

11,05

Температурные исследования магнитных свойств при анализе структурно-фазового состояния модельного нанокompозита состава карбидо-стали

© А.И. Ульянов, А.А. Чулкина[¶], А.Л. Ульянов

Удмуртский федеральный исследовательский центр УрО РАН,
Ижевск, Россия

[¶] E-mail: chulkina@udman.ru

Поступила в Редакцию 17 мая 2022 г.

В окончательной редакции 17 мая 2022 г.

Принята к публикации 22 мая 2022 г.

Исследованы фазовый состав, магнитное состояние фаз и их влияние на формирование магнитных гистерезисных свойств нанокompозита состава $(\text{Fe}_{0.85}\text{Mn}_{0.10}\text{Ni}_{0.05})_{83}\text{C}_{17}$ после механосинтеза и последующих отжига. Показано, что, хотя зависимости коэрцитивной силы от температуры отжига $H_c(T_{\text{ann}})$ сплава, измеренные при комнатной температуре и при $T = -196^\circ\text{C}$, представляют собой кривые с максимумами, формирование H_c обеспечивается разными механизмами. При комнатной температуре измерения максимальное значение H_c композита формируется в результате приближения размера выделений ферритной фазы к критическому размеру однодоменности, а при низкой температуре — изменением при отжигах структурного состояния цементита.

Ключевые слова: нанокристаллические Fe–C–Mn–Ni-сплавы, механическое сплавление, термообработка, коэрцитивная сила, магнитная восприимчивость, температура Кюри, мессбауэровская спектроскопия.

DOI: 10.21883/FTT.2022.10.53104.381

1. Введение

Сплавы на основе системы Fe–C широко используются в различных отраслях промышленности. Традиционные возможности создания новых более прочных материалов на их основе уже в значительной степени исчерпаны. В настоящее время интерес исследователей в значительной мере направлен на изучение наноразмерных структурно-фазовых состояний сталей и сплавов, лежащих, по современным представлениям, в основе повышения их прочностных характеристик [1,2]. Эффективным способом получения наноструктурного состояния объемных материалов считается интенсивная пластическая деформация, возникающая в процессе кручения под высоким давлением или равноканального углового прессования [3,4]. Наноструктурное состояние сплавов на основе железа легко достигается также методом механического сплавления (МС) исходных порошков в шаровой планетарной мельнице [5,6]. Для исследовательских целей этот метод привлекателен тем, что на базе МС-сплавов путем легирования и последующей термической обработки можно получить нанокompозиты с заданным фазовым составом. Структурно-фазовый анализ нанокompозитов проводят чаще всего рентгеновскими методами. В то же время известна взаимосвязь фазового состава, структурного состояния и легирования фаз с магнитными свойствами, в частности, с намагниченностью насыщения, коэрцитивной силой, температурой Кюри соответственно [7]. Фазы высоколегированных сталей и сплавов в зависимости от

степени легирования могут находиться при комнатной температуре как в ферромагнитном, так и в парамагнитном состоянии. В связи с этим становятся актуальными температурные измерения магнитных характеристик наноструктурных сталей и сплавов. Результаты магнитных измерений могут быть использованы как для подтверждения результатов рентгенофазового анализа, так и для получения более полной информации о структурно-фазовом состоянии, в частности, о легировании фаз исследуемых композитов [8,9]. В данной работе для структурных и магнитных исследований был выбран механосинтезированный модельный сплав состава карбидо-стали $(\text{Fe}_{0.85}\text{Mn}_{0.10}\text{Ni}_{0.05})_{83}\text{C}_{17}$. Выбор марганца в качестве карбидообразующего элемента обусловлен тем обстоятельством, что, во-первых, он способствует упрочнению твердой фазы — цементита. Во-вторых, Mn также является элементом, который расширяет γ -область углеродистых сплавов и, следовательно, наряду с Ni будет способствовать формированию более прочной связующей фазы композита — аустенита. Кроме того, легирование Mn эффективно понижает температуру Кюри T_C цементита [10]. В связи с этим появляется возможность исследования закономерностей перераспределения атомов Mn между цементитом и аустенитом в процессе отжига исследуемого нанокompозита. Представляет также интерес формирование магнитных гистерезисных свойств нанокompозита, H_c которого может находиться в сильной зависимости от дисперсности ферромагнитных фаз [11]. Ожидается, что после высокотемпературных отжига будет сформирован нанокompозит, состоящий

из смеси легированной никелем и, возможно, марганцем связующей фазы — аустенита и твердой фазы — легированного марганцем цементита.

