура $L2_1$ фазы сплава $Ni_{45}Mn_{44}In_{11}$ после отжига при 1123 К в течение 24 h и последующего охлаждения до комнатной температуры. На электронограммах отчетливо выявляются сверхструктурные рефлексы, свидетельствующие об упорядочении сплава. В сплаве $Ni_{46}Mn_{43}In_{11}$ при комнатной температуре наряду с упорядоченной $L2_1$ фазой в структуре присутствуют отдельные мартенситные кристаллы.

В сплаве $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$ температура Кюри аустенита $T_{CA} \approx 310$ К близка к температуре мартенситной точки $T_M \approx 300$ К ($T_{CA} \approx T_M$). Магнитный переход практически совпадает со структурным превращением, и можно говорить о так называемом магнитоструктурном фазовом переходе. При комнатной температуре структура сплава $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$ двухфазная, состоящая из $L2_1$ фазы и мартенсита (рис. 1, *b, c*). Рельеф мартенситных кристаллов хорошо выявляется на полированной поверхности образцов (см. рис. 1, *b*). Кристаллы мартенсита располагаются определенным образом, образуя сочленения подобные пакетам (см. рис. 1, *b*). Как правило, внутри пакетов тонкие мартенситные пластины с плоскими границами разделов параллельны друг другу. Внутри одного зерна в соседних пакетах кристаллы часто находятся под углом ~ 60 градусов.

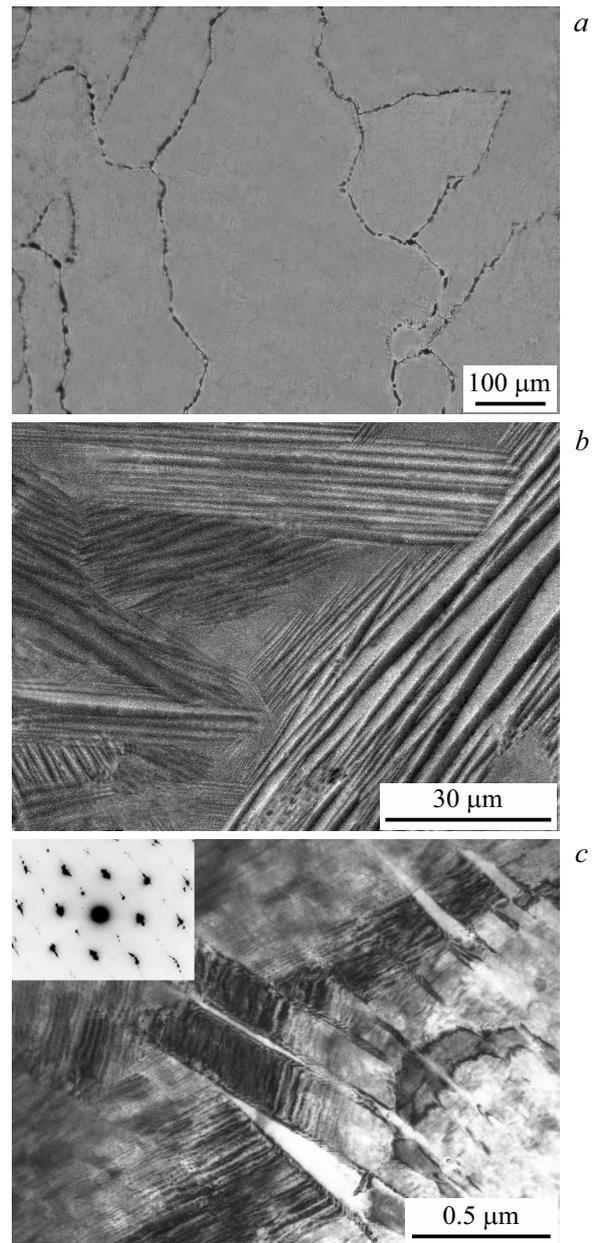


Рис. 1. Микроструктура сплавов после отжига: $Ni_{45}Mn_{44}In_{11}$ (*a*), $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$ (*b, c*).

