

## ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ

PACS numbers: 64.70.kd, 75.30.Kz, 75.50.Ee, 75.60.Ej, 75.80.+q, 81.30.Kf, 81.40.Rs

### **Влияние объёмной магнитострикции на мартенситное превращение в сплавах железа. Магнитный фазовый переход первого рода**

И. В. Золотаревский

*Запорожский национальный технический университет,  
ул. Жуковского, 64,  
69063 Запорожье, Украина*

Опираясь на результаты исследования магнитных свойств аустенита и влияния сильных магнитных полей на смещение мартенситной точки в сплавах Fe–Ni и Fe–Ni–Mn, объяснены кинетические особенности мартенситного  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в сплавах железа. Показано, что изменение характера превращения можно объяснить сменой структурного фазового превращения (изотермическая кинетика) на магнитный фазовый переход первого рода (атермическая кинетика).

Спиряючись на результати досліджень магнетних властивостей аустеніту і впливу сильних магнетних полів на зміщення мартенситної точки у стопах Fe–Ni і Fe–Ni–Mn, пояснено кінетичні особливості мартенситного  $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення у стопах заліза. Показано, що зміни характеру перетворення можуть бути пояснені зміною структурного фазового перетворення (ізотермічна кінетика) на магнетний фазовий перехід першого роду (атермічна кінетика).

Kinetic characteristics of martensitic  $\gamma \rightarrow \alpha$ -transformation in iron alloys are explained based on both the results of a study of austenite magnetic properties and the influence of strong magnetic fields on the displacement of the martensitic point in Fe–Ni and Fe–Ni–Mn alloys. As shown, the changing of the transformation nature can be explained by the change of the structural phase transformation (isothermal kinetics) on the first-kind magnetic phase transition (athermal kinetics).

**Ключевые слова:** мартенсит, аустенит, магнитное поле, магнитострикция парапроцесса, спонтанная магнитострикция, структурное превращение, магнитный переход, гистерезис.

*(Получено 10 марта 2015 г.)*

## 1. ВВЕДЕНИЕ

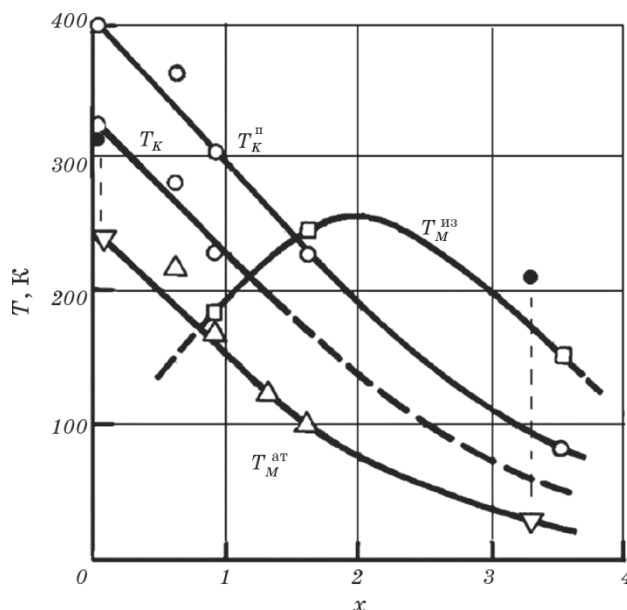
Особенностью мартенситного  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения (МП) в сплавах на основе железа является наличие двух принципиально различных кинетик превращения: изотермической (протекает при постоянной температуре, а иногда и при её повышении) и атермической (не может протекать при постоянной температуре, а только при её понижении). Соответственно структура мартенсита также имеет различия как макроскопического, так и микроскопического характера. Причина, почему в разных сплавах или даже в одном и том же сплаве протекают разные виды мартенситных превращений, не установлена и не высказаны даже рациональные соображения на этот счёт [1–3].

Всестороннее сжатие приводит к понижению интервала МП обоих типов, но большему смещению подвергается атермический мартенсит [4]. Постоянные магнитные поля расширяют температурную область существования мартенсита, активнее воздействуя также на атермическое превращение. Импульсные сильные магнитные поля приводят к реализации только структуры мартенсита, которая указывает на его атермичность [5, 6].

В работах [7–9] обосновано воздействие сильных магнитных полей на МП в сплавах на основе железа. Мартенситное  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение рассматривалось как чисто структурный фазовый переход первого рода. Вместе с тем, высказывалось предположение, что это превращение в отдельных сплавах железа представляет собой магнитный фазовый переход первого рода [10–13]. Ниже приводятся сведения, которые, на наш взгляд, подтверждают эту точку зрения.