2. Образцы и методы исследования

Модельный сплав $(\text{Fe}_{0.85}\text{Mn}_{0.10}\text{Ni}_{0.05})_{83}\text{C}_{17}$ был получен методом МС смеси порошков карбонильного железа марки ОСЧ 13-2 чистотой 99.98%, никеля и марганца чистотой 99.9%, графита чистотой 99.99% в шаровой планетарной мельнице Pulverisette-7 в течение 16 h в атмосфере аргона. Средний размер частиц порошка сплавов $\sim 5 \mu\text{m}$. Размольные сосуды мельницы и шары диаметром 8 mm были изготовлены из стали ШХ15. Образцы отжигали в атмосфере аргона на установке по измерению температурной зависимости их дифференциальной магнитной восприимчивости. Скорость нагрева и охлаждения образцов после отжигов составляла 30 deg/min.

Рентгеновские исследования проводили при комнатной температуре на дифрактометре Miniflex 600 в геометрии Брэгга–Брентано в $\text{CoK}\alpha$ -излучении. Для расшифровки фазового состава и определения размеров блоков когерентного рассеяния использовали пакет программ для полнопрофильного анализа дифрактограмм [12]. Мессбауэровские спектры получали на спектрометре SM2201DR в режиме постоянных ускорений с источником γ -излучения $^{57}\text{Co}(\text{Rh})$. Для восстановления из спектров функции распределения сверхтонких полей $P(H)$ применялся обобщенный регуляризованный алгоритм [13]. Удельную намагниченность насыщения и коэрцитивную силу измеряли на вибрационном магнитометре с максимальным намагничивающим полем 13 kA/cm.

Магнитные и мессбауэровские измерения проводили как при комнатной температуре, так и при низких температурах, вплоть до температуры жидкого азота (-196°C).

3. Результаты и их обсуждение

Фазовый состав модельного сплава $(\text{Fe}_{0.85}\text{Mn}_{0.10}\text{Ni}_{0.05})_{83}\text{C}_{17}$ после МС и последующих отжигов приведен в табл. 1.

Видно, что после МС в сплавах содержатся в основном аморфная фаза и цементит, а также небольшое количество ($\sim 10 \text{ vol.}\%$) χ -карбида и феррита. В процессе отжигов до 500°C происходит преобразование аморфной фазы и χ -карбида в цементит и феррит, начинается формирование аустенита (табл. 1). Фазовые изменения находят отражение на магнитных характеристиках образцов (рис. 1). Из кривой 1 на рис. 1, а видно, что удельная намагниченность насыщения σ_s сплава изменяется при этом слабо. В то же время в интервале $T_{\text{анн}}$ от 300 до 500°C интенсивно (на порядок) возрастает его коэрцитивная сила H_c (рис. 1, б, кривая 1). Для понимания

Таблица 1. Рентгенофазовый состав композита $(\text{Fe}_{0.85}\text{Mn}_{0.10}\text{Ni}_{0.05})_{83}\text{C}_{17}$

$T_{\text{анн}}, ^\circ\text{C}$	Фазы, vol.%				
	Аморфная фаза	Цементит	Феррит	χ -карбид	Аустенит
После МС	44.4	34.1	11.5	10.0	—
200	29.9	43.6	17.0	9.5	0
300	25.3	48.2	22.5	3.7	0.3
400	20.4	51.5	25.6	1.4	1.1
500	0	66.5	30.1	0	3.4
600	—	65.0	13.0	—	22.0
700	—	64.7	1.8	—	33.5
800	—	59.0	0	—	41.0

высоких значений H_c сплава после отжига при 500°C необходима информация о магнитном состоянии его фаз, которую могут дать мессбауэровские исследования. На рис. 2, а представлены измеренные при комнатной температуре мессбауэровские спектры сплава.

Математическая обработка спектров, проведенная в дискретном представлении, позволяет определять долю атомов железа в фазах и магнитное состояние фаз. Из рис. 2, а и табл. 2 следует, что после отжига при 500°C в композите находятся две основные фазы: феррит (компонента 1) и парамагнитный цементит (компонента 3), в которых содержится 41 и 55% от всех атомов Fe сплава соответственно.

В составе образца имеется также небольшое количество ($\sim 4\%$) атомов Fe слабомагнитной фазы (компонен-

