

УДК 539.219.3:53.09

ДИФФУЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ ПРИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ¹

© 2006 В.М. Миронов, Т.Ф. Миронова,² Ю.Н. Коваль, Д.С. Герцрикен,³
В.В. Алексеева⁴

Методом радиоактивных индикаторов изучены особенности распределения и миграции атомов в металлах и Fe-Ni-C-сплавах при мартенситном превращении, импульсной деформации и совместном действии превращения и деформации при низких температурах. Определены скорости массопереноса и форма концентрационных профилей в зависимости от способа импульсного воздействия, размера зерна, типа твердого раствора, состава сплава и вида проникающих атомов.

Введение

Полиморфные превращения, сопровождающиеся возникновением значительных внутренних напряжений, привлекали внимание многих исследователей возможностью ускорения диффузионных процессов. Еще в середине 50-х годов прошлого столетия впервые было доказано, что эвтектоидное превращение в стали У8 увеличивает подвижность атомов железа более чем на порядок [1]. Дальнейшие исследования показали, что хотя мартенситное превращение, протекающее по взрывной кинетике, происходит бездиффузионным путем, мгновенно возникающие при этом напряжения стимулируют массоперенос атомов на макроскопические глубины (до 60–100 мкм), описываемый экспоненциальной зависимостью концентрации от квадрата глубины проникновения даже при криогенных температурах [2]. И поскольку мартенситное превращение в металле можно рассматривать как деформационный процесс, то правомерным является использование превращения в

¹Представлена доктором физико-математических наук профессором А.В. Покоевым.

²Миронов Владимир Михайлович (dvonorim@mail.ru, dmiron@mail.samtel.ru), Миронова Татьяна Федоровна, Самарская государственная сельскохозяйственная академия, 446442, Россия, Самарская обл., п. Усть-Кинельский, ул. Учебная, д. 2.

³Коваль Юрий Николаевич (koval@imp.kiev.ua), Герцрикен Дина Соломоновна (bob@t.kiev.ua, dina.gertsriken@gmail.com), Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАНУ, Украина, г. Киев.

⁴Алексеева Валентина Владимировна, Самарский государственный технический университет, 443100, Россия, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244.

качестве источника деформации [3], т.е. деформирование металла будет происходить одновременно с превращением. Кроме того, приложение дополнительных импульсных сжимающих напряжений к металлу, претерпевающему мартенситное превращение, в еще большей степени интенсифицирует массоперенос [3]. Целью настоящей работы является исследование закономерностей протекания диффузионных процессов, стимулированных мартенситными превращениями, в условиях низких температур, когда термически активированной диффузией можно пренебречь [4].

Материалы и методики экспериментов

Исследования проводили на технически чистых железе, никеле, малоуглеродистой стали и сплавах железа с 29–33% Ni и 0,5% C, находящихся как в α (ОЦК)-, так и в γ (ГЦК)-состояниях и полученных соответственно путем закалки от 1373 К в жидкий азот или стабилизирующего отжига при 1373 К в течение 1–10 ч. Железоникелевые сплавы выбраны для исследования массопереноса не только из-за значительного увеличения объема при превращении, но и из-за низких температур превращения (табл. 1), поскольку с понижением температуры возрастает эффект ускорения стимулированного импульсным воздействием переноса атомов по сравнению с термически активируемой диффузией [3]. Образцы изготавливали размером $10 \times 10 \times 5$ мм с чистотой поверхности не ниже 11-го класса точности. Внутренние поверхности оправок, внутрь которых помещали данные образцы, обладали той же степенью шероховатости, что и образцы. Для исследования влияния на миграцию атомов размера зерна d образцы и оправки изготавливали из материала с величиной d от 1 мкм до 1 мм. В остальных экспериментах величина d составляла ~ 10 мкм.

Таблица 1

**Температуры начала мартенситного превращения
в исследуемых сплавах**

Сплав	Fe–30% Ni	Fe–31% Ni	Fe–32% Ni	Fe–33% Ni	Fe–30% Ni– –0,5% C	Fe–30% Ni
Превращ.	$\gamma \rightarrow \alpha$	$\alpha \rightarrow \gamma$				
T , К	233	185	140	93	93	553
$D_{\text{равн}}$, см ² /с (экстраполяция)	10^{-56}	10^{-70}	10^{-93}	$< 10^{-100}$	$< 10^{-100}$	10^{-24}

Импульсное деформирование в условиях $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения осуществляли следующим образом. Железоникелевый образец в исходном γ -состоянии, покрытый с двух сторон радиоактивным изотопом ^{26}Al , $^{55,59}\text{Fe}$, ^{60}Co , ^{63}Ni , ^{137}Cs , ^{204}Tl или стабильными алюминием, медью, либо содержащий в приповерхностном слое ~ 1 – 2 мкм азота, аргона или изотопы ^{14}C и ^{85}Kr , сначала помещали по скользящей посадке в изготовленную из железа или его сплава с никелем в α -состоянии П-образную оправку таким

образом, чтобы был обеспечен контакт между слоем изотопа и внутренними поверхностями оправки, а затем — в жидкий азот (сплавы Fe–33% Ni и Fe–30% Ni–0,5% C — в жидкий гелий) (рис. 1).