На основании результатов электронно-микроскопических и рентгеновских исследований нами было установлено [35–37], что мартенситное превращение в сплаве $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$ происходит с образованием модулированной структуры мартенсита типа $14M$ [35,36], см. рис. 1, *c*. При мартенситном превращении выполняются ориентационные соотношения $(110)L2_1 \parallel (12\bar{1})M$ и $[\bar{1}10]L2_1 \parallel [\bar{1}11]M$ [33].

Таким образом, при изменении соотношения Ni/Mn от 1.02 до 1.12 в исследуемых сплавах при комнатной температуре наблюдается переход от однофазной упорядоченной структуры $L2_1$ к смешанной структуре, пред-

ставляющей смесь фазы $L2_1$ и мартенситных кристаллов (см. рис. 1).

3.2. Магнитотранспортные свойства

Температурные зависимости удельного электросопротивления $\rho(T)$ исследуемых сплавов, измеренные при нагреве и охлаждении (рис. 2), имеют вид, характерный для сплавов Ni–Mn–X, претерпевающих мартенситное превращение [20,22,23]. При нагреве сплавов от 80 K до температуры обратного мартенситного превращения T_M зависимость $\rho(T)$ имеет неметаллический характер. С ростом температуры наблюдается, хоть и небольшое, но уменьшение удельного электросопротивления от 3.2 до $3.1 \mu\Omega \cdot m$ для сплава $Ni_{45}Mn_{44}In_{11}$, от 2.35 до $2.25 \mu\Omega \cdot m$ для сплава $Ni_{46}Mn_{43}In_{11}$ и от 2.65 до $2.3 \mu\Omega \cdot m$ для сплава $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$. При дальнейшем нагреве, в области температуры T_M , наблюдается резкое уменьшение электросопротивления с 3.0 до $1.5 \mu\Omega \cdot m$ для сплава $Ni_{45}Mn_{44}In_{11}$, с 2.2 до $1.05 \mu\Omega \cdot m$ для сплава $Ni_{46}Mn_{43}In_{11}$, с 2.4 до $1.2 \mu\Omega \cdot m$ для сплава $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$. Во всех сплавах резкое изменение электросопротивления происходит в интервале мартенситного превращения и связано с изменением структуры сплавов от мартенситной при $T < T_M$ к аустенитной при $T > T_M$. Как и мартенситное превращение, зависимость $\rho(T)$ характеризуется существованием температурного гистерезиса. Далее, при нагреве выше T_M , электросопротивление увеличивается с ростом температуры, то есть зависимость $\rho(T)$ имеет нормальный металлический характер. В области температуры Кюри аустенита T_{CA} на зависимостях $\rho(T)$ сплавов $Ni_{45}Mn_{44}In_{11}$ и $Ni_{46}Mn_{43}In_{11}$ наблюдается перегиб, обусловленный исчезновением магнитного вклада в электросопротивлении при температурах выше T_{CA} . В сплаве $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$ $T_{CA} \approx T_M$, поэтому слабая аномалия на температурной зависимости $\rho(T)$ при T_{CA} не видна на фоне изменения, вызванного мартенситным превращением. Максимальное относительное изменение удельного электросопротивления $\Delta\rho/\rho$ при спонтанном мартенситном превращении составляет 50% для сплава $Ni_{45}Mn_{44}In_{11}$, 49% для $Ni_{46}Mn_{43}In_{11}$ и 45% для сплава $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$. Таким образом, изменение типа кристаллической решетки в ходе мартенситного превращения сопровождается существенным изменением электрического сопротивления. Неметаллический характер зависимости $\rho(T)$ при $T < T_M$ может быть обусловлен тем, что небольшое количество областей с аустенитной структурой, имеющей более низкие значения удельного электросопротивления, начинает образовываться в сплаве уже при температурах значительно более низких, чем T_M .