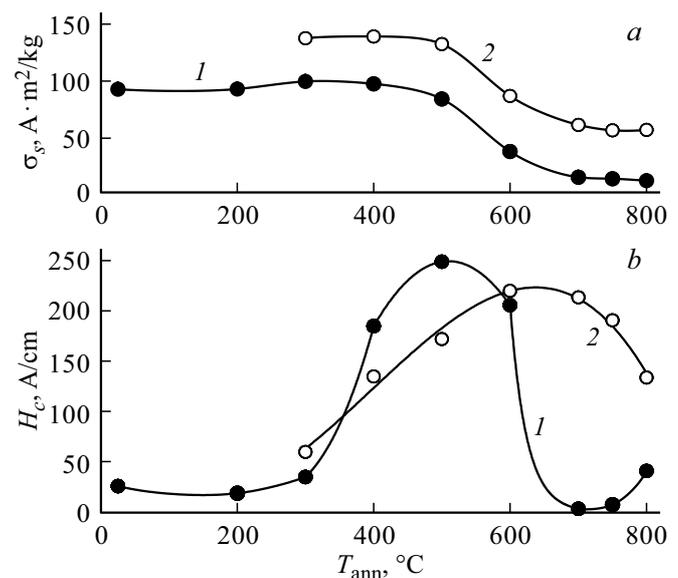


Рис. 1. Зависимость от температуры отжига: а — удельной намагниченности насыщения σ_s , б — коэрцитивной силы H_c композита. Температура измерения: 1 — комнатная, 2 — (-196°C) .

Таблица 2. Результаты анализа мессбауэровских спектров композита $(\text{Fe}_{0.85}\text{Mn}_{0.10}\text{Ni}_{0.05})_{83}\text{C}_{17}$

$T_{\text{ann}}, ^\circ\text{C}$	Парамагнитные фазы, at.% Fe		Ферромагнитные фазы, at.% Fe	
	Аустенит	Цементит	Феррит	Цементит/аустенит
Измерения при комнатной температуре				
500	0	55	41	–/4
700	29	68	0	3/–
800	36	61	–	3/–
Измерения при температуре $T = -196^\circ\text{C}$				
500	0	–	37	63
700	32	–	0	68/–
800	41	–	–	59/–

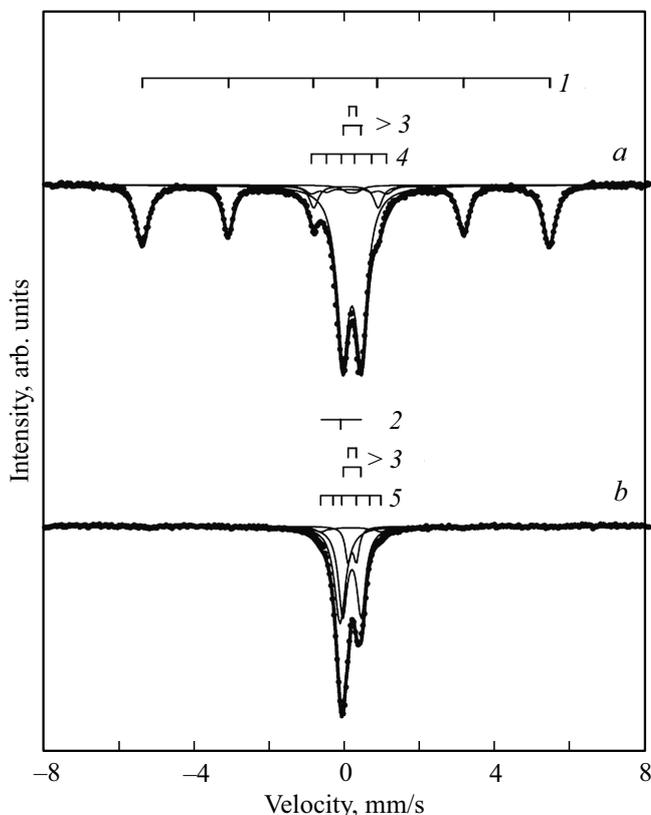


Рис. 2. Спектры Мессбауэра композита после отжига при температурах: *a* — 500; *b* — 800°C. Компоненты дискретного разложения: 1 — феррит, 2 — парамагнитный аустенит, 3 — парамагнитный цементит; 4 — слабомагнитный аустенит, 5 — слабомагнитный цементит. Температура измерений — комнатная.

та 4). Исходя из количественных соотношений табл. 1, такой фазой является, скорее всего, легированный аустенит. Таким образом, после отжига при 500°C сплав представляет собой в основном композит, в котором выделения (частицы) феррита находятся в окружении парамагнитного цементита. Коэрцитивная сила феррита обычно не превышает 5–10 А/см [7]. Но в данном

случае можно предположить, что частицы феррита, изолированные в магнитном отношении, имеют средний размер, близкий к критическому размеру однодоменности d_{cr} .

Известно [11,14,15], что в процессе измерения H_c перемагничивание однодоменных частиц железа происходит необратимым вращением намагниченности, что обеспечивает высокие (500 А/см и выше) значения их H_c . Для частиц железа $d_{\text{cr}} \approx 14\text{--}18\text{ nm}$. Легированные преимущественно Ni частицы Fe имеют, скорее всего, более высокие значения d_{cr} , так как для частиц никеля $d_{\text{cr}} \approx 72\text{ nm}$ [14].