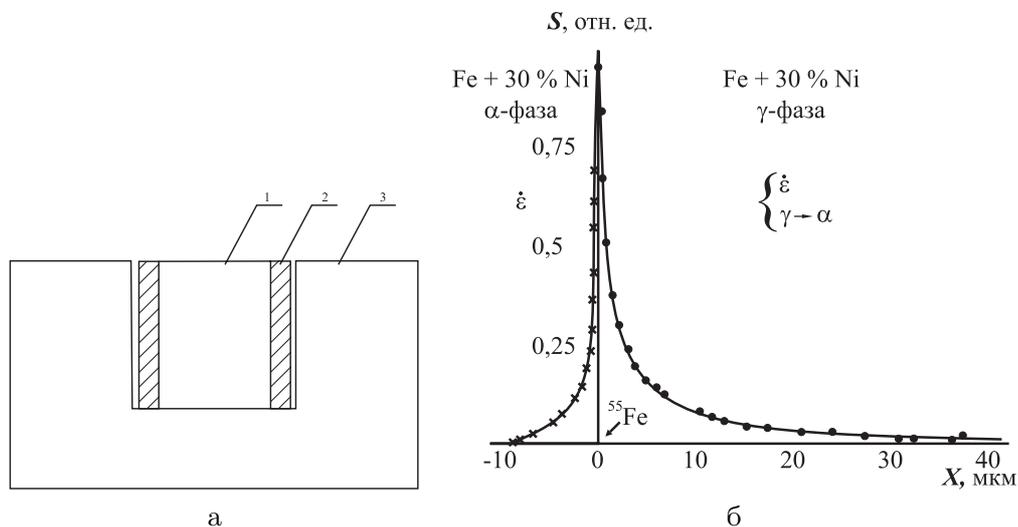


Рис. 1. Схема деформирования при мартенситных превращениях: 1 — образец из железоникелевого сплава, находящегося в аустенитном состоянии; 2 — металлическое покрытие или слой раствора углерода, азота и др.; 3 — оправка из железа или железоникелевого сплава в мартенситном состоянии (а) и распределение атомов из нанесенного слоя в образце и оправке после $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в образце (б)

Поскольку коэффициенты линейного расширения железа и его сплава с никелем имеют близкие значения, то деформирование происходило в основном в момент начала превращения, т.е. за счет увеличения объема образца при протекающем по взрывной кинетике $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении, которое, по данным [5], составляет 3%. То есть, образец испытывал превращение и деформацию, а примыкающие к нему части оправки только деформацию, создаваемую резким увеличением объема образца при превращении. Степень деформации не превышала 1%, а средняя скорость достигала 10^{-2} с^{-1} [6]. Температуру начала M_H и конца M_K прямого $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения определяли по изменению пластичности и удлинения образца, связанному с образованием мартенсита, а также по изменению содержания мартенсита в сплаве, фиксируемому методом низкотемпературной рентгенографии, точки A_H и A_K определяли по восстановлению формы при нагреве по методике [7], по содержанию аустенита в сплаве (рис. 2), а также по появлению электродвижущей силы, возникающей в десятивитковой катушке, изготовленной из сплавов железа с 29–33% никеля в момент взрывного образования мартенсита [8]. Так, при напряженности магнитного поля, ориентированного вдоль оси образца из Fe–30% Ni, $H=450 \text{ Э}$ амплитуда и длительность нарастания единичного сигнала были равны соответственно

