

ЭЛЕКТРОННЫЕ СТРУКТУРА И СВОЙСТВА

PACSnumbers: 62.20.fg, 62.20.Qp, 75.50.Bb, 75.60.Ej, 81.30.Kf, 81.40.Ef, 81.40.Rs, 81.70.Pg

Магнитное поведение ферромагнитного сплава Fe–Ni–Co–Ti, подвергнутого термомеханической обработке

А. Н. Титенко, А. Е. Перекос*, Л. Д. Демченко**, М. В. Бабанлы***, М. С. Низамеев*, С. С. Гусейнов***

*Институт магнетизма НАН и МОН Украины,
бульв. Академика Вернадского, 36^b,
03142 Киев, Украина*

**Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,
бульв. Академика Вернадского, 36,
03142 Киев, Украина*

***Национальный технический университет Украины
«Киевский политехнический институт имени Игора Сикорского»,
просп. Победы, 37,
03056 Киев, Украина*

****Азербайджанский государственный университет нефти и промышленности,
просп. Азадлыг, 20,
1010 Баку, Азербайджан*

В работе исследовано влияние термомеханической обработки поликристаллического сплава Fe–Ni–Co–Ti на его магнитное поведение. Объектом исследования был ферромагнитный сплав, подвергнутый предварительной термомеханической обработке. Характеристические температуры

Corresponding author: Anatoliy Titenko
E-mail: titenko@imag.kiev.ua

*Institute of Magnetism under N.A.S. and M.E.S. of Ukraine,
36^b Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

**G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

***National Technical University of Ukraine 'Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute',
37 Peremohy Ave., UA-03056 Kyiv, Ukraine*

****Azerbaijan State Oil and Industrial University,
20 Azadliq Ave., 1010 Baku, Azerbaijan*

Citation: A. M. Titenko, A. O. Perekos, L. D. Demchenko, M. V. Babanli, M. S. Nizameyev, and S. S. Huseynov, Magnetic Behaviour of the Ferromagnetic Fe–Ni–Co–Ti Alloy Subjected to Thermomechanical Treatment, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 9: 1209–1220 (2018) (in Russian), DOI: 10.15407/mfint.40.09.1209.

мартенситного и магнитного превращений определены из температурных зависимостей низкополевой магнитной восприимчивости, электросопротивления и намагниченности. По данным полевых зависимостей намагниченности установлено, что относительное увеличение намагниченности аустенитной фазы на 30% достигается в результате дополнительной (относительно исходного состояния) пластической деформации сплава при одноосном растяжении. Изменение магнитных характеристик сплава в зависимости от выбранной предварительной термомеханической обработки связано с уменьшением объёмной доли ферромагнитной фазы при старении и образовании системы микронеоднородностей в материале, что приводит к возникновению дополнительной наведённой магнитной анизотропии как при самой термомеханической обработке, так и, особенно, под действием одноосного растяжения.

Ключевые слова: намагниченность, деформация, ТМО, наночастицы, ДСК.

В роботі досліджено вплив термомеханічного оброблення полікристалічного стопу Fe–Ni–Co–Ti на його магнетну поведінку. Об'єктом дослідження обрано ферромагнетний стоп, який було піддано попередньому термомеханічному обробленню. Характеристичні температури мартенситного та магнетного перетворень визначено на основі температурних залежностей низькопольової магнетної сприйнятливості, електроопору та намагнетованості. За даними поведінки польових залежностей намагнетованості виявлено, що відносне збільшення намагнетованості аустенітної фази на 30% досягається в результаті додаткової дії пластичної деформації матеріалу при одноосному розтягу по відношенню до вихідного стану. Зміна магнетних характеристик стопу, залежно від обраного попереднього термомеханічного оброблення, пов'язана зі зменшенням об'ємної доли ферромагнетної фази при старінні й утворенням системи микронеоднорідностей у матеріалі, що приводить до виникнення додаткової наведеної магнетної анизотропії як при обраному обробленні, так і, особливо, в процесі деформування.