У отожженных образцов определили средний размер областей когерентного рассеяния $\langle D \rangle$, которые с большой вероятностью определяют средний размер выделений фаз. Так, например, феррит в образце, отожженном при $T_{\text{ann}} = 500^\circ\text{C}$, имеет $\langle D \rangle \approx 60\text{ nm}$. Принимая во внимание эти данные, можно заключить, что критический размер однодоменности d_{cr} частиц легированного преимущественно Ni феррита находится вблизи $\sim 60\text{ nm}$. Таким образом, повышение значений H_c композита вплоть до 250 А/см в интервале температур отжига от 300 до 500°C, обусловлено, скорее всего, приближением среднего размера выделений феррита, находящихся в окружении парамагнитного цементита, к критическому размеру их однодоменности. Предложенный механизм перемагничивания объясняет также уменьшение H_c композита в интервале T_{ann} от 500 до 700°C, в пределах которого интенсивно с $\sim 30\text{ vol.}\%$ и, практически, до нулевых значений понижается содержание ферритной фазы (табл. 1). В результате H_c композита резко падает до значения $\sim 3\text{ A/cm}$ (рис. 1, *b*, кривая 1), которое обеспечивает, как будет показано ниже, фаза слабомагнитного, с T_c вблизи комнатной температуры, цементита. Спектр Мессбауэра образца, отожженного при 700°C, на рис. 2 не приведен, так как он во многом аналогичен спектру образца после отжига при 800°C.

Уменьшение содержания ферритной фазы в интервале T_{ann} от 500 до 700°C (табл. 1), а также рост количества

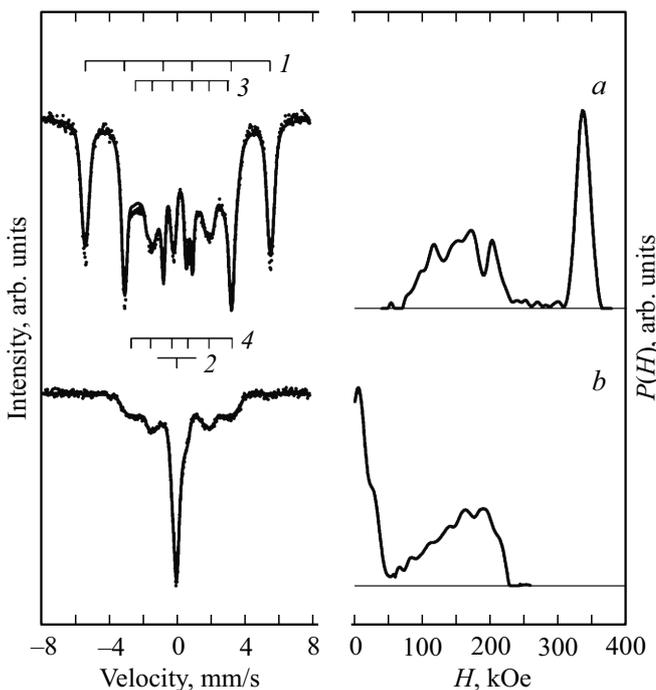


Рис. 3. Мессбауэровские спектры и функции $P(H)$ исследуемого композита после отжига при температурах: a — 500; b — 800°C. Компоненты дискретного разложения: 1 — феррит, 2 — парамагнитный аустенит, 3 — ферромагнитные цементит и аустенит (смесь); 4 — ферромагнитный цементит. Спектры измерены при $T = (-196)^\circ\text{C}$.

парамагнитной аустенитной фазы (табл. 1, 2) вызывают снижение σ_s композита (рис. 1, a , кривая 1).

Парамагнитное состояние цементита сплава, находящегося при комнатной температуре, означает, что его T_C находится в области отрицательных температур. В связи с этим возникает необходимость информации о магнитном состоянии фаз при низких температурах измерений. С этой целью при $T = (-196^\circ\text{C})$ были сняты спектры Мессбауэра образцов сплава, отожженных при 500, 700 и 800°C. На рис. 3 представлены (за исключением образца с $T_{\text{ann}} = 700^\circ\text{C}$) спектры и компоненты дискретной обработки спектров исследуемых образцов. Справа приведены также результаты обработки спектров в непрерывном представлении в виде функции $P(H)$, отражающей распределение сверхтонких магнитных полей H на ядрах изотопов Fe от атомов ближайшего окружения. Так, для феррита функция $P(H)$ представляет собой ярко выраженный пик с максимумом в поле $H = 337\text{ kOe}$ (рис. 3, a). Для легированного в основном Mn цементита функция $P(H)$ лежит в интервале полей $\sim 60\text{--}230\text{ kOe}$ (рис. 3, a и b). Для парамагнитного аустенита максимум функции $P(H)$ находится вблизи поля $H \approx 0\text{ kOe}$ (рис. 3, b). Из рис. 3, a и табл. 2 следует, что феррит и цементит сплава, отожженного при 500°C, при T измерения -196°C находятся в ферромагнитном состоянии (компоненты 1 и 3 на рис. 3, a). В феррите содержится 37% от