## 2. ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ И ТЕОРЕТИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЙ

В работах [14–16] ранее была изучена кинетика МП и магнитное состояние аустенита сплавов системы  $\text{Fe}_{70+x}\text{Ni}_{30-2x}\text{Mn}_x$  ( $0 \leq x < 4$ ), для отдельных сплавов которой были известны результаты воздействия сильных импульсных магнитных полей на смещение мартенситной точки [5]. Данные этих исследований представлены на рис. 1 и 2. Из рисунка 1 следует, что мартенситные точки атермической реакции  $T_M^{\text{ат}}$  хорошо ложатся ниже точек Кюри аустенита  $T_K$ , тогда как мартенситные точки изотермической реакции  $T_M^{\text{из}}$  всех сплавов выше  $T_M^{\text{ат}}$  и не коррелируют с точками Кюри. Принимая во внимание тот факт, что сильное импульсное магнитное поле не влияет на изотермическое мартенситное превращение и всегда приводит к образованию мартенсита, структура которого указывает на его атермичность, очевидно, следует отнести изотермическое МП к чисто

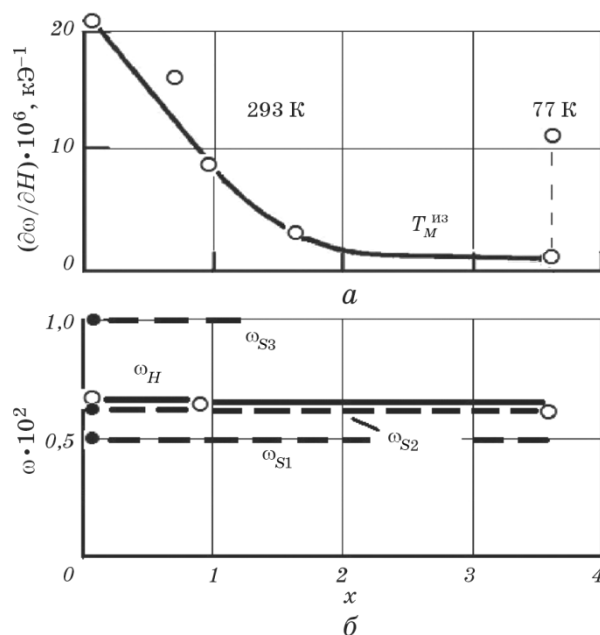


**Рис. 1.** Концентрационные зависимости в системе сплавов  $\text{Fe}_{70+x}\text{Ni}_{30-2x}\text{Mn}_x$ :  $T_M^{\text{из}}$  — мартенситные точки изотермического превращения,  $T_M^{\text{ат}}$  — мартенситные точки атермического превращения,  $T_K$  — точки Кюри аустенита,  $T_K^n$  — парамагнитные точки Кюри аустенита; ● —  $T_M^{\text{ат}}$  в магнитном поле напряжённостью 350 кЭ.

структурному  $\gamma \rightarrow \alpha$ -переходу, хотя магнитная составляющая в нем достаточно большая [17]. В отсутствие ферромагнетизма низкотемпературной  $\alpha$ -фазы, скорее всего, оно было бы невозможным.

На рисунке 2, а приведены результаты измерения парапроцессной (истинной) магнитострикции  $\gamma$ -фазы  $\partial\omega/\partial H$  ( $\omega = \Delta V_\gamma/V_\gamma$ ) в сплавах этой системы в достаточно сильном магнитном поле напряжённостью 18 кЭ ( $\cong 1,4$  МА/м). Измеренная при 293 К, она имеет максимум в аустените сплава Н30 ( $x = 0$ ). В магнитном поле напряжённостью 350 кЭ ( $\cong 28$  МА/м) ожидаемое изменение объёма аустенита в этом сплаве, с учётом некоторого уменьшения в сильных полях, составляет  $\Delta V_\gamma/V_\gamma \cong (0,6-0,8) \cdot 10^{-2}$ . В других сплавах магнитострикция меньше. Это связано с удалением от точки Кюри. При снижении температуры и приближении к точке Кюри парапроцесс возрастает. Так в сплаве Н24Г3,5 ( $x = 3,5$ ) при температуре кипения жидкого азота (77 К) величина  $\partial\omega/\partial H \cong 1,2 \cdot 10^{-5}$  кЭ $^{-1}$ , что сопоставимо с магнитострикцией в сплаве Н30  $\cong 2,2 \cdot 10^{-5}$  кЭ $^{-1}$ .