Ключові слова: намагнетованість, деформація, ТМО, наночастинки, ДСК.

The effect of thermomechanical treatment on magnetic behaviour of the polycrystalline Fe–Ni–Co–Ti alloy is investigated. The object of the study is a ferromagnetic alloy after preliminary thermomechanical treatment. The characteristic temperatures of the martensitic and magnetic transformations are determined from the temperature dependences of low-field magnetic susceptibility, electrical resistivity, and magnetization. According to the data of field dependences of magnetization, it is established that the relative increase in the austenitic-phase magnetization by 30% is achieved because of an additional plastic deformation of the alloy under uniaxial tension (relative to the initial state). The change in the alloy magnetic characteristics depending on selected preliminary thermomechanical treatment is associated with a decrease in the volume fraction of the ferromagnetic phase under ageing and the formation of a system of microinhomogeneities in material that results in the appearance of additional induced magnetic anisotropy under both the thermomechanical treatment and, especially, the tensile test.

Key words: magnetization, deformation, thermomechanical treatment, nanoparticles, differential scanning calorimetry.

(Получено 27 июня 2018 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Ферромагнитные сплавы с памятью формы (ФСПФ) имеют уникальные функциональные свойства, которые проявляются в особенностях механического поведения при тепловых, механических, магнитных воздействиях [1, 2] и связаны с мартенситными превращениями (МП). Обнаружение в сплавах Ni–Mn–Ga магнитоиндуцируемой деформации [3], способствовало тому, что ФСПФ стали объектом интенсивных исследований. Однако, основным препятствием сплавов семейства Гейслера в их практическом применении является хрупкость высокотемпературной фазы. Таким образом, на смену им приходят ФСПФ на основе железа с улучшенными функциональными свойствами.

В неупорядоченных сплавах Fe [3] МП происходит путём изменения структуры γ (ГЦК)– α' (ОЦТ), а температуры МП сильно зависят от химического состава, термической и механической обработки. Полная обратимость и малый температурный гистерезис $\Delta T = A_f - M_s$ (M_s — температура начала прямого МП при охлаждении, A_f — температура конца обратного МП при нагреве) в этих сплавах достигаются за счёт создания микронеоднородностей структуры при старении аустенита и уменьшении объёма за счёт магнитного упорядочения [3, 4]. Выделившиеся в аустените наночастицы γ' -фазы сохраняют когерентность с решёткой мартенсита, вызывая её тетрагональное искажение, что приводит к повышению уровня прочностных свойств аустенита и существенному изменению физических свойств.

Сравнивая ФСПФ Гейслера с железными сплавами по механическим свойствам, нужно отметить значительное превосходство вторых по прочностным и силовым характеристикам [4, 5]. К тому же в поликристаллическом сплаве несколько иного состава FeNiCoAlTaV при растяжении получена аномально большая сверхупругая деформация $\varepsilon_{SE} = 13\%$, превышающая деформацию решётки $\varepsilon_0 = 8,7\%$ для ориентации $\{035\}\langle 100 \rangle$ [6]. Это почти в 2 раза превышает аналогичные показатели для коммерческого Ni–Ti как по величине ε_{SE} , так и по напряжению индуцирования деформации мартенсита σ_c .

По магнитным характеристикам (намагниченности насыщения J_s и температуре Кюри T_c) сплавы Гейслера также уступают ФСПФ железа [7]. Найдена техническая возможность увеличения намагниченности насыщения до 4 раз и поля анизотропии в процессе рас-

тяжения с обратимым восстановлением при индуцировании $\gamma \leftrightarrow \alpha'$ МП в сверхупругом сплаве FeNiCoAlTaV [6].

Перечисленные факторы дают предпосылки для расширения поиска новых составов или их вариации в неупорядоченных сплавах железа, а также выбором дополнительных режимов термомеханических обработок с целью получения термоупругости и улучшения функциональных, магнитных свойств.