На рис. 3 показаны зависимости удельного электросопротивления сплавов от напряженности внешнего магнитного поля $\rho(H)$ при разных температурах. Измерения $\rho(H)$ при каждой температуре проводились после предварительного охлаждения образца до 78 K, с тем чтобы начальное структурное состояние образца было

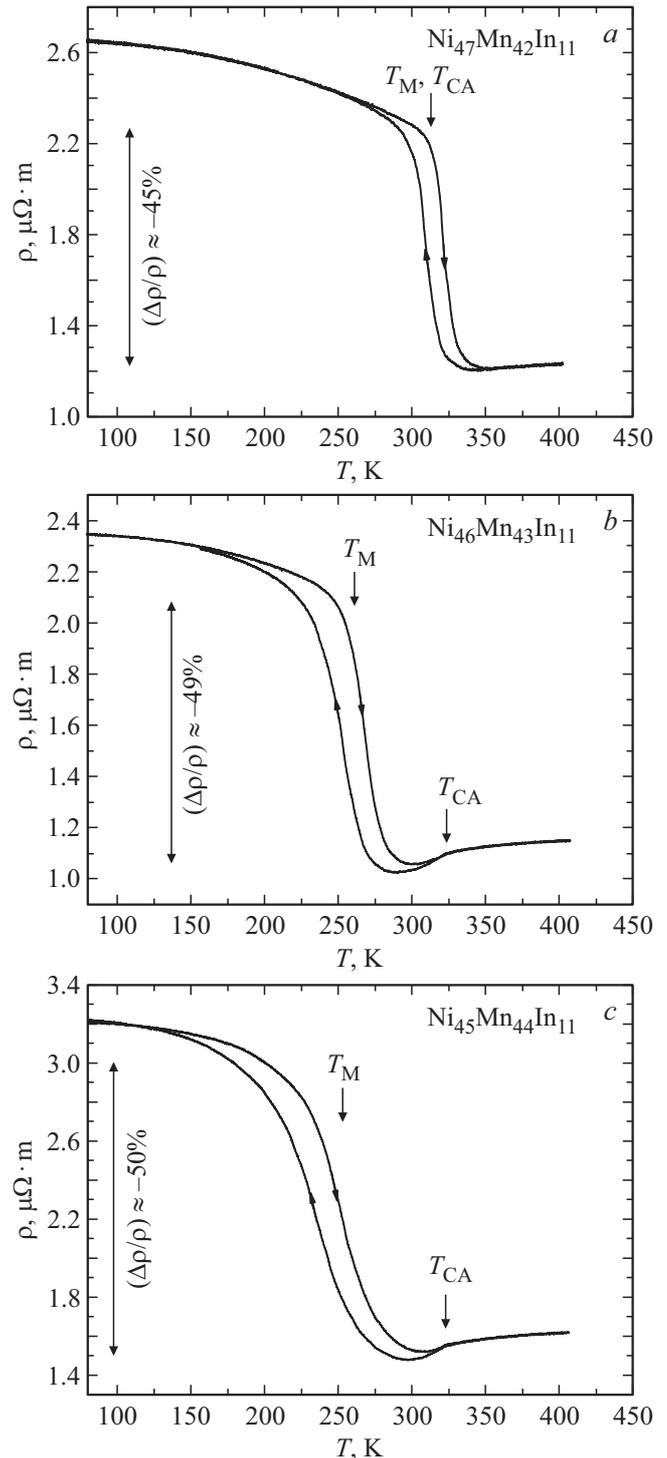


Рис. 2. Температурные зависимости удельного электросопротивления сплавов: $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$ (a), $Ni_{46}Mn_{43}In_{11}$ (b) и $Ni_{45}Mn_{44}In_{11}$ (c).

всегда одинаковым. При всех температурах электросопротивление уменьшается с ростом напряженности внешнего магнитного поля, то есть наблюдается отрицательное магнитосопротивление. По мере приближения температуры к температуре мартенситного превращения

изменение электросопротивления с ростом магнитного поля значительно увеличивается и зависимости $\rho(H)$ характеризуются наличием гистерезиса. Наличие гистерезиса на зависимостях $\rho(H)$ указывает на то, что в сплавах происходит необратимое индуцированное магнитным полем мартенситное превращение.

