

DOI: 10.15593/2224-9877/2017.3.03

УДК 621.762

С.А. Оглезнева, К.Л. Саенков, Л.М. ГревновПермский национальный исследовательский
политехнический университет, Пермь, Россия**ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ
И ТЕМПЕРАТУР ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПОРОШКОВЫХ
FE-NI-СПЛАВОВ**

Представлены исследования порошковых сплавов системы Fe – (30–36) % Ni на основе карбонильных порошков. Показано влияние размера зерна аустенита и концентрации компонентов на особенности структуры и свойства порошковых Fe–Ni-сплавов. Для выполнения эксперимента и исследований были использованы: металлографический анализ, методика измерения зерен аустенита и мартенсита, рентгенофазовый анализ, рентгеноструктурный анализ, спектральный анализ, магнитометрический метод; были определены температуры γ - α -превращения. При исследовании микроструктуры сплавов Fe – (30–36) % Ni выявлено, что увеличение концентрации никеля способствует укрупнению среднего размера зерна аустенита, а укрупнение зерна способствует ускорению аустенитно-мартенситного превращения. В сплавах с содержанием никеля в диапазоне 30–32 % температура фазового превращения возрастала при увеличении минимального размера зерна мартенсита прямо пропорционально содержанию никеля, критический размер зерна аустенита составил 1–3,5 мкм. Установлено, что превращение в сплавах с 30,3–31,93 % никеля происходит в широком интервале температур (70–120°), а в сплавах с 34,35–36,33 % никеля – в узком (1–2°). Показано, что с увеличением содержания никеля от 30 до 36 % увеличивается размер зерна и повышается температура фазового γ - α -превращения на 75 К, доля образовавшегося мартенсита увеличивается в 5 раз. Обнаружено, что распад аустенита в железоникелевых сплавах (30–32 % Ni) был в диапазоне 70–92 %, с содержанием Ni 33–36 % распад аустенита был незначительным 2–15 %. Установлено, что при охлаждении образцов до 5 К в поле с напряженностью 5 кЭ возрастало значение намагниченности до 113–189 етп/г. Выявлено, что уменьшение критического размера зерна провоцирует превращение в железоникелевых сплавах.

Ключевые слова: порошковые сплавы, механические свойства, структура, модуль Юнга, ударная вязкость, размер зерна, аустенит, мартенсит, твердость, фаза.

S.A. Oglezneva, K.L. Saenkov, L.M. Grevnov

Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation

**INVESTIGATION OF PHYSICAL MECHANICAL PROPERTIES
AND TEMPERATURES OF PHASE TRANSFORMATIONS
OF POWDER FE-NI ALLOYS**

Investigations of powder alloys of the Fe-(30-36)% Ni system based on carbonyl powders are presented. The dependence of the austenite grain size and the concentration of components on the

structural features and properties of powder Fe-Ni alloys is shown. To carry out the experiment and studies, the metallographic analysis, the method for measuring the austenite and martensite grains, X-ray phase analysis, X-ray diffraction analysis, spectral analysis, and magnetometric method were used to determine the temperatures of the α - α transformation. When studying the microstructure of Fe-(30-36)%Ni alloys, it was found that an increase in the concentration of nickel promotes the coarsening of the average grain size of the austenite, and the grain coarsening promotes the acceleration of the austenitic-martensitic transformation. In alloys with nickel content in the range of 30-32%, the phase transformation temperature increased with increasing minimum grain size of martensite in direct proportion to the nickel content, the critical austenite grain size was 1-3.5 microns. It is established that the transformation in alloys with 30.3-31.93% nickel occurs in a wide range of temperatures (70-120 degrees), and in alloys with 34.35-36.33% nickel - in a narrow (1-2 degrees). It is shown that as the nickel content increases from 30 to 36%, the grain size increases and the temperature of the phase γ - α transformation increases by 75 K, and the fraction of martensite formed increases by a factor of 5. It was found that the decomposition of austenite in iron nickel alloys (30-32% Ni) was in the range 70-92%, with a Ni content of 33-36%; the decomposition of austenite was insignificant: 2-15%. It was established that when the samples were cooled to 5 K in a field with a strength of 5 kE, the value of the magnetization increased to 113-189 emu/g. It was found that a decrease in the critical grain size provokes the transformation into iron of nickel alloys.

Keywords: powdered alloys, mechanical properties, texture, Young's modulus, toughness, grain size, austenite, martensite, hardness, phase.

Введение

Мартенситное превращение – это наиболее интересная ступень превращения аустенита в сталях и сплавах. В ходе процесса γ - α -превращения кристаллы мартенсита связаны с аустенитным зерном по конкретным кристаллографическим плоскостям, и межфазная граница в этом случае никак не появляется. При данном фазовом превращении ориентированный и пакетный сдвиг атомов в кристаллической решетке аустенита протекает синхронно [1–4].

Для реализации мартенситного превращения прежде всего необходимо подвергнуть сплав быстрому и непрерывному охлаждению ниже точки начала γ - α -превращения (M_n). Чем M_n ниже, тем выше вероятность появления кристаллов α -фазы. Количество возникшего мартенсита растет в результате появления новейших кристаллов, а не по итогам роста уже имеющихся.