Таким образом, представляет интерес изучение магнитного поведения ферромагнитного сплава Fe–Ni–Co–Ti с широким температурным гистерезисом мартенситного превращения, подвергнутого как предварительной термообработке, так упругом и пластическом деформировании.

2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Объектом исследования был ферромагнитный поликристаллический сплав состава Fe–27,2% Ni–17,4% Co–5,2% Ti (% вес.), выплавленный в индукционной печи. Термомеханическая обработка (ТМО) осуществлялась путём прокатки (со степенью обжатия $\psi = 7,4\%$) с последующей закалкой от 1373 К в воду и старения при 923 К в течение 5, 10, и 20 мин.

Характеристические температуры МП определялись с помощью измерений температурных зависимостей низкополевой магнитной восприимчивости и электросопротивления (данные сведены в табл. 1). Температурные и полевые зависимости намагниченности измеряли с помощью баллистического магнитометра. Тепловые измерения проводились на приборе DSC 404 F1 Pegasus® фирмы NETZSCH в низкотемпературной печи. Съёмка осуществлялась в инертной

ТАБЛИЦА 1. Основные характеристики сплава Fe–Ni–Co–Ti при разных режимах ТМО.

TABLE 1. The main characteristics of the Fe–Ni–Co–Ti alloy at different modes of thermomechanical treatment.

Характеристики ТМО	M_s , °C	ΔT , °C	HV , ГПа	d , мкм	T_c , °C	$T_c - M_s$	J_a/J_m	Q , Дж/Г
$\psi = 7,4\% + 650^\circ\text{C}$, 5 мин	–95	120	4,12	38,14	109	204	145/166	4,686
$\psi = 7,4\% + 650^\circ\text{C}$, 10 мин	–90	117	4,43	46,06	95	179	137/150	1,373
$\psi = 7,4\% + 650^\circ\text{C}$, 20 мин	–80	105	4,67	36,8	94	174	110/123	1,062 (4,309)

M_s — температура начала МП, ΔT — гистерезис МП, HV — микротвёрдость, d — средний размер зерна аустенита, T_c — температура Кюри, J_a/J_m — намагниченность аустенита/мартенсита, Q — тепловой эффект.

атмосфере чистого гелия в интервале температур от -100 до $+150^{\circ}\text{C}$ с постоянной скоростью $5^{\circ}\text{C}/\text{мин}$. Для обеспечения высокой чувствительности образцы помещались в платинородиевые тигли.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Экспериментально установлено, что сплав при низких температурах претерпевает МП, а при высоких — магнитный фазовый переход, что отмечено на соответствующих кривых (рис. 1, 2). Кривые температурной зависимости намагниченности измерялись после охлаждения до температуры -196°C с последующей регистрацией при нагреве (фиксировали только обратное превращение).

Основные характеристики сплава Fe-Ni-Co-Ti в зависимости от режима ТМО представлены в табл. 1. Увеличение объёмной доли неферромагнитной фазы в результате старения приводит к обеднению матрицы кобальтом [8], что способствует уменьшению температуры Кюри (T_c), а также стимулирует рост температуры начала прямого МП (M_s), что в конечном итоге отражается на сужении интервала T_c-M_s между обоими превращениями. В пользу увеличения объёмной доли фазы выделения от продолжительности старения