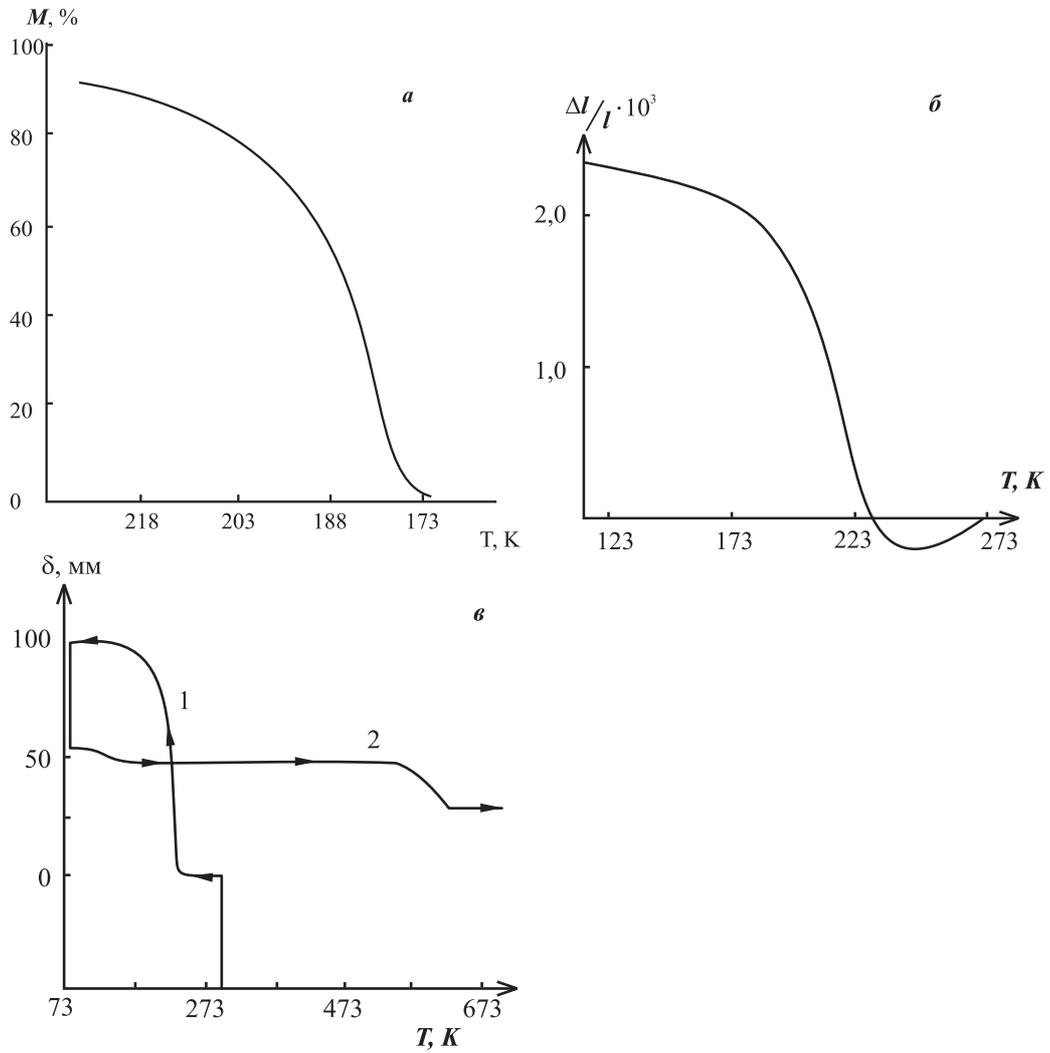


Рис. 2. Изменение количества мартенсита в процессе превращения с понижением температуры (а), удлинения образца, претерпевающего $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение, при охлаждении (б), пластических свойств сплава при охлаждении и нагреве (в)

~ 10 мВ и 1÷5 мс. Интервал прямого превращения для сплава железа с 30% никеля составлял 233–173 К, обратного — 553–613 К. Для полного протекания $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения применяли перегрев выше температуры конца фазового перехода, помещая железоникелевый сплав, находящийся в мартенситной фазе, в печь, нагретую до 923 К. В этом случае из железоникелевого сплава в α -фазе изготавливали оправку, а образец был железным или железоникелевым, но в γ -состоянии. То есть при нагреве превращение происходило в материале оправки, которая за счет уменьшения объема при $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения сжимала образец. Поэтому образец подвергался действию только деформации, а оправка — превращения и создаваемой им деформации. В ряде экспериментов между образцом и оправкой помещали пластины, изготовленные из никеля, железа, малоуглеродистой стали, Fe–Ni–C-сплава в α - и γ -состоянии. Контрольные образцы из железоникелевого сплава претерпевали только $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение при тех же температурах, но без дополнительной деформации, поскольку помещались в жидкий азот или гелий без оправки. Полное время прямого и обратного превращения рассчитывали из температурных интервалов с учетом скорости нагрева и охлаждения. Отметим, что, согласно [9], длительность протекания процесса миграции атомов соответствует времени фазового перехода или импульсного деформирования.

Исследование фазового состава, подвижности и распределения атомов проводили с помощью послыйного радиометрического анализа и макро-, микро- и электронно-микроскопической автордиографии [10–13], просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного и микрорентгено-спектрального анализов.

Результаты и их обсуждение

Влияние вида воздействия на распределение и подвижность атомов

Рассмотрим особенности миграции атомов исследуемых элементов в сплаве Fe–30% Ni под действием скоростной пластической деформации примыкающих к образцу частей железоникелевой оправки, создаваемой объемным эффектом в образце при превращении, $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в образце (без оправки) и их одновременного действия (в находящемся в оправке образце, испытывающем превращение).