Температура окончания превращения обозначается как M_k , закономерности перестройки атомов при γ - α -превращениях следуют из определенных кристаллогеометрических соотношений между решетками кристалла (структурами) γ и α -фаз. В результате аустенитно-мартенситного превращения из одной ориентировки аустенитной фазы (зерна, монокристалла) может получиться 24 ориентировки мартенситной фазы [5].

Удельный объем α -фазы больше по сравнению с аустенитной. Категорически необходимо при изготовлении сталей и сплавов наблю-

дать за объемом возникшей α -фазы, так как увеличение количества мартенсита является причиной образования внутренних напряжений при проведении термообработки, эти напряжения, в свою очередь, способствуют возникновению деформации материала и образованию в нем трещин [6, 7].

Для наглядности отображения всех процессов фазовых γ - α -превращений можно использовать три основных подхода: кристаллографический, термодинамический подходы и динамическую волновую теорию.

Кристаллографический подход подразумевает все основные физические механизмы аустенитно-мартенситного превращения, например такие, как деформация элементарного объема аустенита, которая преобразует исходную решетку аустенита в решетку мартенсита [8–10].

Термодинамический подход объясняет, что в условиях переохлаждения не может произойти диффузионный распад аустенита на феррито-карбидную смесь, который приводит систему к абсолютному минимуму свободной энергии [11–14].

Динамическая волновая теория γ - α -превращения базируется на концепции гетерогенного зарождения и управляемого волнового роста. Теория подразумевает, что превращение не начинается на границе зерна, а возникает на некотором расстоянии от нее, а именно в объеме зерна. Точка начала зарождения кристаллов α -фазы находится в зависимости от распространения по зерну упругих деформаций, которые вызваны наличием в нем дефектов – дислокаций. Имеющие минимальный размер зёрна, в которые не способны поместиться дислокации, в свою очередь, не будут поддерживать фазовое превращение [14–16].

Целью работы является исследование физико-механических свойств и температур фазовых превращений сплавов системы Fe – (30–36) % Ni.

Методика исследований. Для изготовления образцов порошковых сплавов системы Fe–Ni были использованы порошки карбонильного железа марки ВМС-1, карбонильного никеля марки ПНК УТ-3. Порошки смешивались в течение 8 ч в смесителе со смещенной осью вращения. Заготовки прессовали в пресс-форме на гидравлическом прессе П-125 при давлении 600 МПа.

Спекание образцов проводили в вакуумной электропечи СШВ-4.5.5/12-ИС1. Отжиг был проведен при $t = 900$ °С в течение 1 ч,

также была проведена допрессовка образцов при 600 МПа, цикл повторялся дважды, окончательно спекали в средах вакуума и аргона при $t = 1200$ °С суммарно в течение 20 ч.

Для выявления микроструктуры (аустенитного зерна и мартенситной фазы) использовали тепловое травление шлифов в среде вакуума при $t = 1000$ °С в течение 30 мин.

Снимки микроструктуры получали с оптического микроскопа Axiovert и аналитического автоэмиссионного растрового электронного микроскопа ULTRA 55/60 Carl Zeiss с разрешением 1 нм, оснащенного спектральным анализатором INCA².

Микротвердость аустенитной и мартенситной фаз измеряли с помощью ПМТ-3 при нагрузке 0,5 Н в соответствии с ГОСТ 9450–76, погрешность измерений была не более 10 %. Размеры зерен считали по методу измерения длин хорд по ГОСТ 5639–82 на снимках микроструктуры шлифа при увеличении 200 крат, а также с использованием специализированного ПО (Gwydion SoftWare). Рентгенофазовый анализ образцов порошковых сплавов был получен с дифрактометра Shimadzu XRD 6000, в $K_{\alpha\text{Cu}}$ -излучении. Расшифровка дифрактограмм проводилась с использованием картотеки ICDD PDF-2. Твердость порошковых сплавов после спекания измеряли с помощью метода Бригелля³. Предел прочности и модуль Юнга определяли на установке INSTRON 5885⁴.

Ударную вязкость определяли на маятниковом копре (ГОСТ 9454–78) при комнатной и отрицательной (–190 °С) температурах.

Магнитометрическим методом исследованы фазовые γ – α -превращения в порошковых сплавах системы Fe – (30–36) % Ni. Образцы сплавов после спекания были намагничены в нарастающем магнитном поле: от 0 до 5 кЭ, при комнатной температуре, после чего образцы сплавов подвергались переохлаждению до 5 К в поле с напряженностью 5 кЭ. Намагниченность образцов возрастала до 113–189 етл/г из-за появления дополнительной намагниченности α -фазы, которая, в свою очередь, образовалась в результате переохлаждения сплавов.

² ГОСТ 5639–82. Стали и сплавы. Метод определения величины зерна. М.: Изд-во стандартов, 1983. 38 с.

³ ГОСТ 9012–59. Металлы. Метод измерения твердости по Бригеллю. М.: Изд-во стандартов, 2007. 30 с.

⁴ ГОСТ 25095–82. Сплавы твердые спеченные. Метод определения модуля продольной упругости. М.: Изд-во стандартов, 1983. 7 с.