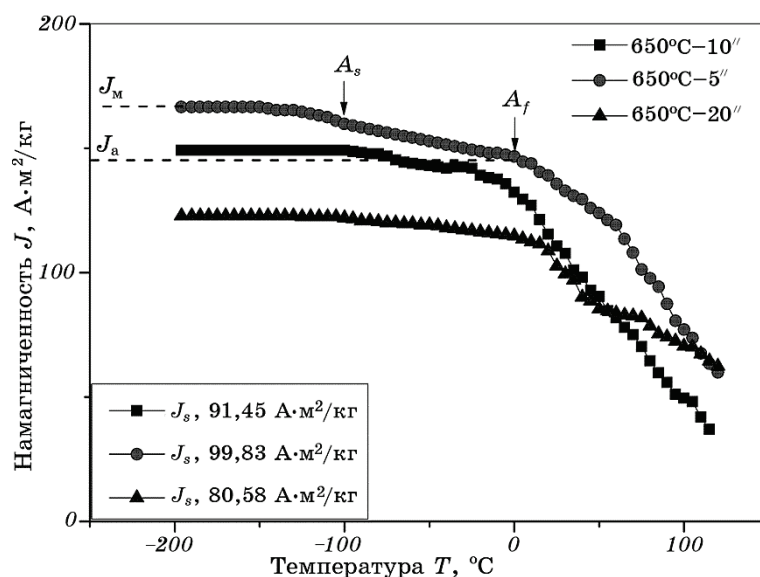


Рис. 1. Температурные зависимости намагниченности при разных режимах ТМО.

Fig. 1. Temperature dependences of magnetization at different modes of thermomechanical treatment.

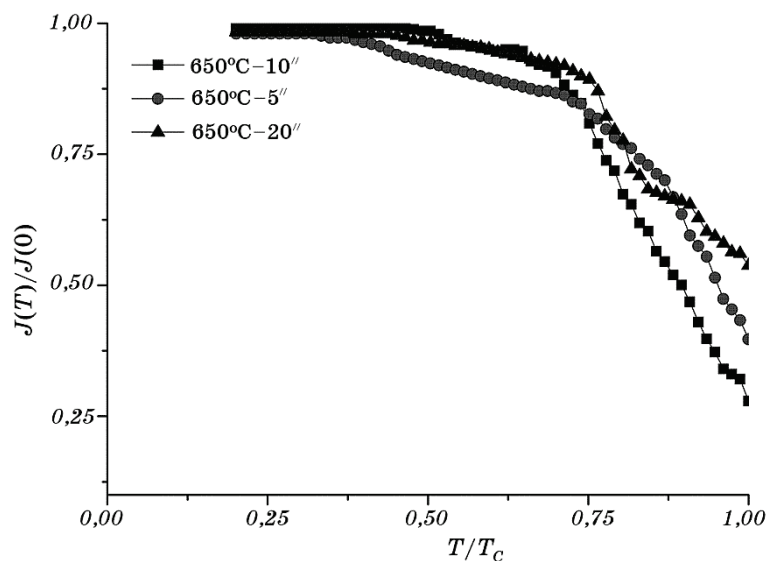


Рис. 2. Зависимость приведённой намагниченности $J(T)/J(0)$ от приведённой температуры T/T_c при разных режимах ТМО.

Fig. 2. Dependence of the modified magnetization $J(T)/J(0)$ on the modified temperature T/T_c at different modes of thermomechanical treatment.

также указывает увеличение микротвёрдости (табл. 1), что корректно согласуется с законом Холла–Петча.

Намагниченность насыщения мартенситной фазы, измеренная путём экстраполяции температурных кривых намагниченности на ось ординат в область низких температур, достигает наибольшей величины для сплава, который имеет наибольшую объёмную долю ферромагнитной фазы (обработка 650°C, 5 мин) и постепенно падает с продолжительностью старения. На этих же кривых имеются области небольшого падения намагниченности, связанные со структурной перестройкой решётки при обратном переходе A_s-A_f (рис. 1), а существенное падение намагниченности выше температуры 0°C свидетельствует о подготовке сплава к магнитному переходу (рис. 1). На кривых приведённой намагниченности $J(T)/J(0)$ от приведённой температуры T/T_c отмечено практически полное насыщение мартенситной фазы для всех обработок, тогда как для 5-ти минутного отжига перестройка магнитного фазового перехода осуществляется при более низких температурах и имеет большую амплитуду (рис. 2). Разница между удельными значениями намагниченности мартенситной и аустенитной фазами на 1/3 больше для сплава после 5 мин. отжига, по отношению к 10 и 20 мин, где эта разница практически совпадает.