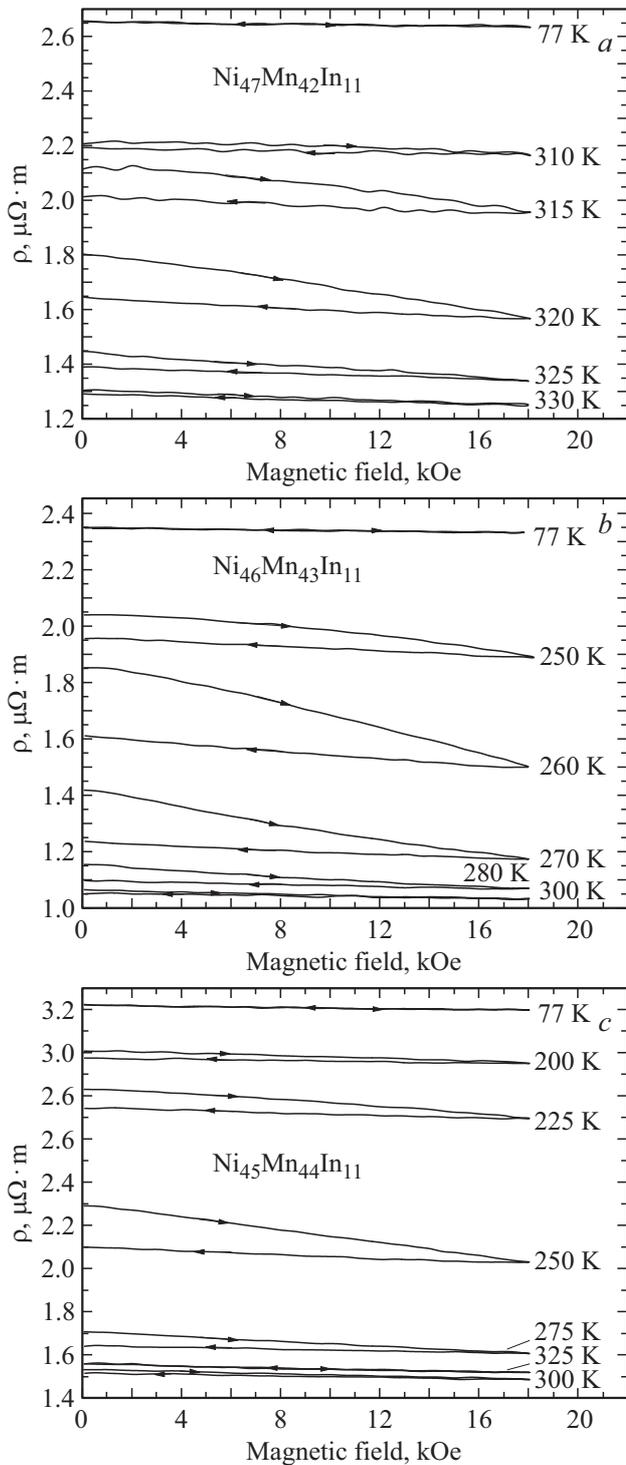


Рис. 3. Зависимости удельного электросопротивления ρ исследованных сплавов от магнитного поля при различных температурах: $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ (a); $\text{Ni}_{46}\text{Mn}_{43}\text{In}_{11}$ (b); $\text{Ni}_{45}\text{Mn}_{44}\text{In}_{11}$ (c).