общего количества атомов Fe сплава. Остальное железо (63 at.%) находится в цементите и в небольшом количестве (3.4 vol.%, табл. 1) ферромагнитного аустенита. О присутствии в сплаве ферромагнитного аустенита свидетельствует широкое распределение функции $P(H)$ в интервале H от ~ 50 до 300 kOe, разделить которое с распределением функции $P(H)$ ферромагнитного цементита не представляется возможным. Таким образом, при температуре измерения $T = -196^\circ\text{C}$ композит после отжига при 500°C в магнитном отношении представляет собой выделения ферритной фазы, находящиеся в матрице из магнитожестького цементита. Коэрцитивная сила выделений феррита в этой ситуации не может быть выше H_c цементита, даже если они после намагничивания находятся в однодоменном состоянии.

После отжигов при 700–800°C композит состоит из смеси фаз — ферромагнитного цементита и парамагнитного аустенита (компоненты 2, 4 на рис. 3, b , табл. 2). Поскольку при температуре жидкого азота цементит после отжигов находится в ферромагнитном состоянии, то зависимость $H_c(T_{\text{ann}})$ композита (рис. 1, b , кривая 2) во всем интервале T_{ann} определяются структурным состоянием цементита [9,16] и количеством ферритной фазы. Более высокие значения σ_s зависимости $\sigma_s(T_{\text{ann}})$, измеренной при температуре жидкого азота (рис. 1, a), обусловлены, главным образом, переходом цементита из парамагнитного в ферромагнитное состояние.

Переход фаз, в частности цементита, из парамагнитного в ферромагнитное состояние при понижении температуры измерения T позволяет определять его T_C магнитным методом. Информация о T_C цементита открывает возможность исследований перераспределения Mn между фазами композита при отжиге.

Известно несколько магнитных методов определения T_C ферромагнитных фаз [9,17,18]. В настоящей работе для нахождения T_C ферромагнитного цементита в области положительных температур измерений T использован метод температурной зависимости магнитной восприимчивости $\chi(T)$ образцов. При этом T_C фаз определяли по температуре максимумов кривых $\chi(T)$. Были измерены зависимости $\chi(T)$ в процессе охлаждения образцов сплава до комнатной температуры после отжигов в интервале $T_{\text{ann}} = 300\text{--}800^\circ\text{C}$. Обнаружено, что после отжига при $T_{\text{ann}} < 700^\circ\text{C}$ максимумы на кривых охлаждения $\chi(T)$ образцов не наблюдаются. Следовательно, T_C цементита таких образцов находится в области ниже комнатной температуры T_{room} . Например, кривой 1 на рис. 4 представлена зависимость $\chi/\chi_{20}(T)$, снятая при охлаждении образца после отжига при 500°C. Горизонтальный участок кривой 1 отражает нахождение в образце сильномагнитной ферритной фазы с $T_C > 500^\circ\text{C}$. Пологий подъем кривой 1 свидетельствует, во-первых, о приближении температуры измерения к T_C цементита, которая находится в области ниже T_{room} , а во-вторых, о неоднородном легировании цементита Mn.

Для определения T_C легированного Mn цементита, которая находится в области температур измерения

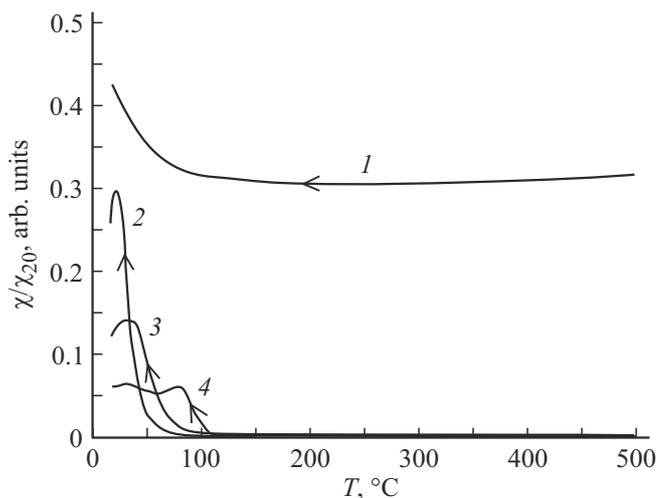


Рис. 4. Зависимости относительной магнитной восприимчивости χ/χ_{20} от температуры измерения, снятые при охлаждении образцов исследуемого композита после отжига при температурах: 1 — 500, 2 — 700, 3 — 750, 4 — 800°C. Здесь χ_{20} — магнитная восприимчивость, измеренная при температуре 20°C.