Результаты эксперимента

Рентгенофазовым анализом установлено, что во всех сплавах после спекания была сформирована аустенитная структура. Зеренная структура спеченных сплавов Fe – 30 % Ni и Fe – 36 % Ni показана на рис. 1, а, б. Структура характеризуется разнорзернистостью, в ней видны поры, в зернах присутствуют двойники, что свидетельствует о наличии аустенита. Гистограммы распределения зерен по размеру показаны на рис. 1, в, г.

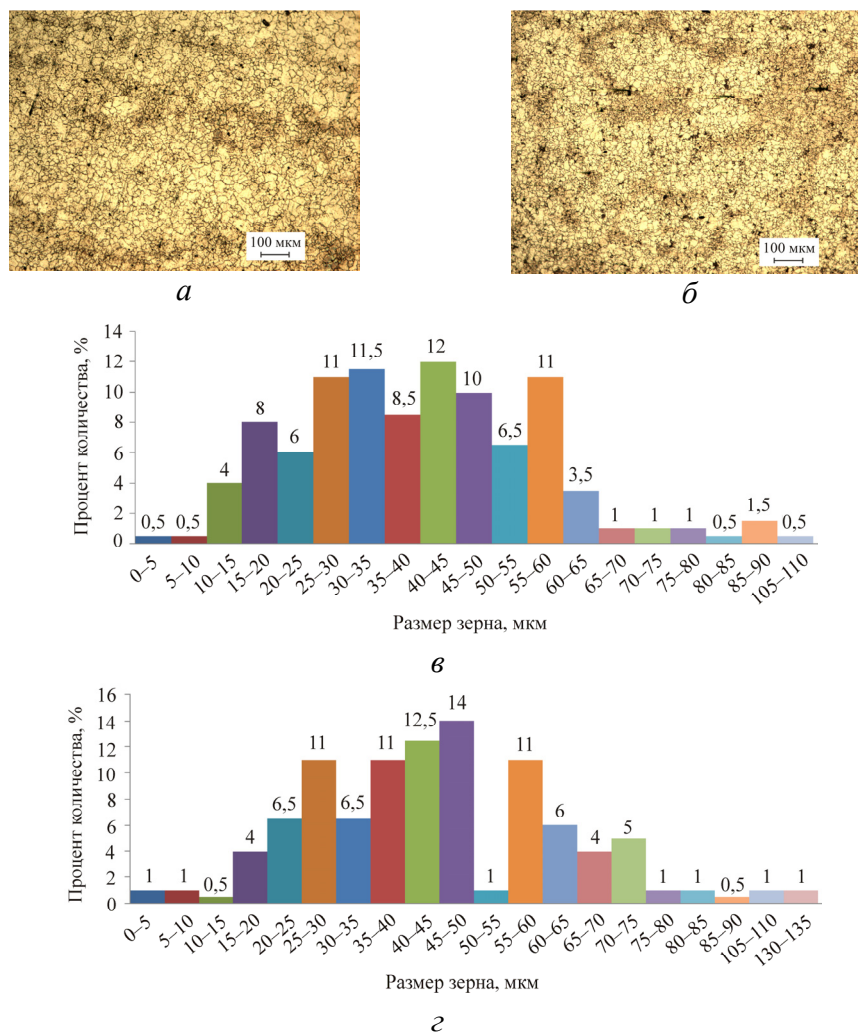


Рис. 1. Снимки структуры сплавов Fe – 30 % Ni (а) и Fe – 36 % Ni (б) соответственно и гистограммы распределения зерен по размеру в сплавах Fe – 30 % Ni (в) и Fe – 36 % Ni (г) соответственно

После спекания образцов порошковых сплавов системы Fe – (30–36 %) Ni остаточная пористость образцов составляла 2–6 % (табл. 1). Размеры зерен в железо-никелевых сплавах незначительно возрастали при увеличении концентрации никеля: от 30 до 50 мкм. Установлено, что увеличение содержания никеля в сплавах способствует повышению ударной вязкости – от 807 до 880 кДж/м². Микротвердость аустенита после спекания была 1450–1714 МПа, пропорционально содержанию никеля.

Таблица 1

Физико-механические свойства и размер зерна образцов
Fe – (30– 36) % Ni после спекания

Номер образца	Содержание Ni, %	Микротвердость аустенита, МПа	П, %	Ударная вязкость, кДж/м ²	Средний размер зерна, мкм
2	30,20	1610	5	807	33 ± 1,5
4	30,50	1450	4	810	45 ± 15
6	31,93	1452	2	817	39,5 ± 13,5
8	31,63	1668	4	815	41,5 ± 13
20	33,10	1478	5	829	39 ± 9
30	34,30	1714	6	868	45 ± 16,5
38	36,33	1620	6	880	52 ± 16

После охлаждения сплавов до –190 °С (охлаждение в жидком азоте) в железоникелевых образцах с содержанием Ni от 33 до 36 % распад аустенита был в незначительных количествах (2–15 %, табл. 2), в структуре после охлаждения различимы две фазы – аустенит и игольчатый мартенсит (рис. 2).