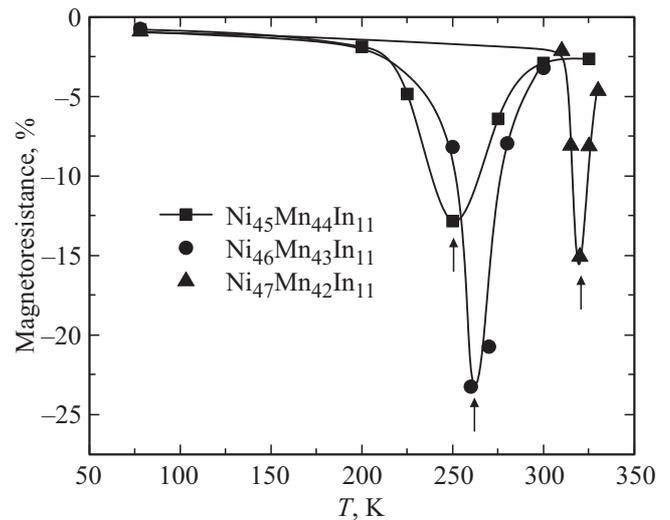


Рис. 4. Температурные зависимости магнитосопротивления сплавов в магнитном поле 18 кОе. Стрелками показаны положения температур мартенситного превращения в сплавах.

На рис. 4 представлены температурные зависимости магнитосопротивления сплавов в магнитном поле 18 кОе. Резкий рост магнитосопротивления наблюдается в узкой области температур вблизи температуры T_M , где происходит индуцируемое магнитным полем мартенситное превращение. Максимальная абсолютная величина магнитосопротивления достигает $\approx 15\%$ для сплава $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$, 12.5% — для $\text{Ni}_{45}\text{Mn}_{44}\text{In}_{11}$, 23% — для $\text{Ni}_{46}\text{Mn}_{43}\text{In}_{11}$ и оказывается значительно ниже, чем изменение сопротивления при спонтанном мартенситном превращении, которое составляет $\approx 45, 50$ и 49% , соответственно (см. рис. 2). Низкие значения магнитосопротивления в магнитном поле 18 кОе обусловлены тем, что напряженности магнитного поля 18 кОе недостаточно, чтобы весь образец переходил в аустенитное состояние, поскольку индуцируемое магнитным полем мартенситное превращение происходит в широком интервале магнитных полей, достигающем 200 кОе [16].

3.3. Магнитокалорический эффект

На рис. 5, a показаны температурные зависимости критического поля мартенситного превращения $H_c(T)$ в сплавах $\text{Ni}_{47-x}\text{Mn}_{42+x}\text{In}_{11}$ ($0 \leq x \leq 2$) и разности $\Delta M(T)$ между намагниченностями в индуцированном магнитным полем аустенитном состоянии и исходном мартенситном состоянии, определенные нами ранее в работе [16]. Характерной особенностью зависимости $H_c(T)$ является резкий рост значений критического поля по мере удаления от температуры мартенситного превращения, при этом намагниченность в индуцированном магнитным полем аустените слабо изменяется с изменением температуры. Индуцированное магнитным полем мартенситное превращение является фазовым переходом первого рода, поэтому можно вычислить

максимальное изменение магнитной части энтропии ΔS или магнитокалорический эффект, используя широко известное уравнение Клапейрона–Клаузиуса [38–40]:

$$\Delta S(T) = -(dH_c(T)/dT) \cdot \Delta M(T), \quad (1)$$

где: $dH_c(T)/dT$ — скорость изменения критического поля H_c с изменением температуры; $\Delta M(T) = (M_A - M_M)$ — разность намагниченностей сплава в индуцированном магнитным полем аустенитном состоянии M_A и в исходном мартенситном M_M . Уравнение Клапейрона–Клаузиуса достаточно редко используется для оценки максимального магнитокалорического эф-

фекта в области индуцируемого магнитным полем фазового превращения сплавах Гейслера. Это обусловлено тем, что необходимо проведение магнитных измерений в очень высоких магнитных полях, с напряженностью до 300 кОе и выше, и именно в силу этого обстоятельства приведенные оценки важны.

Вычисленные с использованием уравнения (1) и данных, приведенных на рис. 5, а, зависимости $\Delta S(T)$ приведены на рис. 5, б. Изменение энтропии в области индуцируемого магнитным полем магнитоструктурного фазового перехода положительное, что характерно для нестехиометрических сплавов Гейслера на основе Ni–Mn–In, Ni–Mn–Sn [4,8,9,11,12]. Максимальное изменение энтропии достигается при температурах близких к T_M , поскольку вблизи этой температуры наблюдаются максимальные значения $dH_c(T)/dT$, и составляет $\Delta S \approx 27.5 \text{ J/kg} \cdot \text{K}$ в сплаве $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ при температуре 325 К.