ниже T_{room} , был использован метод температурной зависимости коэрцитивной силы $H_c(T)$ образцов. На рис. 5 приведены зависимости $H_c(T)$, снятые при охлаждении отожженных образцов композита от T_{room} до T жидкого азота (ввиду большой загруженности рис. 5, *a* кривыми, участки кривых 6 и 7 перенесены на рис. 5, *b*). Видно, что на кривых $H_c(T)$ наблюдаются минимумы, температура которых по [9] близка к T_C цемента. После отжига при 300°C температуру Кюри неоднородно легированного цемента с сильно искаженной кристаллической решеткой определяет слабо выраженный и размытый по температуре измерения минимум кривой $H_c(T)$ в области $T \approx -40^\circ\text{C}$ (рис. 5, *a*, кривая 1). После снятия в результате отжигов при $T_{ann} > 300^\circ\text{C}$ искажений кристаллических решеток и повышения однородности легирования фаз, особенно цемента, минимумы на кривых $H_c(T)$ становятся выраженными более ярко (кривые 2–7 на рис. 5).

На рис. 6 представлены зависимости $T_C(T_{ann})$ цемента, анализ которых позволяет судить о тенденциях в перераспределении легирующих элементов, в частности Mn, между фазами сплава. Кривая 1 отражает изменение T_C от T_{ann} „первичного“ цемента, т.е. цемента, который образовался в процессе МС и кристаллизации аморфной фазы при отжиге. Понижение T_C цемента в интервале T_{ann} от 300 до 500°C (кривые 1–3, рис. 5, *a*) можно объяснить дополнительным легированием его атомами Mn, находящимися после МС в большом количестве в сегрегациях по межзерненным границам [19], а также возможным уходом из цемента атомов Ni.

Отжиги в интервале от 500 до 700°C (кривые 4–5, рис. 5, *a*) приводят уже к возрастанию T_C „первичного“

цемента (кривая 1 на рис. 6), что свидетельствует о снижении в его составе содержания марганца. По всей вероятности, при отжиге некоторая часть атомов Mn уходит из цемента на формирование никель-марганцевого аустенита. Это предположение подтверждается сравнением данных рентгеновских и мессбауэровских измерений. В образцах композита, отожженных

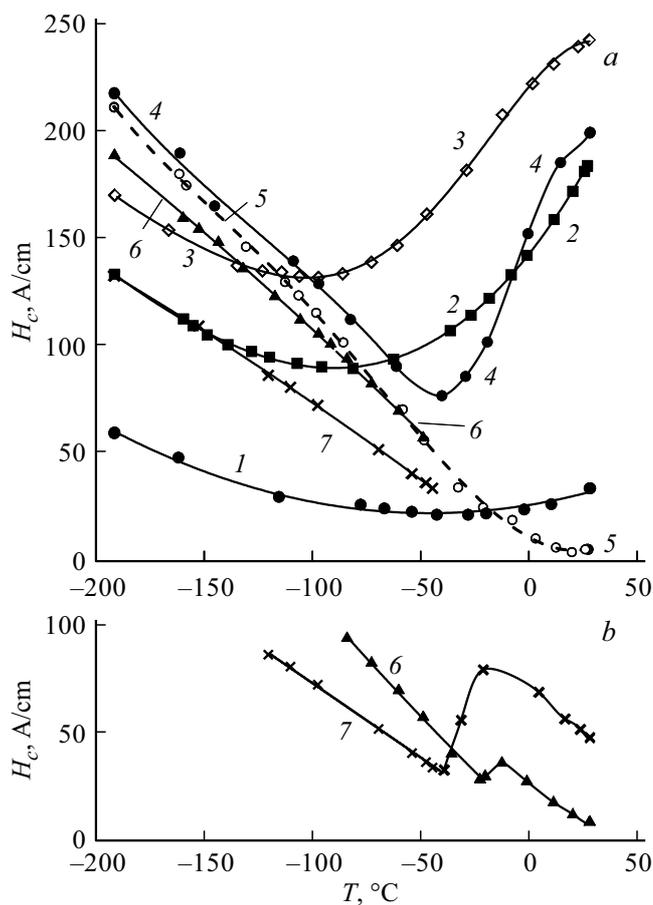


Рис. 5. Температурные зависимости коэрцитивной силы H_c композита, снятые после отжига образцов при температурах: *a*) 1 — 300, 2 — 400, 3 — 500, 4 — 600, 5 — 700, 6 — 750, 7 — 800°C; *b*) 6 — 750, 7 — 800°C.