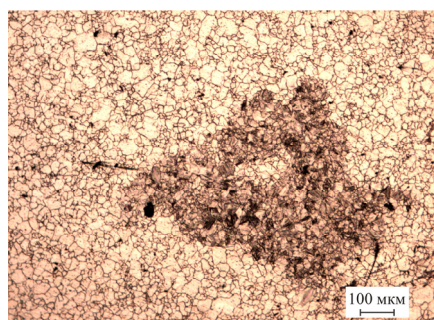
После переохлаждения образцов была измерена микротвердость аустенитной фазы, которая составляла 1880–2370 МПа, а также возникшей мартенситной фазы – 2370–3810 МПа (см. табл. 2) в зависимости от содержания никеля.

Испытания ударной вязкости сплавов при –190 °С показали увеличение данной прочностной характеристики до 350 кДж/м² при увеличении содержания никеля от 30 до 36 % (рис. 3).

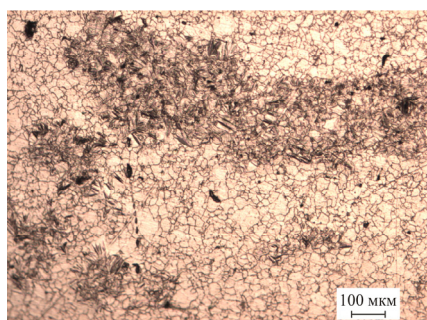
Таблица 2

Фазовый состав образцов после охлаждения
 порошковой системы Fe – (30,2–36,3) % Ni

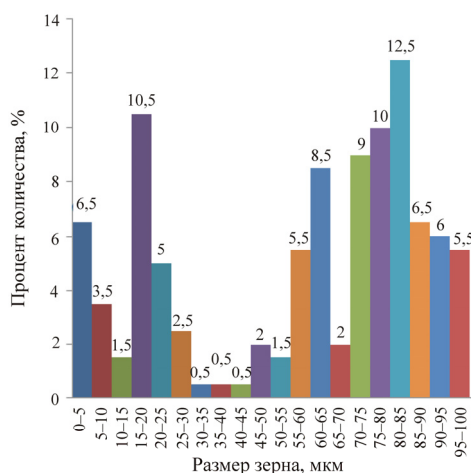
Номер образца	Ni, %	γ-фаза, %	α-фаза, %	Микротвердость после охлаждения, МПа	
				А	А
4	30,20	8	92	2110	2370
8	31,63	30	70	1880	2440
6	31,93	15	85	1940	2600
20	33,10	85	15	2230	2800
38	35,88	97	3	2300	3580
28	36,33	98	2	2370	3810



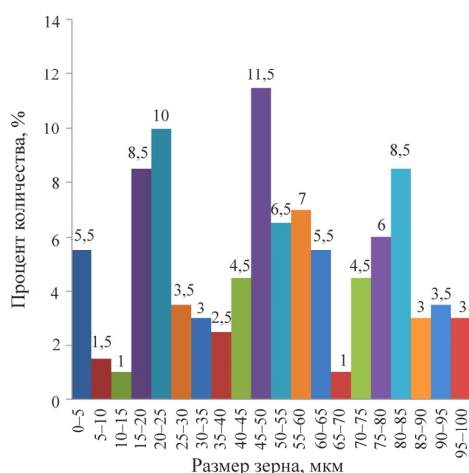
а



б



в



г

Рис. 2. Снимки структуры сплавов Fe – 30,296 % Ni (а) и Fe – 36,33 % Ni (б) после охлаждения и гистограммы распределения зерен аустенита по размеру в сплавах Fe – 30,296 % Ni (в) и Fe – 36,33 % Ni (г)

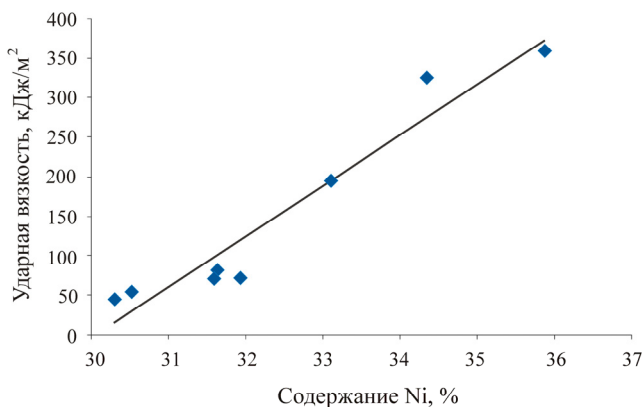


Рис. 3. Зависимость ударной вязкости образцов системы Fe – (30–36) % Ni от содержания Ni при –190 °С

Твердость незначительно уменьшалась при увеличении содержания никеля. Очевидно, влияние на понижение твердости оказало повышение пористости (рис. 4).

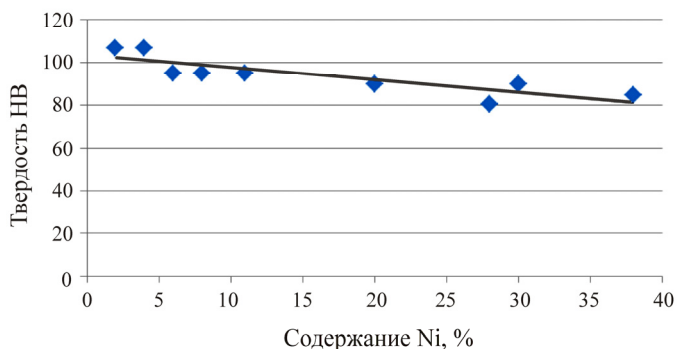


Рис. 4. Зависимость твердости образцов системы Fe – (30–36) % Ni от содержания Ni

Микротвердость сплавов увеличивалась пропорционально концентрации никеля (рис. 5).