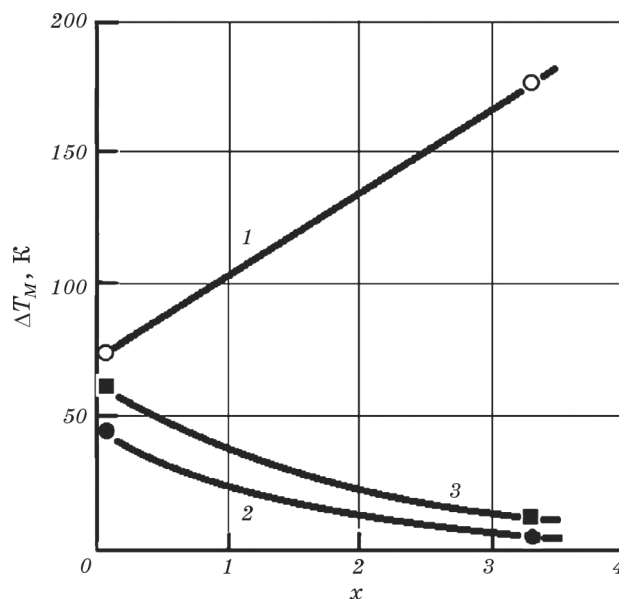
Учитывая характер изменения полевой зависимости  $\Delta V_\gamma/V_\gamma = f(H)$ , можно утверждать, что точка Кюри  $T_K$  аустенита этого сплава лежит ниже 77 К (парамагнитная точка Кюри  $T_K^n \cong 85$  К), и при более низких температурах магнитострикция существенно увеличится



**Рис. 2.** Концентрационные зависимости в системе сплавов  $\text{Fe}_{70+x}\text{Ni}_{30-2x}\text{Mn}_x$ : *a* — магнитострикция парапроцесса при температурах 293 К и 77 К ( $x = 3,5$ ), *б* — относительное изменение объёма аустенита как за счёт парапроцесса в магнитном поле 350 кЭ вблизи точки Кюри аустенита —  $\omega_H$ , так и за счёт спонтанного намагничивания ниже точки Кюри ( $\omega_{S1}$  — при температуре  $T_1 \cong T_K - 66$  К,  $\omega_{S2}$  — при  $T_2 \cong T_M^{\text{ар}} \cong T_K - 84$  К,  $\omega_{S3}$  — при  $T_3 \cong T_K - 150$  К).

[16]. Таким образом, из прямых измерений в области доступных температур и косвенных оценок для температур ниже 77 К следует, что аномально большая объёмная магнитострикция за счёт парапроцесса в  $\gamma$ -фазе всех сплавов системы  $\text{Fe}_{70+x}\text{Ni}_{30-2x}\text{Mn}_x$  ( $0 \leq x < 4$ ) в нижней окрестности точек Кюри приблизительно одинакова и по величине близка к значению  $\partial\omega/\partial H \cong 2,2 \cdot 10^{-5} \text{кЭ}^{-1}$ . На концентрационной зависимости  $\omega$  рис. 2, б объёмные изменения аустенита в магнитном поле напряжённостью 350 кЭ, показаны линией  $\omega_H = 0,7 \cdot 10^{-2}$ . На рисунке 3 (кривая 1) показаны данные по смещению мартенситных точек в сильном магнитном поле в сплавах Н30 [18] и Н24ГЗ [19], близких по химическому составу к формуле  $\text{Fe}_{70+x}\text{Ni}_{30-2x}\text{Mn}_x$  при  $x = 0$  и 3. Результаты экспериментальных исследований приведены к магнитному полю напряжённостью 350 кЭ. Магнитострикция парапроцесса в сплавах приблизительно одинакова, и её величину можно принять для оценки смещения мартенситной точки согласно работе [8].

Результаты расчёта приведены на рис. 3, кривая 2. Как видно из



**Рис. 3.** Смещение мартенситной точки атермической реакции в магнитном поле напряжённостью 350 кЭ в сплавах системы  $\text{Fe}_{70+x}\text{Ni}_{30-2x}\text{Mn}_x$ : 1 — согласно экспериментальным данным [5, 18], 2 — за счёт магнитоэластики парапроцесса, 3 — за счёт магнитоэластики парапроцесса и намагниченности фаз.