Нужно отметить, что для инваров не выполняется закон соответственных состояний между $J_s(T)/J_0$ и функцией Бриллюэна $B_{1/2}(x)$, в отличие от ферромагнитных металлов Fe, Ni, Co [9]. В нашем случае старение сплавов также может привести к перераспределению элементов в матрице и переходу её к инварному или суперинварному состоянию (64% Fe–32% Ni–4% Co), что характерно для сплавов этой системы [8, 10]. Согласно зонной модели Стонера–Вольфарта [11, 12] железоникелевые инвары относят к слабым зонным ферромагнетикам. Спонтанная намагниченность J как функция температуры в области температуры перехода не обрывается при $T = T_c$, а плавно уменьшается с увеличением температуры, что подтверждается данными работы [13]. Для 20-минутной выдержки имеет место аномалия хвоста намагниченности, магнитный переход как бы протекает в две стадии. Это, по-видимому, связано с увеличением размеров магнитных неоднородностей R_d как раз вблизи T_c и может отличаться в сотни раз от остального диапазона температур [14].

В результате предварительной ТМО при волочении формируется кристаллографическая анизотропия, которая облегчает намагничивание, создавая предпочтительную ориентацию кристаллитов вдоль оси вытяжки. Это также приводит к образованию внутренних напряжений и формированию системы структурных микрон неоднородностей. Однако такая ситуация несколько меняется в результате высокотемпературного отжига, что сопровождается изменением в магнитной подсистеме. Так, по данным работы [15], в процессе старения при 650°C происходит рекристаллизационный отжиг, который приводит к увеличению среднего размера зерна аустенита от 23 мкм (для образца без старения) до 38,1, 46,6, 36,8 мкм, соответственно, для образцов после старения в течение 5, 10 и 20 мин (табл. 1).

По полевым зависимостям намагниченности при комнатной температуре (рис. 3) определена намагниченность сплава в зависимости от режимов ТМО. Наибольшая намагниченность наблюдается в образце с наибольшей объёмной долей ферромагнитной фазы (старение 5 мин.). Следует отметить, что после дополнительной пластической деформации материала при одноосном растяжении относительное изменение намагниченности насыщения J_s аустенитной фазы увеличивается на 30%, по отношению к исходному состоянию. Измерения образцов проводилось после их разрыва. Относительное удлинение и временная прочность составили после отжига в течение: 5 мин — 18% и 0,8 ГПа; 10 мин — 13% и 1,15 ГПа; 20 мин — 9% и 1,4 ГПа (данные взяты из работы [15]). Наибольшее приращение намагниченности насыщения в результате одноосного растяжения происходит в образце с наибольшим размером зерна аустенита (старение в течение 10 мин.). Изменение температурного хода самопроизвольной намагниченности связано со структурными

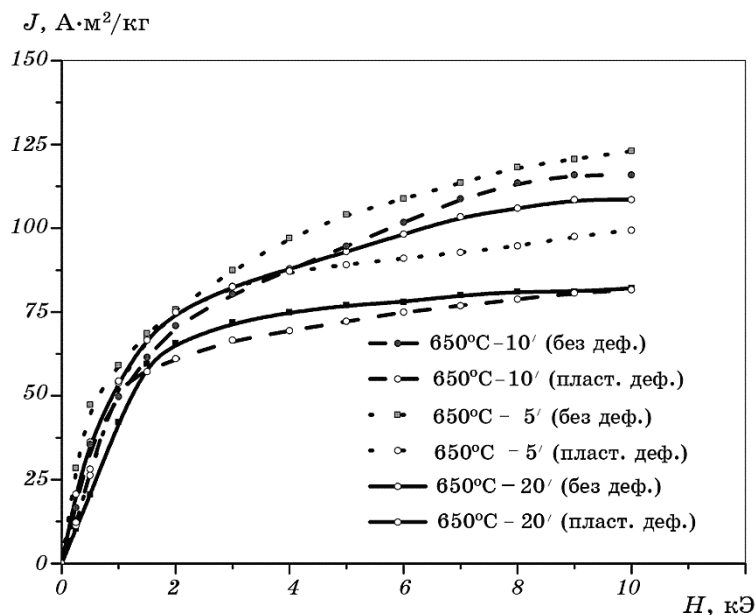


Рис. 3. Полевые зависимости намагниченности при комнатной температуре от режимов ТМО.