4. Заключение

Исследовано влияние соотношения Ni/Mn на мартенситное превращение, электросопротивление, магнитосопротивление и магнитокалорический эффект в ферромагнитных сплавах $\text{Ni}_{47-x}\text{Mn}_{42+x}\text{In}_{11}$ ($0 \leq x \leq 2$).

Показано, что спонтанное мартенситное превращение в сплавах сопровождается изменением электросопротивления на 45–50%. Во всех исследованных сплавах наблюдается отрицательное магнитосопротивление и инверсный магнитокалорический эффект (положительное изменение магнитной энтропии). Максимальные значения магнитосопротивления и магнитокалорического эффекта достигаются вблизи температур мартенситного превращения и составляют $\Delta\rho(H = 18 \text{ kOe}) = 23\%$ в сплаве $\text{Ni}_{46}\text{Mn}_{43}\text{In}_{11}$ и $\Delta S \approx 27.5 \text{ J/kg} \cdot \text{K}$ в сплаве $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$.

Показано, что исследуемые сплавы, обладая большим магнитосопротивлением и магнитокалорическим эффектом, могут быть использованы в качестве многофункциональных материалов для практического применения.

Благодарности

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России (темы „Структура“, „Сплавы“, „Магнит“) при частичной поддержке РФФИ (проект № 20-03-00056).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] А.Н. Васильев, В.Д. Бучельников, Т. Такаги, В.В. Ховайло, Э.И. Эстрин. УФН **173**, 577 (2003).
- [2] Y. Sutou, Y. Imano, N. Koeda, T. Omori, R. Kainuma, K. Ishida, K. Oikawa. Appl. Phys. Lett. **85**, 4358 (2004).