рисунка, в сплаве Н30 ( $x = 0$ ) наблюдается удовлетворительное согласие теории и эксперимента. Однако для других сплавов этой системы теория даёт значительно более низкое смещение мартенситных точек. Это связано с уменьшением температуры фазового превращения  $T_M$ , которая входит в формулу  $\Delta T_M = \lambda \varepsilon \varepsilon_H T_M / q$ , где  $q$  — удельная теплота превращения,  $\lambda$  — эффективный модуль упругости второй фазы,  $\varepsilon$  — несоответствие решёток  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фаз в отсутствие магнитного поля,  $\varepsilon_H = (\omega_\gamma - \omega_\alpha) / 3$  — разность стрикционных деформаций фаз. Здесь все физические величины, кроме  $T_M$ , приняты как для сплава Н30 в [8]. Упругие модули в  $\alpha$ -фазе и дилатация при  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении изменяются несущественно. Удельная теплота превращения в сплаве Н24Г3 неизвестна, но её возможное уменьшение, в сравнении со сплавом Н30 даже в 2–3 раза, практически не повлияет на полученный результат сравнения эксперимента и теории.

Предполагаемое в [20] уменьшение термодинамического стимула атермического МП и связанное с этим значительное снижение теплового эффекта, вряд ли возможно в связи с тем, что  $T_M^{\text{ат}}$  намного ниже  $T_M^{\text{из}}$  (см. рис. 1). А адиабатический характер справедлив для обоих типов  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения [21] во всех сплавах железа, кроме

Fe–Pt в упорядоченном состоянии с термоупругим МП.

Учёт намагниченности фаз даёт подобный результат. Выражение  $\Delta T_M = (I_\gamma - I_\alpha)HT_M/q$ , где  $(I_\gamma - I_\alpha)$  — разность намагниченностей фаз, также содержит температуру перехода  $T_M$ . В сплаве Н30 ( $x = 0$ ) достаточно высокая  $T_M = 240$  К. Но температура превращения в магнитном поле напряжённостью 350 кЭ не превосходит точку Кюри аустенита (см. рис. 1). То есть, обе превращающие фазы обладают ферромагнетизмом и смещение  $T_M$  за счёт разности намагниченностей меньше магнитострикционного, но достаточно заметное. В сплаве Н24Г3 ( $x = 3$ ) в таком же магнитном поле превращение проходит в парамагнитном аустените и разность намагниченностей больше, но  $T_M \cong 30$  К, и смещение мартенситной точки того же порядка, что и за счёт магнитострикции. На рисунке 3 (кривая 3) изображено результирующее смещение мартенситной точки в магнитном поле 350 кЭ с учётом магнитострикции и намагниченности фаз.

Таким образом, при низких температурах реальное смещение мартенситной точки в сильных импульсных магнитных полях превосходит оценочное значение  $\Delta T_M$ , полученное на основе обобщённого уравнения Клаузиуса–Клапейрона, в несколько раз. Подобное можно проследить и в других системах, в частности, в сплавах Fe–Ni–Cr–C [5, 22, 23].

В отсутствие магнитных полей и внешних нагрузок при охлаждении аустенита в окрестности точки Кюри возникает спонтанная магнитострикционная объёмная деформация, что связано с появлением обменного взаимодействия между атомами. Эта деформация  $\gamma$ -фазы сплавов железа имеет положительное значение, как и магнитострикция парапроцесса. Оценка её величины для некоторых температур ниже точки Кюри в системе сплавов Fe–Ni–Mn приведена на рис. 2, б, из которого видно, что она вблизи  $T_M^{\text{ат}}$  сравнима с магнитострикцией парапроцесса в поле 350 кЭ. Её воздействие на мартенситную точку можно оценить по той же формуле [8]. Но при низких температурах магнитное поле напряжённостью 350 кЭ реально приводит к смещению  $T_M^{\text{ат}}$  на сотни градусов. В этом случае напрашивается вывод, что и спонтанная магнитострикция аустенита вблизи мартенситной точки (в отсутствие магнитных полей) подняла мартенситную фазу на сотни градусов до реально наблюдаемой  $T_M^{\text{ат}}$ , т.е., если бы спонтанная магнитострикция в рассматриваемых сплавах отсутствовала (или была бы противоположного знака), то и атермического превращения не могло бы быть и при охлаждении до  $T = 0$  К.