Fig. 3. Field dependences of magnetization at room temperature on the modes of thermomechanical treatment.

особенностями, реализуемыми в результате ТМО сплава.

Известно [16], что упругие деформации, как всесторонние, так и односторонние влияют на намагничивание в области парапроцесса, или, что тоже, на намагниченность насыщения. При этом сдвиг точки Кюри ΔT_c при односторонних упругих напряжениях определяется изменением объёма [17] и при растяжении составляют 17,5 К/ГПа для сплава (67% Fe–33% Ni). В противовес одностороннему воздействию, гидростатическое сжатие изменяет dT_c/dp для Fe–Ni–Co–Ti с большей амплитудой и обратным знаком -62 К/ГПа [10], изменение которого согласуется с законом Вольфарта $dT_c/dp \propto T_c^{-1}$.

В нашем случае, изменение намагниченности пластически деформированного материала связано с влиянием фазового и механического наклёпа при растяжении, когда в материале создаётся более выраженная дефектная структура. При этом механизмами наведённой магнитной анизотропии, кроме образования и упорядочения дефектов при пластической деформации, также может быть магнитострикционный в результате образования внутренних механических напряжений. Константа продольной магнитострикции железоникелевых инваров является положительной $\lambda_{пр} > 0$ и большой по величине. Известно [17], что в ряде инварных сплавов, осо-

бенно вблизи температур магнитных фазовых переходов, упругие деформации вызывают заметное изменение не только направления, но и величины намагниченности насыщения. Это посредством объёмной магнитострикции парапроцесса может приводить к добавочной J за счёт «механопарапроцесса» при развороте вдоль направления растяжения, что является существенным фактором в нашем случае. Дополнительный вклад в изменение намагниченности насыщения вносит изменения формы и размеров парамагнитных частиц от воздействия значительных негидростатических напряжений при их пластическом деформировании. При этом связь намагниченности с величиной зерна, скорее всего, отсутствует.

В работе [17] установлено сильное влияние давления на величину $J_s^{-1} dJ_s/dp$, которое особенно велико для железоникелевых сплавов, прилегающих к инварной области (29–45% Ni). Изменение величины намагниченности под действием одноосных упругих напряжений приводится формулой [17]:

$$\frac{1}{J_s} \frac{\partial J_s}{\partial \sigma} = \frac{\left(1 - \frac{J_s^2}{J_0^2}\right) \frac{\theta}{T} \frac{1}{N} \frac{\partial N}{\partial \sigma}}{1 - \frac{\theta}{T} \left(1 - \frac{J_s^2}{J_0^2}\right)},$$

где σ — напряжение растяжения, J_s — намагниченность насыщения, θ — температура Кюри, N — постоянная молекулярного поля, пропорциональная обменному интегралу.

Теоретическое объяснение положительному ΔJ_s -эффекту изложено с позиции представления Вейсса–Гейзенберга, с учётом того, что растяжение изменяет N или величину обменного интеграла, которая возрастает вблизи точки Кюри.