Как следует из рис. 3, концентрационные профили распределения атомов в данном железоникелевом сплаве, образовавшиеся в этих условиях нагружения, представляют собой экспоненциальную зависимость от квадрата глубины проникновения, что указывает на преимущественную миграцию по объему зерна. Из рис. 4 видно, что для всех исследуемых элементов экспоненциальный характер проникновения атомов сохраняется, однако их глубины проникновения различны. В том случае, когда материал под-

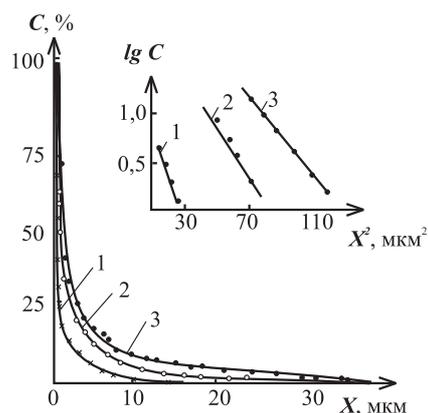


Рис. 3. Концентрационные профили железа ^{55}Fe в сплаве Fe-30% Ni, подвергнутом действию деформации (1), $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращению (2), совместному действию деформации и превращения (3)

вергается действию только пластической деформации, максимальная глубина проникновения для атомов кобальта составляет 12 мкм. Атомы кобальта, перемещающиеся с поверхности в глубь материала под действием $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, проходят за время воздействия более 30 мкм, а при наложении на процесс мартенситного превращения импульсной деформации миграция атомов кобальта достигает значения X , равного ~ 60 мкм. Глубина проникновения атомов углерода увеличивается почти в шесть раз при переходе от деформируемого материала к сплаву, претерпевшему одновременно с деформацией фазовое превращение. Аналогичным образом ведут себя и коэффициенты массопереноса, рассчитанные из полученных концентрационных профилей. Как видим из табл. 2, подвижность атомов в сплаве Fe-30% Ni под действием $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в 4–6 раз больше, чем под действием деформации. А при их совместном действии скорость миграции атомов исследуемых элементов возрастает более, чем на порядок.

Следовательно, совместное действие двух процессов, что характерно для всех исследуемых элементов, приводит к большей интенсификации массопереноса при температурах 233–173 К, чем каждый отдельно. Необходимо отметить, что скорость массопереноса при суперпозиции двух воздействий заметно больше не только скорости при каждом воздействии отдельно, но и их суммы. Аналогичные закономерности наблюдаются и при обратном $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении.

Влияние природы проникающих атомов на скорость их миграции

Из рассмотрения табл. 2 вытекает еще одна закономерность. Так, при всех видах воздействия на сплав Fe-30% Ni наблюдается одинаковая последовательность в расположении по скоростям миграции атомов исследуемых