Из рисунка 1 видно, что обменное взаимодействие в аустените исследуемых сплавов имеет решающее значение в смене кинетики МП с изотермической на атермическую. Магнитное упорядочение понижает свободную энергию за счёт спонтанной намагниченности

и тем самым стабилизирует  $\gamma$ -фазу, но, с другой стороны, оно увеличивает кристаллическую решётку положительной спонтанной магнитострикцией, понижая её устойчивость по отношению к  $\alpha$ -фазе. Кроме того, ферромагнитный аустенит ограничивает перемещение дислокаций, обеспечивающих рост зародышей изотермического мартенсита при структурном  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении (возрастает величина напряжения текучести [24]), и ниже точки Кюри оно не наблюдается.

Как известно, в ГЦК-решётке аустенита можно выделить тетрагональную решётку  $\alpha$ -мартенсита с соотношением осей  $c/a = 1,41$  [2, 3]. Мартенсит безуглеродистых сплавов имеет ОЦК решётку. Следовательно, для перехода выделенной из ГЦК-структуры конфигурации атомов ОЦТ в ОЦК достаточно одномоментной линейной деформации растяжения параметров  $a$  на 6%, и деформации сжатия параметра  $c$  на 13% (без изменения объёма). Такая перестройка может быть осуществлена бездислокационно в некоторых докритических (или критических для самопроизвольного роста мартенситных пластин) объёмах материала (флюктуациях) за счёт изменения обменной энергии между атомами исходной (ГЦК), промежуточной (ОЦТ) и конечной (ОЦК) структур. С понижением температуры роль обменного взаимодействия в превращении, по-видимому, возрастает и, очевидно, этим можно объяснить несоответствие между теорией и экспериментом на рис. 3.

В обзоре [25] обсуждается предмартенситная нестабильность решёток различных сплавов и соединений. В частности, в ГЦК-структуре сплавов Fe–Ni и Fe–Pt вблизи МП обнаружено изменение некоторых упругих модулей на десятки процентов. Обращает внимание на наблюдающийся ангармонизм колебаний атомов, а также на то, что сама неустойчивость решётки может реализоваться в локальных областях кристалла, например, вблизи дефектов. Представляет интерес предложенный неклассический механизм МП, заключающийся в том, что микроскопические метастабильные состояния (с высокой вероятностью возникающие флюктуационно), при определённых условиях становятся лабильными и могут перейти в фазу с дальним порядком. В этом случае микродомены переходной структуры играют роль возможных (множественных) центров зарождения мартенсита. Сдвиговая мартенситная перестройка исходной фазы реализуется путём самосогласованных, сфазированных периодических коротковолновых перетасовок наряду с необходимой однородной деформацией.

Следовательно, мартенситное  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение выше точки Кюри, проходящее по изотермической кинетике, можно считать структурным фазовым переходом первого рода, в котором магнитное взаимодействие в  $\alpha$ -фазе играет вторичную роль. Тогда как мартенситное  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение ниже точки Кюри  $\gamma$ -фазы является

магнитным фазовым переходом первого рода, в котором структурная составляющая подавлена, а решающую роль играют магнитные силы. Такая смена механизма превращения обусловлена сильной зависимостью обменного взаимодействия от межатомного расстояния. Магнитная составляющая движущей силы превращения превышает структурную, и атомный порядок, очевидно, перестраивается под неё.

В [10, 11] рассматриваются обратимые и необратимые магнитные переходы первого рода. В рассматриваемых в настоящей работе сплавах железа наблюдается необратимое превращение. Это, по-видимому, связано с очень малой величиной размера критического зародыша мартенсита. Сильное импульсное магнитное поле в окрестности точки Кюри аустенита, вследствие особенностей его магнитной структуры, приводит к резкому увеличению истинной намагниченности (и, как следствие, объёма) некоторых локальных участков до величины намагниченности мартенсита. Происходит магнитный фазовый переход первого рода. Если размеры этих участков не превышают размер центра, из которого начинается самопроизвольный рост мартенситной пластины, то должен наблюдаться обратимый магнитный фазовый переход первого рода, при котором с уменьшением напряжённости поля резко уменьшится и намагниченность, образовав некоторую петлю гистерезиса (см. [11]). При этом на микроучастке восстановится ГЦК-структура аустенита. В противном случае, если размеры участков с магнитным фазовым переходом превысят размер центра самопроизвольного роста, будет наблюдаться необратимый магнитный переход первого рода, который легко определяется по структурным изменениям, в отличие от обратимой его части.