В работе экспериментально установлено фактическое совпадение температурного интервала значительного падения удельной намагниченности исследуемых сплавов и интервала тепловыделения по кривым ДСК (дифференциальной сканирующей калориметрии), что свидетельствует о разупорядочении их магнитной подсистемы и подготовке материала к переходу в парамагнитное состояние. При этом величина самого интервала имеет существенную протяжённость, а абсолютные величины уменьшаются от продолжительности старения. По кривым ДСК определены величины тепловыделения, как площадь, ограниченная под калориметрической кривой. Для пластически деформируемых образцов теплота соизмерима с величинами тепловыделений при структурных превращениях. Природа калориметрической аномалии выше комнатной температуры в этих сплавах связана с их магнитной природой и для магнитоупорядоченных сплавов в этом интервале превалирует магнит-

ный вклад в их теплоёмкость. Такая особенность в поведении термограмм ДСК (рис. 4) свидетельствует о сильном влиянии флуктуации компоненты намагниченности и образовании микронеоднородностей структуры.

Некоторое несовпадение температурного интервала магнитного перехода, установленного по поведению низкополевой магнитной восприимчивости, связано с методикой определения точки Кюри, когда искомая величина была вычислена на высоте $2/3$ падения сигнала и с фактором наложения структурного перехода с магнитным.

Аномалии в магнитном поведении сплава, подвергнутого ТМО, можно связать с одной стороны с сильным деформационным воздействием, а с другой — с сосуществованием в сплавах, приближенных к инварной концентрации, ферромагнитного и антиферромагнитного упорядочения их спиновых подсистем. Разница в поведении их спиновых подсистем от температуры и приводит к флуктуации их магнитных характеристик.

Более высокие значение калорического эффекта и намагничен-

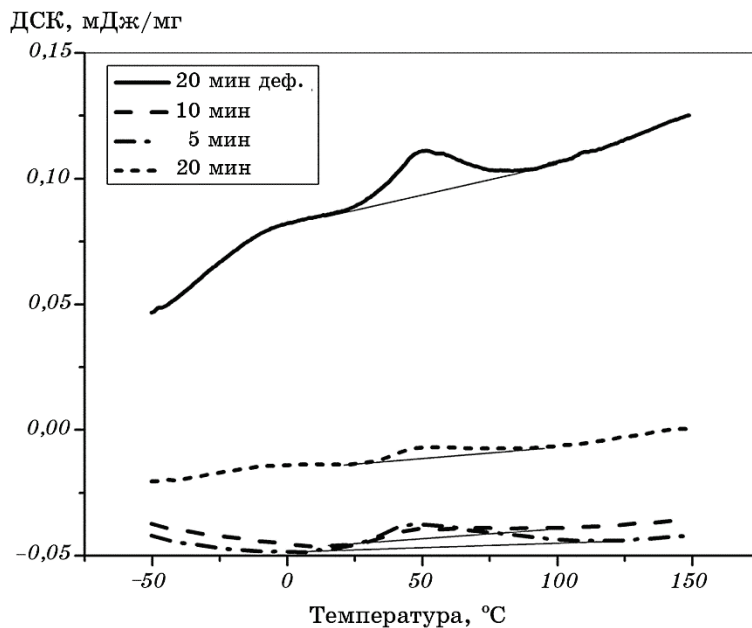


Рис. 4. Термограммы ДСК при нагреве исследуемых сплавов в зависимости от режимов ТМО.

Fig. 4. Thermograms of differential scanning calorimetry during heating of the investigated alloys, depending on the modes of thermomechanical treatment.

ности насыщения в сплаве после пластической деформации связаны с возникновением значительных локальных напряжений, которые изменяют концентрационные условия равновесия. К тому же в зависимости от знаков напряжений дислокации и выделения происходят их растворение или же их рост [18, 19].

4. ВЫВОДЫ

В ходе исследования магнитных характеристик ферромагнитного поликристаллического сплава с ЭПФ композиции Fe–27,2% Ni–17,4% Co–5,2% Ti, подвергнутого предварительному воздействию термомеханической обработки, установлено следующее.

1. С увеличением времени старения происходит монотонное уменьшение намагниченности насыщения как аустенитной, так и мартенситной фазы, а также понижается температура Кюри. Такое поведение связано с увеличением объёмной доли неферромагнитной фазы, а также косвенно подтверждено измерениями микротвёрдости.