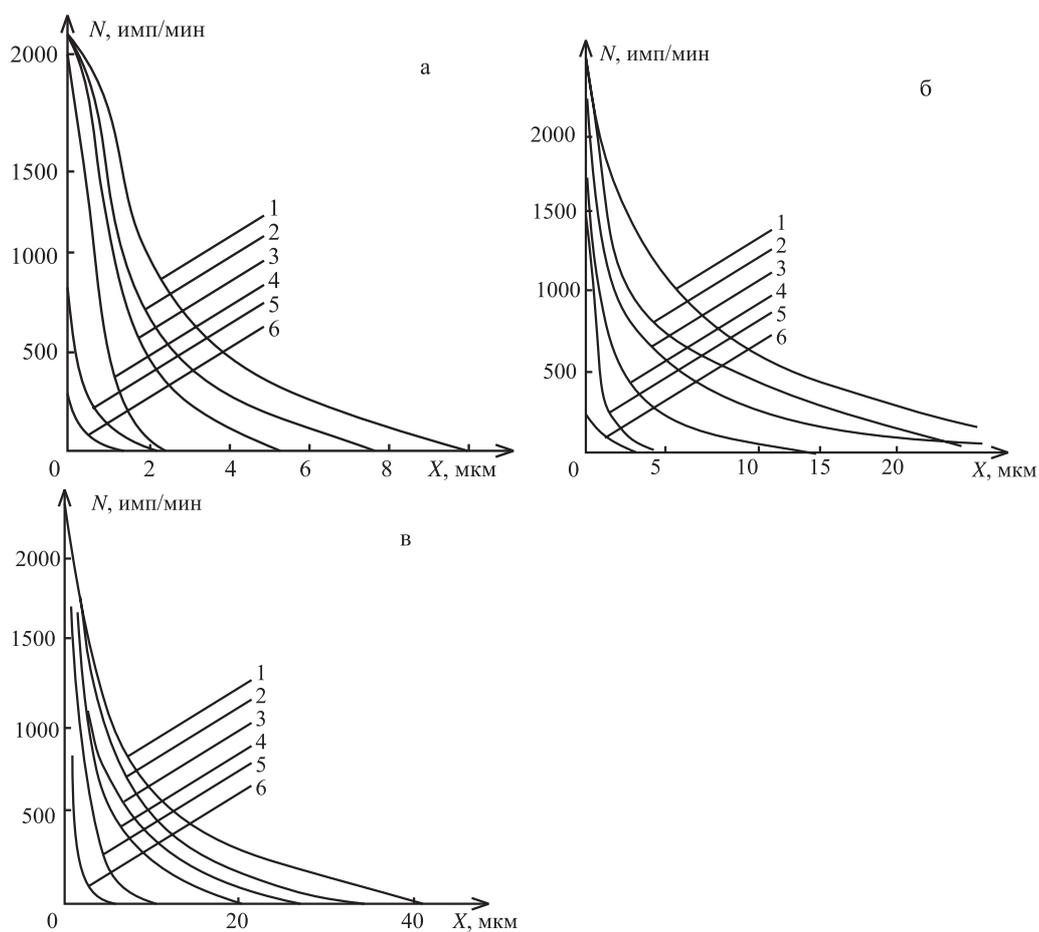


Рис. 4. Концентрационные профили распределения ^{60}Co (1), $^{55,59}\text{Fe}$ (2), ^{63}Ni (3), ^{14}C (4), ^{204}Tl (5), ^{85}Kr (6) в сплаве Fe-30%Ni, подвергнутом действию деформации (а), мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения (б) и одновременного действия $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения и пластической деформации (в)

Таблица 2

Коэффициенты массопереноса (D_M , см²/с) в сплаве Fe–30% Ni, подвергнутом различным нагрузжениям: деформации со скоростью $\dot{\epsilon} \approx 0,01$ с⁻¹, $\gamma \rightarrow \alpha$ - и $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращениям

$\Delta T, K$	Нагружение	$D_M \cdot 10^{10}$, см ² /с									
		Тип твердого раствора									
		замещения					внедрения		нераствор. примеси		
		Co	Fe	Ni	Cu	Al	C	N	Cs	Tl	Kr
233–173	$\dot{\epsilon}$	11	5,8	3,5	0,9	0,82	0,74	0,6	0,45	0,37	0,10
	$\gamma \rightarrow \alpha$	34	15	11	4,5	3,9	2,4	1,5	1,2	0,97	0,93
	$\dot{\epsilon} + \gamma \rightarrow \alpha$	99	40	25	9,2	8,9	8,5	5,0	3,1	2,0	1,8
553–613	$\dot{\epsilon}$	17	8,9	6,3	2,4	2,1	1,9	1,4	1,1	1,0	-
	$\alpha \rightarrow \gamma$	72	30	31	14	11	7,1	5,8	5,0	4,6	-
	$\dot{\epsilon} + \alpha \rightarrow \gamma$	150	50	41	27	26	23	15	10	8,2	-

элементов, практически совпадающая с тем, что имеет место при ударном сжатии [14]. Следовательно, зависимость коэффициента массопереноса от вида проникающих атомов связана не с особенностями нагружения, осуществляемого с помощью мартенситных превращений, а с различиями во взаимодействии проникающих элементов с матрицей при низкотемпературном импульсном воздействии. Действительно, согласно результатам рентгеноструктурного анализа, атомы элементов, обладающие наибольшей подвижностью (кобальт, медь), в процессе своего проникновения в железо и его сплав Fe–30% Ni образуют твердые растворы замещения; атомы углерода и азота, имеющие промежуточные значения подвижности, растворяются в матрице по типу внедрения, а нерастворимые в равновесных условиях примеси (таллий, криптон), отличающиеся наименьшей подвижностью атомов. В условиях ударного сжатия атомы инертных газов растворяются по типу вычитания [14, 15] и, возможно, подобный тип раствора образуется в данных условиях нагружения.

Следует также отметить, что коэффициенты массопереноса различных элементов при деформировании в условиях мартенситных превращений отличаются друг от друга заметно ниже, чем в стационарных условиях. Так, в условиях изотермических отжигов при температуре 613 К (температура конца $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения) коэффициент диффузии углерода составляет $1 \cdot 10^{-11}$, а железа и никеля — $1 \cdot 10^{-21}$ и $5 \cdot 10^{-23}$ см²/с, соответственно [16, 17]. В то время как подвижности атомов углерода, железа и никеля в этом же сплаве при $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении (553–613 К) достигает $7,1 \cdot 10^{-10}$, $3,0 \cdot 10^{-9}$, $3,1 \cdot 10^{-9}$ см²/с соответственно. При сопоставлении подвижности атомов, образующих твердые растворы замещения, и собственных атомов видно, что между ними имеются некоторые различия при всех видах воздействия, осуществляемых за счет мартенситных превращений, однако они заметно меньше, чем для углерода и азота, а также диффузии при изотермических отжигах. При этом различия сильнее всего выражены для процесса

массопереноса при скоростном деформировании, слабее всего — для переноса вещества в условиях $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -превращений, а при совместном действии двух нагрузок отличия коэффициентов массопереноса имеют промежуточные значения.