Модуль Юнга железоникелевых сплавов при увеличении содержания никеля от 30 до 36 % возрастал с 4700 до 5500 МПа (рис. 6), показатель предела прочности снижался к увеличению концентрации никеля, предел текучести увеличивался с повышением содержания Ni (рис. 7).

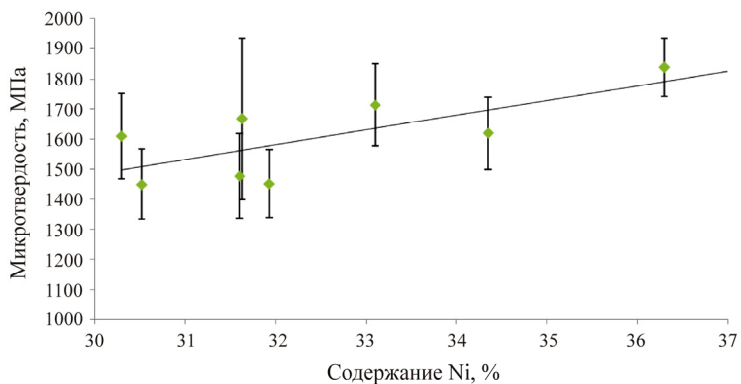


Рис. 5. Зависимость микротвердости образцов системы Fe – (30–36) % Ni от содержания Ni

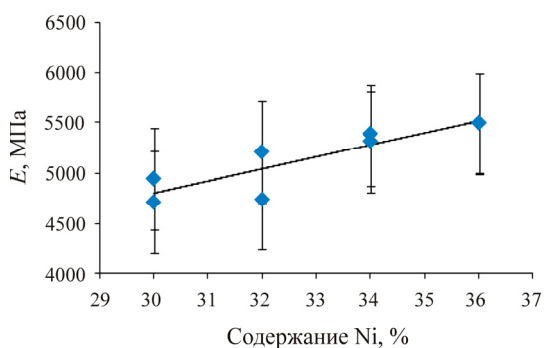


Рис. 6. Зависимость модуля Юнга E образцов системы Fe – (30–36) % Ni от изменения содержания Ni в сплавах

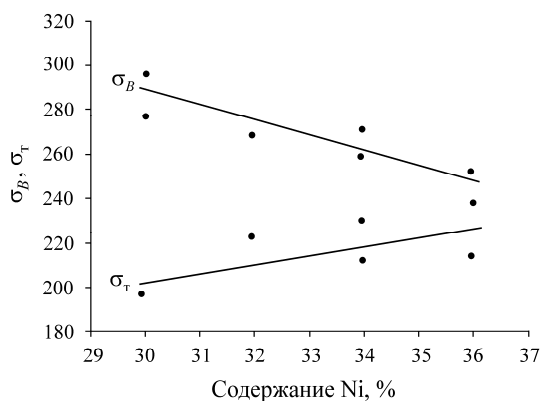


Рис. 7. Графики предела прочности и предела текучести образцов порошковой системы: Fe – (30–36) % Ni в зависимости от концентрации никеля

В сплавах Fe – (30–36) % Ni магнитометрическим методом были определены температуры начала и окончания γ - α -превращения (табл. 3, рис. 8).

Таблица 3

Температуры начала T_2 и окончания T_1 аустенитно-мартенситного превращения

Ni, вес. %	T_1, K	T_2, K	$M_{st}, emu/g$	$M_{fin}, emu/g$	$d_{кр}, \mu m$
30,3	58,2	169,2	43,1	189,5	1
31,85	70,2	142	70,2	185,7	–
31,93	55,2	173,3	71,6	185,4	3,5
34,35	109,2	111	113,8	177,9	–
36,33	134,2	135,5	148,3	170,4	–

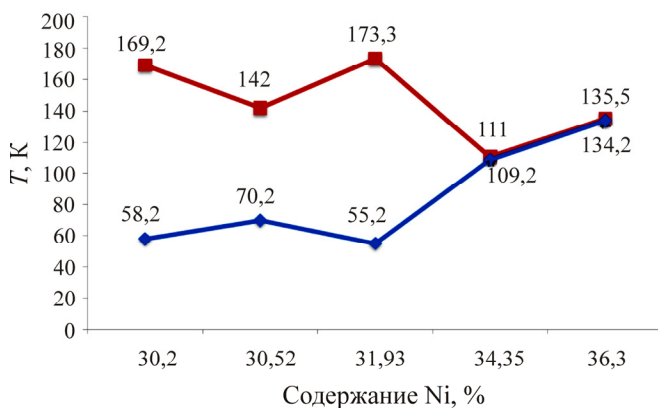


Рис. 8. Температура начала (верхний график) и конца (нижний график) аустенитно-мартенситного превращения в сплавах Fe – (30,2–36,3) % Ni

Превращение в сплавах с 30,30–31,93 % никеля происходит в широком интервале температур (70–120°), а в сплавах с 34,35–36,33 % никеля – в узком (1–2°) (см. рис. 8). Это связано с тем, что в сплавах с повышенным содержанием никеля превращение произошло в зернах узкого размерного диапазона (1–30 мкм), а в сплавах с пониженным содержанием превращение испытали зерна с размерами от 1 до 60 мкм;

вероятно, каждому размерному диапазону соответствует определенная температура фазового превращения, что согласуется с динамической волновой теорией аустенитно-мартенситного превращения.