То же самое будет происходить при понижении температуры. При температуре  $T_M^{\text{ат}} < T < T_K$  должно начаться увеличение намагниченности отдельных ГЦК (ОЦТ) микроучастков до намагниченности мартенсита с одновременным переходом в обратимую ОЦК структуру. При дальнейшем понижении температуры до  $T \leq T_M^{\text{ат}}$  начнётся необратимое превращение аустенита в мартенсит. В этом случае никакими сверхбыстрыми скоростями охлаждения ниже  $T_M^{\text{ат}}$  такое превращение подавить невозможно, как невозможно подавить точку Кюри при магнитном фазовом переходе второго рода.

Из оценок, приведённых на рис. 2, б, следует, что мартенситное атермическое превращение в сплавах Fe–Ni–Mn различных составов в отсутствие внешних воздействий (магнитное поле, давление) начинается тогда, когда изменение объёма за счёт спонтанной магнитострикции достигает величины  $\Delta V_\gamma/V_\gamma = \omega_{S2} \cong (0,6-0,7) \cdot 10^{-2}$ , т.е., по-видимому, при определённом межатомном расстоянии в  $\gamma$ -фазе. Нечто подобное наблюдается и в углеродистых сталях. Удельный объём аустенита в мартенситной точке не зависит от содержа-



ния углерода. Превращение начинается при удельном объёме  $0,1259 \text{ см}^3/\text{г}$ , что соответствует параметру решётки  $0,361 \text{ нм}$  (см. [3]). Такая закономерность может быть связана с перестройкой решётки под действием сил обменного взаимодействия между атомами железа, очень чувствительного к межатомному расстоянию в  $\gamma$ -фазе.

Влияние объёмной магнитострикции парапроцесса на температурный гистерезис МП в сплавах Fe–Ni изучалось в работах [12, 13]. Его уменьшение при увеличении напряжённости магнитного поля приводит к фазовой диаграмме, сходной с аналогичной диаграммой магнитных фазовых переходов первого рода типа ферромагнетизм–антиферромагнетизм (ферримагнетизм) [10, 11]. И это понятно, если принять к сведению тот факт, что основной компонент сплавов — железо, в ГЦК-фазе при низких температурах является антиферромагнетиком. А в составах с никелем соседи Fe–Fe проявляют антиферромагнетизм и при обычных температурах, конкурируя с положительным обменным взаимодействием между ближайшими соседями Ni–Ni и Fe–Ni (см. [17]).

Большая величина температурного гистерезиса (сотни градусов), как показано в [10, 11], для магнитных фазовых переходов первого рода типа антиферромагнетизм  $\leftrightarrow$  ферромагнетизм вполне вероятна. При этом могут существовать скрытые структурные состояния, не обнаруживаемые при охлаждении до  $T \rightarrow 0 \text{ К}$ , но реализуемые при наложении всестороннего давления или магнитного поля. Такое скрытое состояние мартенсита обнаружено в некоторых сталях [23]. При охлаждении до  $4,2 \text{ К}$  аустенит сохранял стабильность, но наложение сильного импульсного магнитного поля привело к появлению мартенсита.

### 3. ВЫВОДЫ

1. Изотермическое мартенситное  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение в сплавах на основе железа является структурным фазовым переходом первого рода, в котором магнитное взаимодействие в  $\alpha$ -фазе играет второстепенную роль.
2. Магнитное упорядочение в аустените блокирует рост зародышей изотермического мартенсита, уменьшая движущую силу этого превращения и ограничивая движение дислокаций.
3. Атермическое мартенситное  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение в сплавах на основе железа представляет собой магнитный фазовый переход первого рода, в котором решающую роль играют магнитные силы, что обусловлено сильной зависимостью обменного взаимодействия  $\gamma$ -фазы от межатомного расстояния. Магнитная составляющая движущей силы превращения превышает структурную, и атомный порядок перестраивается под неё бездислокационно. В этом, очевид-

но, кроется причина эффективного воздействия сильных импульсных магнитных полей на мартенситное превращение.

4. Смена кинетики мартенситного  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения при изменении концентрации компонентов сплавов (или температуры в одном и том же сплаве) на основе железа связана со сменой структурного перехода на магнитный фазовый переход первого рода, который зависит только от термодинамических параметров системы (температуры, давления, магнитного поля) и не зависит от скорости изменения этих параметров, как и точка Кюри в ферромагнетиках при фазовых переходах второго рода.

#### ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. А. П. Гуляев, *Металловедение* (Москва: Металлургия: 1977).
2. Я. С. Уманский, Ю. А. Скаков, *Физика металлов* (Москва: Атомиздат: 1978).
3. Л. И. Лысак, Б. И. Николин, *Физические основы термической обработки стали* (Киев: Техніка: 1975).
4. И. Я. Георгиева, О. П. Максимова, П. А. Малинен, Л. А. Мельников, В. Д. Садовский, *Физ. мет. металловед.*, 35, 2: 363 (1973).
5. М. А. Кривоглаз, В. Д. Садовский, Л. В. Смирнов, Е. А. Фокина, *Закалка стали в магнитном поле* (Москва: Наука: 1977).
6. Е. А. Фокина, В. М. Счастливец, Ю. В. Калетина, *Физ. мет. металловед.*, 92, вып. 6: 42 (2001).
7. М. А. Кривоглаз, В. Д. Садовский, *Физ. мет. металловед.*, 18, вып. 4: 502 (1964).
8. И. В. Золотаревский, Н. С. Косенко, М. А. Кривоглаз, *Металлофизика*, 1, вып. 2: 17 (1979).
9. И. В. Золотаревский, В. Л. Снежной, Л. М. Шейко, *Физ. мет. металловед.*, 47, вып. 6: 1312 (1979).
10. Э. А. Завадский, В. И. Вальков, *Магнитные фазовые переходы* (Киев: Наукова думка: 1980).
11. Е. В. Кузьмин, Г. А. Петраковский, Э. А. Завадский, *Физика магнитоупорядоченных веществ* (Новосибирск: Наука: 1976).
12. И. В. Золотаревский, Н. С. Косенко, В. Л. Снежной, *Доклады Всесоюзной конференции по мартенситным превращениям в твёрдом теле (7–11 октября 1991 г., Косов, Украина)* (Киев: 1992), с. 62.
13. И. В. Золотаревский, С. В. Лоскутов, В. К. Манько, С. В. Сейдаметов, *Физ. мет. металловед.*, 108, вып. 2: 147 (2009).
14. Л. Д. Ворончихин, И. Я. Георгиева, *Физ. мет. металловед.*, 44, вып. 1: 207 (1977).
15. И. В. Золотаревский, В. Л. Снежной, И. Я. Георгиева, Л. А. Матюшенко, *Физ. мет. металловед.*, 51, вып. 3: 669 (1981).
16. И. В. Золотаревский, В. Л. Снежной, Л. М. Шейко, *Физ. мет. металловед.*, 55, вып. 3: 548 (1983).
17. В. Л. Седов, *Антиферромагнетизм гамма-железа. Проблема инвара* (Москва: Наука: 1987).
18. В. Д. Поволоцкий, Л. Г. Журавлёв, М. М. Штейнберг, *Физ. мет. металло-*

- вед., **35**, вып. 3: 567 (1973).
19. В. Д. Садовский, П. А. Малинен, Л. А. Мельников, *Металловед. терм. обр. мет.*, № 9: 30 (1972).
  20. Д. А. Мирзаев, *Физ. мет. металловед.*, **56**, вып. 3: 569 (1983).
  21. R. F. Bunshah and R. F. Mehl, *Trans. AIME*, **197**: 1251 (1953).
  22. Л. Н. Ромашов, И. Г. Факидов, *Физ. мет. металловед.*, **16**, вып. 9: 2793 (1974).
  23. Л. Н. Ромашев, В. Д. Садовский, *Доклады Всесоюзной конференции по мартенситным превращениям в твёрдом теле (7–11 октября 1991 г., Косов, УССР)* (Киев: 1992), с. 11.
  24. R. G. Davies and C. L. Magee, *Met. Trans.*, **2**: 1939 (1971).
  25. В. В. Кондратьев, В. Г. Пущин, *Физ. мет. металловед.*, **60**, вып. 4: 629 (1985).