2. Установлено практически полное совпадение интервала тепловыделения высокотемпературной фазы с интервалом постепенного падения намагниченности, свидетельствующие о сложном характере разупорядочения магнитного состояния сплава. Аномалии магнитного поведения сплава связаны с сильным деформационным воздействием, а также с сосуществованием ферромагнитного и антиферромагнитного упорядочения. Разница в поведении их спиновых подсистем от температуры и приводит к флуктуации их магнитных характеристик.

3. Отмечено изменение намагниченности пластически деформированного материала, которое обусловлено влиянием фазового и механического наклёпа при растяжении. При этом механизмами наведённой магнитной анизотропии является магнитострикционный, индуцированный внутренними напряжениями, а также образованием и упорядочением системы микронеоднородностей при пластической деформации.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА—REFERENCES

1. K. Otsuka and C. M. Wayman, *Shape Memory Materials* (Cambridge: University Press: 1998).
2. R. C. O’Handley and S. M. Allen, *Encyclopedia of Smart Materials* (New York: Wiley: 2002).
3. K. Ullakko, J. K. Huang, C. Kantner, D. C. O’Handley, and V. V. Kokorin, *Appl. Phys. Lett.*, **69**, No. 13: 1966 (1996).
4. L. P. Gun’ko, G. A. Takzei, and A. N. Titenko, *The Physics of Metals and Metallography*, **91**, No. 6: 624 (1996).

5. A. N. Titenko and L. D. Demchenko, *J. Mater. Eng. Perform.*, **21**: 2525 (2012).
6. Y. Tanaka, Y. Himuro, R. Kainuma, Y. Sutou, T. Omori, and K. Ishida, *Science*, **327**: 1488 (2010).
7. V. V. Kokorin, L. E. Kozlova, A. N. Titenko, A. E. Perekos, and Yu. S. Levchuk, *The Physics of Metals and Metallography*, **105**, No. 6: 598 (2008).
8. L. P. Gun'ko and G. A. Takzey, *Fiz. Met. Metalloved.*, **98**, No. 6: 33 (2004) (in Russian).
9. Y. Nakumura, K. Sumiyama, and M. Shiga, *J. Magn. Magn. Mater.*, **12**: 127 (1979).
10. V. V. Kokoryn, A. V. Mynkov, V. A. Chernenko, and V. M. Kachalov, *Fiz. Tekhn. Vysokikh Davleniy*, **1**: 38 (1991) (in Russian).
11. E. P. Wohlfarth, *Physics and Applications of Invar Alloys* (Eds. H. Saito, S. Chikazumi, T. Hirone et al.), Honda Memorial Series on Materials Science. No. 3 (Tokyo: Maruzen Company, Ltd.: 1978), p. 327.
12. E. P. Wohlfarth, *JEEE. Trans. Magn.*, **11**, No. 6: 1638 (1975).
13. V. L. Sedov, *Antiferromagnetism Gamma-Zheleza. Problema Invara* (Moscow: Nauka: 1987).
14. S. V. Griror'iev, S. A. Klimenko, S. V. Maleev, A. I. Okorokov, V. V. Runov, and D. Yu. Chernyshov, *JETP*, **112**, Iss. 6 (12): 2134 (1997).
15. A. Titenko, L. Demchenko, L. Kozlova, and M. Babanli, *Proc. of the International Conference on Martensitic Transformations (January, 2018, Chicago)*, p. 115.
16. K. P. Belov, *Uspekhi Fizicheskikh Nauk*, **65**: 207 (1958) (in Russian).
17. K. P. Belov, *Uprugie, Teplovye i Elekticheskie Yavleniya v Ferromagnetikakh* (Moscow: Khimiya: 1957) (in Russian).
18. A. E. Perekos and K. V. Chuistov, *Fiz. Met. Metalloved.*, **37**, 5: 1111 (1974) (in Russian).
19. B. Ya. Lyubov and V. A. Shmakov, *Fiz. Met. Metalloved.*, **29**: 968 (1970) (in Russian).