Таким образом, подвижность атомов различных элементов зависит от типа твердого раствора, который проникающие атомы образуют с матрицей в процессе миграции,

Влияние величины зерна на коэффициенты массопереноса

В работе также изучено влияние величины зерна на миграцию атомов. Так, при миграции собственных атомов в процессе деформации железа установлено, что при увеличении размера зерна на два порядка до ~ 100 мкм скорость миграции атомов практически не изменяется. Коэффициенты массопереноса с точностью до ошибки эксперимента составляют $6,1 \cdot 10^{-10}$ и $1,2 \cdot 10^{-9}$ см²/с соответственно для нагружения за счет объемного эффекта при $\gamma \rightarrow \alpha$ - и $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращениях. Коэффициенты массопереноса никеля и кобальта при переходе от металла с мелким зерном (5–7 мкм) к крупнозернистому поликристаллу (более 1 мм) также сохраняют постоянные значения, равные соответственно $3,8 \cdot 10^{-10}$ и $1,3 \cdot 10^{-9}$ см²/с. Исследование подвижности атомов железа и никеля в образцах из сплава Н30, находящегося в аустенитном состоянии, со средним размером зерна 1–3, 8–10 мкм, 1–1,5 мм, показало, что при деформировании в процессе $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения (553–613 К), несмотря на изменение размера зерна на 3 порядка, миграция атомов характеризуется одинаковыми коэффициентами массопереноса, равными соответственно $8,9 \cdot 10^{-10}$, $6,3 \cdot 10^{-10}$ и $8,1 \cdot 10^{-10}$ см²/с. Влияние размера зерна на подвижность атомов в сплаве Н30 при совместном действии мартенситного превращения и создаваемой им пластической деформации изучали на образцах с размером зерна 1–3 и 8–10 мкм. Коэффициенты массопереноса железа составили $4,2 \cdot 10^{-9}$ и $3,8 \cdot 10^{-9}$ см²/с ($\gamma \rightarrow \alpha$); $4,7 \cdot 10^{-9}$ и $5,3 \cdot 10^{-9}$ см²/с ($\alpha \rightarrow \gamma$). Скорость миграции атомов железа в сплаве Н30, подвергнутом действию только мартенситных превращений (в отсутствие оправки), также остается постоянной с точностью до ошибки эксперимента ($D_M = 1,5 \cdot 10^{-9}$ и $D_M = 3,0 \cdot 10^{-9}$ см²/с) при изменении размера зерна на порядок. Для одновременного действия $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращений и пластической деформации в сплавах с большим или меньшим содержанием никеля наблюдается та же закономерность — коэффициенты диффузии в материале с разным размером зерна с точностью до ошибки эксперимента равны $5,1 \cdot 10^{-9}$, $1,1 \cdot 10^{-9}$ и $2,5 \cdot 10^{-10}$ см²/с соответственно для сплавов железа с 29, 31 и 32% никеля.

Следовательно, при низкотемпературном деформировании в условиях мартенситных превращений размер зерна не влияет на подвижность атомов в отличие от диффузии собственных и замещенных атомов при изотермических отжигах. Как показывают вышеизложенные результаты, нет

заметного вклада диффузии по межфазным границам, которое имеет место при высокотемпературных превращениях. Однако незначительное перемещение атомов по границам аустенит-мартенсит происходит в процессе превращения, поскольку наблюдается слабое почернение на автордиограммах в местах, соответствующих межфазным границам.