## REFERENCES

1. A. P. Gulyaev, *Metallovedenie* (Moscow: Metallurgiya: 1977) (in Russian).
2. Ya. S. Umanskiy and Yu. A. Skakov, *Fizika Metallov* (Moscow: Atomizdat: 1978) (in Russian).
3. L. I. Lysak and B. I. Nikolin, *Fizicheskie Osnovy Termicheskoy Obrabotki Stali [Physical Foundation of Thermal Treatment of Steel]* (Kiev: Tekhnika: 1975) (in Russian).
4. I. Ya. Georgieva, O. P. Maksimova, P. A. Malinen, L. A. Mel'nikov, and V. D. Sadovskiy, *Fiz. Met. Metalloved.*, **35**, Iss. 2: 363 (1973) (in Russian).
5. M. A. Krivoglaz, V. D. Sadovskiy, L. V. Smirnov, and E. A. Fokina, *Zakalka Stali v Magnitnom Pole [Quenching of Steel in Magnetic Field]* (Moscow: Nauka: 1977) (in Russian).
6. E. A. Fokina, V. M. Schastlivtsev, and Yu. V. Kaletina, *Fiz. Met. Metalloved.*, **92**, Iss. 6: 42 (2001) (in Russian).
7. M. A. Krivoglaz and V. D. Sadovskiy, *Fiz. Met. Metalloved.*, **18**, Iss. 4: 502 (1964) (in Russian).
8. I. V. Zolotarevskiy, N. S. Kosenko, and M. A. Krivoglaz, *Metallofizika*, **1**, Iss. 2: 17 (1979) (in Russian).
9. I. V. Zolotarevskiy, V. L. Snezhnoy, and L. M. Sheyko, *Fiz. Met. Metalloved.*, **47**, Iss. 6: 1312 (1979) (in Russian).
10. E. A. Zavadskiy and V. I. Val'kov, *Magnitnye Fazovye Perekhody [Magnetic Phase Transfers]* (Kiev: Naukova Dumka: 1980) (in Russian).
11. E. V. Kuz'min, G. A. Petrakovskiy, and E. A. Zavadskiy, *Fizika Magnitouporyadochennykh Veshchestv [Physics of Magnetically Ordered Substances]* (Novosibirsk: Nauka: 1976) (in Russian).
12. I. V. Zolotarevskiy, N. S. Kosenko, and V. L. Snezhnoy, *Doklady Vsesoyuznoy Konferentsii po Martensitnym Prevrashcheniyam v Tverdom Tele [Reports of All-Union Conference on Martensitic Transformations in Solids]*, (October 7–11, 1991, Kosov, Ukraine) (Kiev: 1992), p. 62 (in Russian).
13. I. V. Zolotarevskiy, S. V. Loskutov, V. K. Man'ko, and S. V. Seydametov, *Fiz. Met. Metalloved.*, **108**, Iss. 2: 147 (2009) (in Russian).
14. L. D. Voronchikhin and I. Ya. Georgieva, *Fiz. Met. Metalloved.*, **44**, Iss. 1: 207 (1977) (in Russian).

15. I. V. Zolotarevskiy, V. L. Snezhnoy, I. Ya. Georgieva, and L. A. Matyushenko, *Fiz. Met. Metalloved.*, **51**, Iss. 3: 669 (1981) (in Russian).
16. I. V. Zolotarevskiy, V. L. Snezhnoy, and L. M. Sheyko, *Fiz. Met. Metalloved.*, **55**, Iss. 3: 548 (1983) (in Russian).
17. V. L. Sedov, *Antiferromagnetizm Gamma-Zheleza. Problema Invara [Antiferromagnetism of Gamma-Iron. Problem of Invar]* (Moscow: Nauka: 1987) (in Russian).
18. V. D. Povolotskiy, L. G. Zhuravlev, and M. M. Shteynberg, *Fiz. Met. Metalloved.*, **35**, Iss. 3: 567 (1973) (in Russian).
19. V. D. Sadovskiy, P. A. Malinen, and L. A. Mel'nikov, *Metalloved. Term. Obr. Met.*, No. 9: 30 (1972) (in Russian).
20. D. A. Mirzaev, *Fiz. Met. Metalloved.*, **56**, Iss. 3: 569 (1983) (in Russian).
21. R. F. Bunshah and R. F. Mehl, *Trans. AIME*, **197**: 1251 (1953).
22. L. N. Romashov and I. G. Fakidov, *Fiz. Met. Metalloved.*, **16**, Iss. 9: 2793 (1974) (in Russian).
23. L. N. Romashev and V. D. Sadovskiy, *Doklady Vsesoyuznoy Konferentsii po Martensitnym Prevrashcheniyam v Tverdom Tele [Reports of All-Union Conference on Martensitic Transformations in Solids] (October 7–11, 1991, Kosov, Ukrainian S.S.R.)* (Kiev: 1992), p. 11 (in Russian).
24. R. G. Davies and C. L. Magee, *Met. Trans.*, **2**: 1939 (1971).
25. V. V. Kondrat'ev and V. G. Pushin, *Fiz. Met. Metalloved.*, **60**, Iss. 4: 629 (1985) (in Russian).