В процессе охлаждения образцов до 5 К в поле с напряженностью 5 кЭ возросло значение намагниченности до 113–183 ему/г (рис. 9, 10) ввиду того, что возникла дополнительная намагниченность от появления мартенсита, возникшего при переохлаждении сплава.

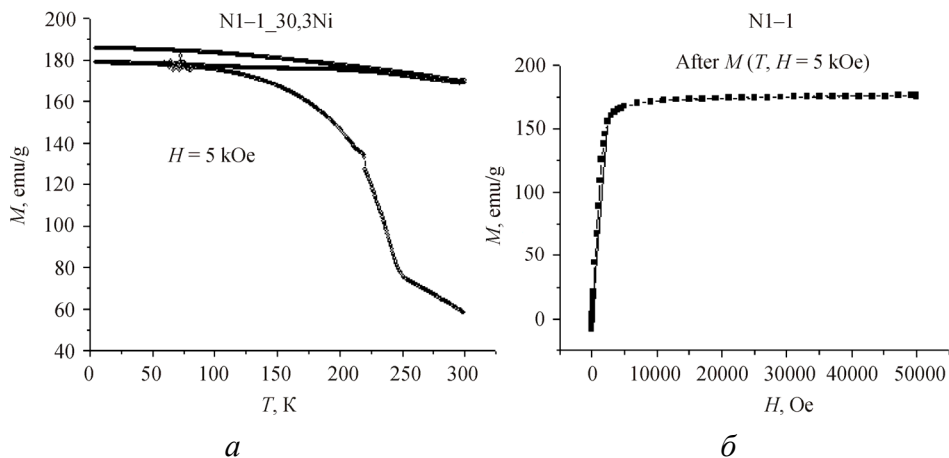


Рис. 9. Графики намагниченности сплава от температуры (а) и полевая зависимость намагниченности при постоянной $T = 300$ К (б) образца Fe – 30,29 % Ni

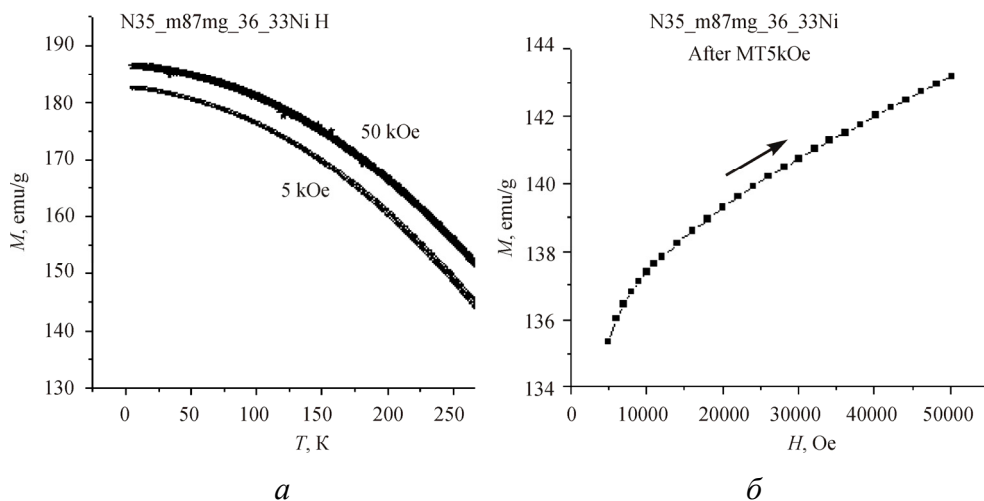


Рис. 10. Графики намагниченности сплава от температуры (а) и полевая зависимость намагниченности при постоянной $T = 300$ К (б) образца Fe – 36,33 % Ni

При представленных гистограммах распределения зерен по размерам (с максимальными значениями размеров зерен до 100 мкм) установлено, что для сплавов Fe–Ni с концентрациями 30,3 и 31,93 % критический размер D_c близок к 1 и 3,5 мкм соответственно. Переход к концентрациям 34,35 и 35,33 % не сопровождается появлением значимого количества мартенсита, повышение концентрации никеля ведет к повышению температуры начала превращения и понижению температуры окончания превращения.