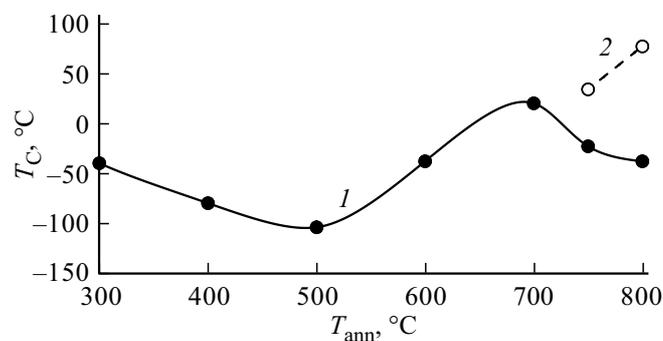


Рис. 6. Зависимость температуры Кюри T_C „первичного“ (кривая 1) и „вторичного“ (кривая 2) цемента от температуры отжига исследуемого композита.

в этом интервале T_{ann} , объемное содержание цементита примерно одинаково (табл. 1). Однако, как следует из мессбуаэровских данных, измеренных при T_{room} , после отжига при 500°C в цементите находится 55%, а после отжига при 700°C — уже 71% от всех атомов Fe, содержащихся в композите (табл. 2), то есть содержание атомов Mn в решетке цементита после отжига при 700°C действительно становится меньше. После отжига при 700°C легирование цементита Mn становится настолько низким, что минимум кривой 5 на рис. 5, *a* уже лежит в области $T > 0^\circ\text{C}$. Значение T_C цементита этого образца, находящееся вблизи комнатной температуры, было найдено методом измерения зависимости $\chi(T)$ (рис. 4, кривая 2). Кроме того, из мессбуаэровских данных следует, что при T_{room} основная часть цементита сплава, отожженного при 700°C , которая содержит 68% от всех атомов Fe в составе композита, парамагнитна. И только малая часть цементита, в которой находится 3% от всех атомов Fe, является слабомагнитным ферромагнетиком, который и формирует при T_{room} магнитные свойства этого образца.

После отжига при 750 и 800°C композит состоит практически из двух фаз: аустенита, парамагнитного даже при $T = -196^\circ\text{C}$, и цементита, магнитное состояние которого зависит от температуры измерений (табл. 1, 2). Из вышеизложенного следует, что температуры минимумов ($T \approx -20^\circ\text{C}$ и $T \approx -40^\circ\text{C}$) на зависимостях $H_c(T)$ (кривые 6 и 7 на рис. 5, *b*), а также максимумов на зависимостях $\chi(T)$ (кривые 2–4 на рис. 4) характеризуют температуру Кюри цементита, но разного. В области отрицательных температур находятся T_C „первичного“ цементита, а в области положительных температур — T_C цементита, который в рамках данной статьи назовем „вторичным“.

Известно [20], что в процессе высокотемпературных (свыше 700°C) отжигов некоторая часть цементита сплавов растворяется в аустените. Причем в первую очередь растворяются участки нелегированного, а затем и слаболегированного цементита. Концентрация Mn в оставшемся объеме „первичного“ цементита становится более высокой, что, естественно, понижает его T_C (рис. 6, кривая 1). При охлаждении из аустенита выделяется избыточный цементит („вторичный“), содержание Mn в котором ниже, а T_C — выше, чем у „первичного“ цементита. В связи с этим логично предположить, что максимумы на зависимостях $\chi/\chi_{20}(T)$ композита ($\text{Fe}_{0.85}\text{Mn}_{0.10}\text{Ni}_{0.05}$)₈₃C₁₇, отожженного при 750 и 800°C (кривые 3, 4 на рис. 4), отражают появление „вторичного“ цементита с $T_C \approx 34$ и 77°C соответственно (рис. 6, кривая 2). Появление „вторичного“ цементита, содержание марганца в котором снижается по мере повышения T_{ann} , является, по [6], основной причиной увеличения H_c композитов после отжигов при $T_{\text{ann}} > 700^\circ\text{C}$ (кривая 1 на рис. 1, *b*). Таким образом, после высокотемпературных отжигов в сплаве формируются области цементита с различными значениями температуры Кюри, то есть с различным содержанием марганца.

Отжиг при максимальной (для данной работы) температуре 800°C завершает основные фазовые превращения, характерные для твердого состояния исследуемого сплава (табл. 1, 2). После такого отжига сплав представляет собой нанокompозит, состоящий из связующей фазы — легированного Ni и Mn парамагнитного аустенита, в которой размещены выделения упрочняющей фазы — легированного в основном Mn парамагнитного цементита и небольшого количества слаболегированного цементита. Размер выделений обеих фаз, согласно рентгеновским исследованиям, не превышает 60 nm.

4. Выводы

1. Исследован фазовый состав и формирование магнитных характеристик композита ($\text{Fe}_{0.85}\text{Mn}_{0.10}\text{Ni}_{0.05}$)₈₃C₁₇ после механосинтеза и последующих отжигов. Показано, что после отжига при 500°C композит представляет собой матрицу из парамагнитного цементита, в которой находятся выделения ферритной фазы, близкие к критическому размеру однодоменности, что обеспечивает высокое значение его $H_c \approx 250$ А/см.