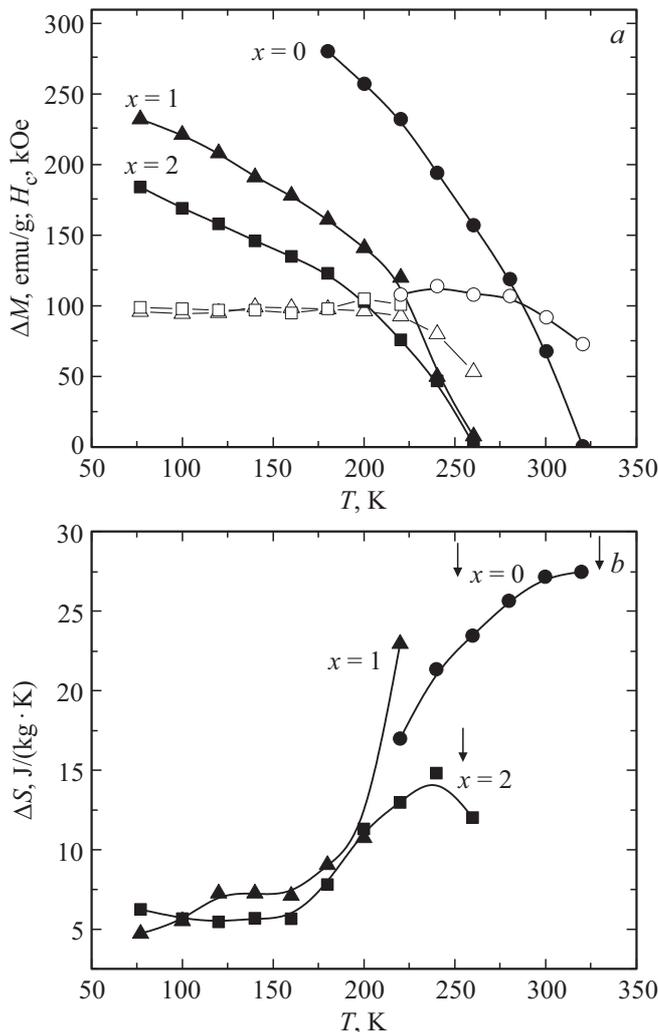


Рис. 5. Температурные зависимости критического поля H_c , в котором начинается мартенситное превращение (темные символы) и изменения намагниченности сплава ΔM при индуцированном магнитным полем мартенситном превращении (светлые символы) в сплавах $\text{Ni}_{47-x}\text{Mn}_{42+x}\text{In}_{11}$ ($0 \leq x \leq 2$) (а). Температурные зависимости вычисленного с использованием уравнения Клапейрона–Клаузиуса изменения энтропии ΔS при индуцированном магнитным полем мартенситном превращении в сплавах $\text{Ni}_{47-x}\text{Mn}_{42+x}\text{In}_{11}$ ($0 \leq x \leq 2$) (б). Стрелками показаны положения температур мартенситного превращения в сплавах.