Параметр D_c не является постоянной величиной в рамках микроскопической теории. При приближении к 34 % никеля D_c стремится к бесконечности, а точка начала M_{st} стремится к нулю, и какой бы ни был монокристалл – превращение не идет. После включения сильного магнитного поля D_c значительно уменьшается – превращение идет, температура M_{st} увеличилась – появилось превращение, которого не было изначально. Это показывает, что уже концентрация 34,35 % находится в окрестности критического значения C^* , причем значения D_c (в соответствии с известными гистограммами) оказываются не менее 90 мкм. Этот результат носит принципиальный характер и согласуется с выводами динамической теории мартенситных превращений. Другое следствие: теория предсказывает возможность резкого уменьшения критического размера зерна аустенита в сильном (сотни кЭ) магнитном поле H для областей критических значений концентраций C^* .

Заключение

При исследовании порошковой системы сплавов Fe – (30–36) % Ni установлено, что при повышении концентрации никеля наблюдается понижение твердости до 20 %, а значения предела текучести и модуля продольной упругости (Юнга) возрастают до 20 %. Микротвердость аустенита и мартенсита после охлаждения их в жидком азоте повышалась с увеличением концентрации никеля. Испытания на маятниковом копре сплавов при отрицательных температурах (–190 °С) показали повышение ударной вязкости до 350 кДж/м² при увеличении содержания Ni с 30,2 до 36,3 %.

При понижении концентрации никеля обнаружено увеличение температурного интервала аустенитно-мартенситного превращения, связанное с широким значением диаметра зерна, и зависимость температуры фазового γ – α -превращения от критического размера зерна, что укладывается в рамки динамической волновой теории превращения.

Список литературы

1. Лободюк В.А. Изотермическое мартенситное превращение // Фазовые превращения мартенситного типа: сб. ст. / под ред. В.В. Немошкаленко. – Киев: Наук. думка, 1993. – С. 180.
2. Любодюк В.А., Эстрин Э.И. Мартенситные превращения. – М.: Физматлит, 2009. – 352 с.
3. Кашенко М.П. Волновая модель роста мартенсита при γ - α -превращении в сплавах на основе железа. – 2-е изд., испр. и доп. / Иж. ин-т компьютер. исследований. – М.; Ижевск: Регулярная и хаотическая динамика, 2010. – 280 с.
4. Металлические порошки и порошковые материалы: справочник / Б.Н. Бабич, Е.В. Вершинина, В.А. Глебов [и др.]; под ред. Ю.В. Левинского. – М.: ЭКОМЕТ, 2005. – 520 с.
5. Wechsler M.S., Lieberman D.S., Read T.A. On the theory of formation of martensite // Journal of Metals. – 1953. – Vol. 197. – P. 1503–1515.
6. Bowles J.S., Mackenzie J.K. The crystallography of martensite transformation III. Face-centered cubic to body-centered tetragonal transformations // Acta Metallurgica. – 1954. – Vol. 2, № 3. – P. 224–234.
7. Кризement О., Гудремон З., Вефер Ф. К термодинамике аустенитно-мартенситного превращения // Фазовые превращения в стали. – М.: Metallurgizdat, 1961. – С. 72–89.
8. Няшина Н.Д., Трусов П.В. Моделирование мартенситных превращений в сталях: кинематика мезоуровня // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2014. – № 4. – С. 118–151.
9. Русаненко В.В., Еднерал Ф.Ф., Леденева О.Н. Эливарные и механические свойства мартенситно-аустенитных сплавов // Металловедение и термическая обработка. – 1996. – № 7. – С. 27–30.
10. Кашенко М.П., Чащина В.Г. Динамическая модель формирования двойникованных мартенситных кристаллов при γ - α -превращении в сплавах железа / Урал. гос. лесотехн. ун-т. – Екатеринбург, 2009. – 98 с.
11. Кашенко М.П. Волновая модель роста мартенсита при α - γ -превращении в сплавах на основе железа. – Екатеринбург: Наука, 1993. – 224 с.
12. Фокина Е.А., Завадский Э.А. Влияние магнитного поля на мартенситное превращение в стали // Физика металлов и металловедение, 1963. – Т. 16, № 2. – С. 311–313.
13. Курдюмов Г.В. Явления закалки и отпуска стали. – М.: Металлургия, 1960. – 64 с.
14. Кашенко М.П., Верещагин В.П. Учет упругого поля прямолинейной дислокации в рамках волнового описания роста мартенсита // Известия вузов. Физика. – 1989. – № 8. – С. 20–23.
15. Карькина Л.Е., Карькин И.Н., Горностырев Ю.Н. Структурные превращения в нанокластерах сплава Fe–Ni. Результаты моделирования методом молекулярной динамики // ФММ. – 2006. – Т. 101, вып. 2. – С. 146–157.
16. Материаловедение / Б.Н. Арзамасов [и др.]. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2004. – 648 с.