Влияние дефектов кристаллической структуры на подвижность атомов

Влияние предварительной деформации на подвижность атомов изучено в зависимости от скорости миграции атомов от плотности дислокаций. Для железа, деформируемого при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении в сплаве Н30, обнаружено, что с увеличением плотности дислокаций от $5 \cdot 10^6$ до $5 \cdot 10^8$ и $1 \cdot 10^{11}$ см^{-2} коэффициенты массопереноса железа уменьшаются соответственно в 3 и 5 раз и достигают $2 \cdot 10^{-10}$ и $1,3 \cdot 10^{-10}$ $\text{см}^2/\text{с}$. Скорость миграции атомов никеля в сплаве Н30, находящемся в α -фазе (материал оправки), при изменении плотности дислокаций от $5 \cdot 10^8$ до $1 \cdot 10^{10}$ и $1 \cdot 10^{11}$ см^{-2} уменьшается соответственно в 3 и 3,5 раза. Для миграции атомов углерода этот эффект выражен заметнее — коэффициент массопереноса углерода в железе, плотность дислокаций в котором составляет $5 \cdot 10^8$ см^{-2} , равен $1,2 \cdot 10^{-11}$ $\text{см}^2/\text{с}$ (в отожженном железе — $7,2 \cdot 10^{-11}$ $\text{см}^2/\text{с}$). При $\rho_{\text{д}} = 10^{11}$ см^{-2} величину $D_{\text{М}}$ невозможно определить, так как глубина проникновения атомов углерода не превышает 0,5 мкм. При деформации в условиях $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения образцов из железа и сплава Н30, находящегося в аустенитном состоянии, наблюдались те же закономерности, но подвижность атомов спадала в меньшей степени, в $\sim 1,5$ и 2 раза при увеличении $\rho_{\text{д}}$ на ~ 2 порядка. Скорость миграции атомов в сплаве Н30 в процессе $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения также зависит от степени предварительной деформации ϵ . При $\epsilon=5\%$ коэффициенты массопереноса железа и никеля уменьшаются соответственно в 2,5 и 3 раза. При одновременном действии $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения и сопровождающей его пластической деформации предварительная деформация на 5% и 10% приводит к уменьшению значений $D_{\text{М}}$ в 2 и 2,5, а также в 2 и 3 раза соответственно для атомов железа и никеля. При больших степенях деформации кинетика превращения изменяется, и коэффициент массопереноса снижается в 10–100 раз. При $\epsilon=50\%$ величину $D_{\text{М}}$ нельзя определить, так как глубина проникновения меченых атомов находится в пределах ошибки эксперимента.

Влияние наличия, типа и концентрации примесей на подвижность атомов

Результаты изучения влияния примесей в сплавах железа на подвижность собственных атомов при деформировании за счет объемного эффекта

при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении (233–173 К), но без самого превращения приведены ниже:

Материал	Fe	H20	H29	H30	H31	H32	H33	Ст.37	Ст.45	3Н30	5Н30
$D_M \cdot 10^{10}$, см ² /с	6,1	6,2	5,7	5,8	5,9	5,8	5,6	4,5	3,5	3,2	2,5

Присутствие в сплаве до 33% никеля практически не изменяет коэффициент массопереноса железа — $6,1 \cdot 10^{-10}$ и $5,6 \cdot 10^{-10}$ см²/с соответственно для железа и сплава Н33. Т.е., наличие атомов элементов замещения в сплаве не сказывается на подвижности атомов. Из рассмотрения коэффициентов массопереноса в твердых растворах внедрения следует, что скорость миграции атомов уменьшается по сравнению с твердым раствором замещения в 1,4–1,7 раз. При наличии в сплаве примесей обоих видов (углерода и никеля) подвижность собственных атомов становится еще меньше — $2,5 \cdot 10^{-10}$ см²/с. Однако наблюдаемое отличие коэффициентов массопереноса в металле и сплаве на его основе в данных условиях нагружения существенно меньше, чем при изотермических отжигах, т.е. массоперенос при деформации, создаваемой $\gamma \rightarrow \alpha$ - и $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращениями, обладает теми же закономерностями, что и при ударном сжатии [3, 14]. Для изучения влияния примесей на протекание массопереноса в сплавах в процессе мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения выбраны сплавы Н33 и 5Н30, обладающие "взрывной" кинетикой превращения в температурном интервале 93–23 К. Проведенные эксперименты показали, что подвижность собственных атомов при температурах, близких к температуре жидкого азота (~ 93 К), в двух исследуемых сплавах различна (табл. 3). Как видим, глубина проникновения атомов железа в твердый раствор никеля в железе (Н33) более чем в 3 раза превосходит таковое значение для сплава железа с никелем и углеродом. Коэффициент массопереноса никеля в сплаве Н33 почти на два порядка выше, чем в 5Н30. Поскольку увеличение содержания никеля в железоникелевых сплавах на 3% (от 30 до 33%) не приводит к изменению скорости миграции атомов [18], то можно предположить, что замедление переноса вещества связано с наличием в материале примерно 0,5% углерода, как при скоростном деформировании железа и сталей в условиях низких температур.

Таблица 3

Влияние примесей в сплавах на глубину и скорость проникновения атомов при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении

Сплав	Состав	^{55,59} Fe		⁶³ Ni	
		X, мкм	$D_M \cdot 10^8$, см ² /с	X, мкм	$D_M \cdot 10^8$, см ² /с
5Н30	0,5% С, 30% Ni	48	2,8	45	2,3
Н33	33% Ni	150	210,0	145	190,0

Таким образом, тип твердого раствора и концентрация растворенных атомов оказывает влияние на подвижность атомов при всех трех схемах нагружения.