2. Зависимость $H_c(T_{\text{ann}})$, измеренная при температуре жидкого азота, также представляет собой кривую с максимумом при 600°C , который обусловлен уже другим механизмом — изменением при отжиге структурного состояния цементита.

3. Показано, что при $T_{\text{ann}} \geq 500^\circ\text{C}$ происходит выделение атомов Mn из цементита. Высказано предположение, что выделившийся из цементита марганец идет на образование никель-марганцевого аустенита.

4. Отжиги при температуре свыше 700°C приводят к растворению малолегированной части цементита в аустените и выделению из него в процессе последующего охлаждения обедненного марганцем „вторичного“ цементита. В результате после высокотемпературных отжигов в композитах наблюдается цементит с различными значениями температуры Кюри и, следовательно, с различным содержанием Mn.

5. После отжига при 800°C сплав ($\text{Fe}_{0.85}\text{Mn}_{0.10}\text{Ni}_{0.05}$)₈₃C₁₇ представляет собой нанокompозит, состоящий из связующей фазы — аустенита, в котором размещены наноразмерные выделения твердой фазы — цементита.

Финансирование работы

Работа выполнена в рамках госзадания Минобрнауки РФ (проект № ББ_2021_121030100003-7) с использованием оборудования ЦКП „Центр физических и физико-химических методов анализа, исследования свойств и характеристик поверхности, наноструктур, материалов и изделий“ УдмФИЦ УрО РАН, поддержанного Минобрнауки РФ в рамках Федеральной целевой программы (уникальный идентификатор проекта — RFMEFI62119X0035).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] А.И. Гусев. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии. Физматлит, М. (2009). 416 с.
- [2] Н.А. Конева, А.И. Жданов, Э.В. Козлов. Изв. РАН. Сер. физ. **70**, *4*, 577 (2006).
- [3] Yu. Ivanisenko, W. Lojkowski, R.Z. Valiev, H.-J. Fecht. Acta Materialia **51**, *18*, 5555 (2003).
- [4] Р.З. Валиев, И.В. Александров. Объемные нанокристаллические материалы: получение, структура и свойства. Академкнига, М. (2007). 398 с.
- [5] Y.Z. Chen, A. Herz, Y.J. Li, C. Borchers, P. Choi, D. Raabe, R. Kirchheim. Acta Materialia **61**, *9*, 3172 (2013).
- [6] Z.G. Liu, X.J. Hao, K. Masuyama, K. Tsuchiya, M. Umamoto, S.M. Hao. Scripta Materialia **44**, *8*, 1775 (2001).
- [7] М.Н. Михеев, Э.С. Горкунов. Магнитные методы структурного анализа и неразрушающего контроля. Наука, М. (1993). 252 с.
- [8] F.G. Caballero, M.K. Miller, C. Garcia-Mateo, C. Capdevila, S.S. Babu. Acta Materialia **56**, *2*, 188 (2008).
- [9] А.И. Ульянов, А.А. Чулкина, В.А. Волков, Е.П. Елсуков, А.В. Загайнов, А.В. Протасов, И.А. Зыкина. ФММ **113**, *12*, 1201 (2012).
- [10] E. Bruck. In: Handbook of Magnetic Materials/Ed. K.H.J. Buschow. **17**, Ch. 4. Elsevier, Amsterdam, North Holland (2008). P. 235.
- [11] С.В. Вонсовский. Магнетизм. Наука, М. (1971). 1032 с.
- [12] Н.П. Дьяконова, Е.В. Шелехов, Т.А. Свиридова, А.А. Резников. Завод. лаб. **63**, *10*, 17 (1997).
- [13] E.V. Voronina, N.V. Ershov, A.L. Ageev, Yu.A. Babanov. Phys. Status Solidi B **160**, *2*, 625 (1990).
- [14] В.И. Петин. ЖТФ **84**, *1*, 8 (2014).
- [15] Г.И. Фролов, О.И. Бачина, М.М. Завьялова, С.И. Равочкин. ЖТФ **78**, *8*, 101 (2008).
- [16] A.K. Arzhnikov, L.V. Dobysheva, C. Demangeat. J. Phys.: Condens. Matter **19**, *19*, 196214 (2007).
- [17] Б.А. Апаев. Фазовый магнитный анализ сплавов. Металлургия, М. (1976). 280 с.
- [18] С. Тикадзуми. Физика ферромагнетизма. Магнитные свойства вещества. Мир, М. (1983). 304 с.
- [19] Е.П. Елсуков, Г.А. Дорофеев, В.В. Болдырев. ДАН **391**, *5*, 640 (2003).
- [20] М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер. Специальные стали. МИСИС, М. (1999). 408 с.

Редактор *Е.В. Толстякова*