References

1. Lobodiuk V.A. Izotermicheskoe martensitnoe prevrashchenie [Isothermal martensitic transformation]. *Fazovye prevrashcheniia martensitnogo tipa: sbornik statei*. Ed. V.V. Nemoshkalenko. Kiev: Naukova dumka, 1993, p. 180.
2. Liubodiuk V.A., Estrin E.I. Martensitnye prevrashcheniia [Martensitic transformation]. Moscow: Fizmatlit, 2009, 352 p.
3. Kashchenko M.P. Volnovaia model' rosta martensita pri γ - α -prevrashchenii v splavakh na osnove zheleza [Wave model of growth of martensite at γ - α -transformation in alloys on the basis of iron]. – 2-e izdanie, ispravlennoe i dopolnennoe. *Izhevskii institut komp'iuternykh issledovaniĭ*. Moscow. Izhevsk: Reguliarnaia i khaoticheskaia dinamika, 2010, 280 p.
4. Babich B.N., Vershinina E.V., Glebov V.A. Metallicheskie poroshki i poroshkovye materialy [Metal powders and powder materials]: spravochnik. Ed. Iu.V. Levinskogo. Moscow: EKOMET, 2005, 520 p.
5. Wechsler M.S., Lieberman D.S., Read T.A. On the theory of formation of martensite. *Journal of Metals*, 1953, vol. 197, pp. 1503–1515.
6. Bowles J.S., Mackenzie J.K. The crystallography of martensite transformation III. Facecentered cubic to body-centered tetragonal transformations. *Acta Metallurgica*, 1954, vol. 2, no. 3, pp. 224–234.
7. Krizement O., Gudremon Z., Vefer F. K termodinamike austenitno-martensitnogo prevrashcheniia [To thermodynamics austenitic transformation]. *Fazovye prevrashcheniia v stali*. Moscow: Metallurgizdat, 1961, pp. 72–89.
8. Niashina N.D., Trusov P.V. Modelirovanie martensitnykh prevrashchenii v staliakh: kinematika mezourovnia [Modeling the martensitic transformations in the steels: mesolevel kinematics]. *PNRPU Mechanics Bulletin*, 2014, no. 4, pp. 118–151.
9. Rusanenko V.V., Edneral F.F., Ledeneva O.N. Elinvarnye i mekhanicheskie svoistva martensitno-austenitnykh splavov [Elinvarny and mechanical properties of martensitic-austenitic alloys]. *Metallovedenie i termicheskaia obrabotka*, 1996, no. 7, pp. 27–30.
10. Kashchenko M.P., Chashchina V.G. Dinamicheskaia model' formirovaniia dvoinikovannykh martensitnykh kristallov pri γ - α -prevrashchenii v splavakh zheleza [Dynamic model of formation the plate martensitic crystals at γ - α -transformation in iron alloys]. Ural'skii gosudarstvennyi lesotekhnicheskii universitet. Ekaterinburg, 2009, 98 p.
11. Kashchenko M.P. Volnovaia model' rosta martensita pri α - γ -prevrashchenii v splavakh na osnove zheleza [Wave model of growth of martensite at α - γ -transformation in alloys on the basis of iron]. Ekaterinburg: Nauka, 1993, 224 p.
12. Fokina E.A., Zavadskii E.A. Vliianie magnitnogo polia na martensitnoe prevrashchenie v stali [Influence of magnetic field on martensitic transformation in steel]. *Fizika metallov i metallovedenie*, 1963, vol. 16, no. 2, pp. 311–313.
13. Kurdumov G.V. Iavleniia zakalki i otpuska stali [The phenomena of training and holiday became]. Moscow: Metallurgiiia, 1960, 64 p.
14. Kashchenko M.P., Vereshchagin V.P. Uchet uprugogo polia priamolineinoi dislokatsii v ramkakh volnovogo opisaniia rosta martensita [Accounting of the elastic field of rectilinear dislocation within the wave description of growth of martensite]. *Izvestiia vuzov. Fizika*, 1989, no. 8, pp. 20–23.

15. Kar'kina L.E., Kar'kin I.N., Gornostyrev Iu.N. Strukturnye prevrashcheniia v nanoklasterakh splava Fe–Ni. Rezul'taty modelirovaniia metodom molekuliarnoi dinamiki [Structural transformations in Fe-Ni alloy nanoclusters. Results of modeling by method of molecular dynamics]. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2006, vol. 101, iss. 2, pp. 146–157.

16. Materialovedenie [Materials science]. Ed. B.N. Arzamasov. Moscow: Izdatel'stvo Moskovskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta imeni N.E. Baumana, 2004, 648 p.

Получено 28.06.2017

Об авторах

Оглезнева Светлана Аркадьевна (Пермь, Россия) – доктор технических наук, профессор кафедры материалов, технологий и конструирования машин Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: svetlana.iron@yandex.ru.

Саенков Константин Леонидович (Пермь, Россия) – аспирант кафедры материалов, технологий и конструирования машин Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: severskl@mail.ru.

Гревнов Лев Михайлович (Пермь, Россия) – доктор технических наук, профессор, инженер кафедры материалов, технологий и конструирования машин Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: kpmc@pm.pstu.ac.ru.

About the authors

Svetlana A. Oglezneva (Perm, Russian Federation) – Doctor of Technical Sciences, Professor, Department of Materials, Technologies and Constructions of Machines, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: svetlana.iron@yandex.ru.

Konstantin L. Saenkov (Perm, Russian Federation) – Postgraduate Student, Department of Materials, Technologies and Constructions of Machines, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: severskl@mail.ru.

Lev M. Grevnov (Perm, Russian Federation) – Doctor of Technical Sciences, Professor, Engineer, Department of Materials, Technologies and Constructions of Machines, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: kpmc@pm.pstu.ac.ru.