Заключение

Из представленных в статье исследований вытекает, что мартенситное превращение с взрывной кинетикой, которое по своей природе является бездиффузионным, стимулирует массоперенос атомов при низких температурах, вплоть до криогенных. Этот процесс характеризуется закономерностями, присущими другим видам импульсного нагружения, осуществляемым при низких температурах, в частности, он осуществляется по объемному механизму и обладает некоторой чувствительностью к структуре и составу.

Литература

- [1] Грузин, П.Л. Пробл. металловед. и физики металлов / П.Л. Грузин. – М.: Металлургия, 1955. – С. 475.
- [2] Мартенситные превращения / Д.С. Герцрикен [и др.] – Киев: Наукова думка, 1978. – С. 274–278.
- [3] Герцрикен, Д.С. Импульсная обработка и массоперенос в металлах при низких температурах / Д.С. Герцрикен, В.Ф. Мазанко, В.М. Фальченко. – Киев: Наук. думка, 1991. – 205 с.
- [4] Келли, А. Кристаллография и дефекты в кристаллах / А. Келли, Г. Гровс. – М.: Мир, 1974. – 567 с.
- [5] Majee A.L., Davies R.G. Acta met. – 1972. – V. 20. – No. 5. – P. 1031.
- [6] Герцрикен, Д.С. ДАН УССР. – 1978. – №1. – С. 89.
- [7] Арбузова, А.И. [и др.] – ФММ. 1973. Т. 35. Вып. 1. С. 78.
- [8] Коваль, Ю.Н., Молин, А.И. Металлофизика. – 1980. – Т. 2. – №4. – С. 102.
- [9] Гаврилюк, В.А [и др.] ФММ. – 1981. – Т. 51. Вып. 1. С. 147.
- [10] Грузин, П.Л. ДАН СССР. 1952. Т. 86. №2. С. 289.
- [11] Электронномикроскопическая автордиография в металловедении / Бокштейн, С.З. [и др.] – М.: Металлургия, 1978. – 264 с.
- [12] Бокштейн, С.З. Диффузия и структура металлов / С.З. Бокштейн. – М.: Металлургия, 1973. – 205 с.
- [13] Электронномикроскопическая автордиография в металловедении / Бокштейн, С.З. [и др.] – М.: Металлургия, 1978. – 264 с.
- [14] Массоперенос и фазообразование в металлах при импульсных воздействиях / Миронов В.М. [и др.] – Самара: Самарский университет, 2001. – 232 с.
- [15] Герцрикен, Д.С. Тр. XII Совещ. по физике взаимодействия заряженных частиц с кристаллами / Д.С. Герцрикен, В.М. Тышкевич, В.М. Фальченко. – М.: Моск. ун-т., 1982. – С. 449.
- [16] Adda, I. Diffusion dans les solides / I. Adda, J. Philibert. – Paris: Presses universitaires d France, 1966. – V. 2. – 1296 p.

[17] Кидин И.Н. [и др.] *МиТОМ*. – 1973. – №1. – С. 8.

[18] Герцирикен, Д.С. [и др.] *Металлофизика*. – 1990. – Т. 12. – №2. – С. 67.

Поступила в редакцию 12/III/2006;

в окончательном варианте — 20/IV/2005.

DIFFUSIVE PROCESSES IN METALS AND ALLOYS AT MARTENSITE TRANSFORMATIONS⁵

© 2006 V.M. Mironov, T.F. Mironova,⁶ Yu.N. Koval', D.S. Gertsriken,⁷
V.V. Alekseeva⁸

The method of radioactive indicators investigates features of distribution and migration of atoms in metals and Fe–Ni-alloys of low temperatures for want of phase transformation, impulse deformation and for want of joint operation of transformation and strain. The velocities of mass-transfer and form of concentration structures are determined depending on method of impulse effect, size of a grain, such as a rigid solution, structure of an alloy and kind of penetrating atoms.

Paper received 12/III/2006.

Paper accepted 20/IV/2006.

⁵Communicated by Dr. Sci. (Phys. & Math.) Prof. A.V. Pokoev.

⁶Mironov Vladimir Mikhailovich (dvonorim@mail.ru, dmiron@mail.samtel.ru), Mironova Tat'yana Feodorovna, Samara State Agricultural Academy, Samara, 446442, Russia.

⁷Koval' Yuri Nickolaevich (koval@imp.kiev.ua), Gertsriken Dina Solomonovna (bob@t.kiev.ua, dina.gertsriken@gmail.com), G.V. Kyrzymov's Institute of Metallophysics of NAN, Kiev, Ukraine.

⁸Alekseeva Valentina Vladimirovna, Samara State Technical University, Samara, 443100, Russia.