- [3] В.Д. Бучельников, А.Н. Васильев, В.В. Коледов, В.В. Ховайло, С.В. Таскаев, В.Г. Шавров. УФН **176**, 900 (2006).
- [4] V.D. Buchelnikov, V.V. Sokolovskiy. Phys. Met. Metallogr. **112**, 633 (2011).
- [5] K. Koyama, H. Okada, K. Watanabe, T. Kanomata, R. Kainuma, W. Ito, K. Oikawa, K. Ishida. Appl. Phys. Lett. **89**, 182510 (2006).
- [6] S.Y. Yu, Z.H. Liu, G.D. Liu, J.L. Chen, Z.X. Cao, G.H. Wu, B. Zhang, X.X. Zhang. Appl. Phys. Lett. **89**, 162503 (2006).
- [7] S. Chatterjee, S. Majumdar, V. Koledov. AIP Conf. Proc. **1447**, 1161 (2012).
- [8] V.K. Sharma, M.K. Chattopadhyay, L.S. Sharath Chandra, Ashish Khandelwal, R.K. Meena, S.B. Roy. Eur. Phys. J. Appl. Phys. **62**, 30601 (2013).
- [9] Y. Liu, C. Jing, X. He, Y. Zhang, K. Xu, Z. Li. Phys. Status Solidi A **214**, 6, 1600906 (2017).
- [10] X. Chen, V.B. Naik, R. Mahendiran, R.V. Ramanujan. J. Alloy. Compd. **618**, 187 (2016).
- [11] N.H. Dan, N.H. Duc, N.H. Yen, P.T. Thanh, L.V. Bau, N.A. Bang, N.T. Mai, P.K. Anh, T.D. Thanh, T.L. Phan. J. Magn. Magn. Mater. **374**, 372 (2015).
- [12] A. Quetz, Y. Koshkidko, I. Titov, I. Rodionov, S. Pandey, A. Aryal, P.J. Ibarra-Gaytan, V. Prudnikov, A. Granovsky, I. Dubenko. J. Alloy. Compd. **683**, 139 (2016).
- [13] S. Pandey, A. Quetz, A. Aryal, T. Samanta, I. Dubenko, S. Stadler, N. Ali. AIP Adv. **6**, 056213 (2016).
- [14] J. Kaštil, J. Kamarád, M. Mišek, J. Hejtmánek, Z. Arnold. J. Magn. Magn. Mater. **466**, 260 (2018).
- [15] Ю.В. Калетина, В.М. Счастливец, А.В. Королев, Е.А. Фокина. ФММ. **113**, 1086 (2012).
- [16] Ю.В. Калетина, Е.Г. Герасимов, В.М. Счастливец, Е.А. Фокина, П.Б. Терентьев. ФММ **114**, 911 (2013).
- [17] P. Czaja, M.J. Szczerba, R. Chulist, M. Bałanda, J. Przewoźnik, Y.I. Chumlyakov, N. Schell, Cz. Kapusta, W. Maziarz. Acta Mater. **118**, 213 (2016)
- [18] Ю.В. Калетина, Е.Г. Герасимов, В.А. Казанцев, А.Ю. Калетин. ФТТ **59**, 1978 (2017).
- [19] Ю.В. Калетина, Е.Г. Герасимов. ФТТ **56**, 1583 (2014).
- [20] Ю.В. Калетина, Е.Г. Герасимов, П.Б. Терентьев, А.Ю. Калетин. ФТТ **61**, 769 (2019).
- [21] T. Krenke, M. Acet, E. Wassermann, X. Moysa, L. Manosa, A. Planes. Phys. Rev. B **73**, 174413 (2006).
- [22] S. Chatterjee, S. Majumdar, V. Koledov. AIP Conf. Proc. **1447**, 1161 (2012).
- [23] I. Dubenko, A.K. Pathak, S. Stadler, N. Ali, Y. Kovarskii, V.N. Prudnikov, N.S. Perov, A.B. Granovsky. Phys. Rev. B **80**, 092408 (2009).
- [24] R. Kainuma, K. Oikawa, W. Ito, Y. Sutou, T. Kanomata, K. Ishida. J. Mater. Chem. **18**, 1837 (2008)
- [25] V. Sharma, M. Chattopadhyay, S. Roy. J. Phys. D **40**, 1869 (2007).
- [26] T. Alia, L. Giglib, A. Alic, M.N. Khana. J. Magn. Magn. Mater. **473**, 37 (2019).
- [27] M.A. Zagrebin, V.V. Sokolovskiy, V.D. Buchelnikov. J. Magn. Magn. Mater. **470**, 123 (2019).
- [28] T. Alia, L. Giglib, A. Alic, M. Nasir Khana. J. Magn. Magn. Mater. **473**, 370 (2019).
- [29] A. Planes, L. Mañosa, M. Acet. J. Phys. Condens. Matter. **21**, 233201 (2009).
- [30] A.K. Pathak, M. Khan, I. Dubenko, S. Stadler, N. Ali. Appl. Phys. Lett. **90**, 262504 (2007).
- [31] A.S.B. Madiligama, P. Ari-Gur, Y. Ren, V.V. Koledov, E.T. Dilmieva, A.P. Kamantsev, A.V. Mashirov, V.G. Shavrov, L. Gonzalez-Legarreta, B.H. Grande. J. Magn. Magn. Mater. **442**, 25 (2017).
- [32] S. Arumugama, P. Sivaprakasha, S. Esakki Muthua,b, D.M. Raj kumar, M. Manivel Rajac, K. Manikandana, M. Kannana. J. Magn. Magn. Mater. **465**, 566 (2018).
- [33] T. Chabria, A. Venimadhavb, T.K. Natha. J. Magn. Magn. Mater. **466**, 385 (2018).
- [34] J. Liu, T. Gottschall, K.P. Skokov, J.D. Moore, O. Gutfleisch. Nature Mater. **11**, 620 (2012).
- [35] В.М. Гундырев, Ю.В. Калетина. ФММ **119**, 1018 (2018).
- [36] Ю.В. Калетина, Н.Ю. Фролова, В.М. Гундырев, А.Ю. Калетин. ФТТ **58**, 1606 (2016).
- [37] Ю.В. Калетина, И.Г. Кабанова, Н.Ю. Фролова, В.М. Гундырев, А.Ю. Калетин. ФТТ **59**, 1984 (2017).
- [38] M. Balli, O. Sari, D. Fruchart, J. Forchelet. EPJ Web Conf. **29**, 00005 (2012).
- [39] N.V. Mushnikov, E.G. Gerasimov, P.B. Terentev, V.S. Gaviko, K.A. Yazovskikh, A.M. Aliev. J. Magn. Magn. Mater. **440**, 89 (2017).
- [40] Y. Koshkid'ko, S. Pandey, A. Quetz, A. Aryal, I. Dubenko, J. Cwik, E. Dilmieva, A. Granovsky, E. Lahderanta, A. Zhukov, S. Stadler, N. Ali. J. Alloy. Compd. **695**, 3348 (2017).

Редактор Ю.Э. Кумаев