

Л. Н. ЛАРИКОВ, В. М. ФАЛЬЧЕНКО, В. Ф. МАЗАНКО,
С. М. ГУРЕВИЧ, Г. К. ХАРЧЕНКО, А. И. ИГНАТЕНКО

АНОМАЛЬНОЕ УСКОРЕНИЕ ДИФФУЗИИ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ НАГРУЖЕНИИ МЕТАЛЛОВ

(Представлено академиком Б. Е. Патоном 6 VIII 1974)

Установление зависимости диффузионной подвижности атомов от скорости пластической деформации $\dot{\epsilon}$ в широком интервале скоростей деформирования представляет значительный интерес как для выяснения физической природы протекающих при этом процессов, так и для возможности их практического использования. Известно ⁽¹⁾, что для α -Fe в пределах $\dot{\epsilon}$ от 0 до $2 \cdot 10^{-3}$ сек⁻¹ и для малоуглеродистой стали ⁽²⁾ при $\dot{\epsilon}$ от $2 \cdot 10^{-3}$ до $1 \cdot 10^{-2}$ сек⁻¹ наблюдается линейная зависимость между скоростью деформирования и увеличением эффективного коэффициента самодиффузии $D_{\text{эф}}$. Однако дальнейшее возрастание $\dot{\epsilon}$ до значения $1 \cdot 10^2$ сек⁻¹ сначала вызывает уменьшение, а затем аномальное ускорение диффузионной подвижности ⁽³⁾.

Целью настоящей работы является исследование влияния скорости пластической деформации на само- и гетеродиффузию кобальта, никеля, хрома и ниобия в железе в широком диапазоне температур и скоростей деформации.

Объектом исследования служило технически чистое железо, из которого изготавливались образцы в виде кубиков с величиной ребра 10 мм. Испытания проводились на специальной установке, конструкция которой позволяла изменять скорость деформации и температуру опыта в широких пределах. Скорость деформации и время деформирования записывали с помощью осциллографа.

Диффузионную подвижность атомов в железе определяли с помощью радиоактивных изотопов ⁵⁵Fe, ⁶⁰Co, ⁶³Ni, ⁵¹Cr и ⁹⁵Nb в интервале температур 500—1300°С методом снятия слоев и автордиографии. Диффузионные параметры, полученные обоими методами, совпадают в пределах 5—10% после учета поправки на адсорбцию в материале образца излучения, испускаемого радиоактивным изотопом.

Расчет параметров диффузии производился с учетом решения уравнения диффузии для пластически деформируемой среды ^(4, 5) и изменения формы образца при пластической деформации. Последний фактор учитывался при построении экспериментальной концентрационной кривой распределения радиоактивного изотопа по глубине образца. Эта кривая перестраивалась с учетом осадки образца при пластической деформации, причем оказалось, что закон распределения радиоактивного изотопа по глубине в случае импульсного механического нагружения и в случае стационарного изотермического отжига одинаков. Это обстоятельство позволило для вычисления коэффициентов диффузии в случае импульсного нагружения при скорости пластической деформации порядка 10 — 10^2 сек⁻¹ применить известные формулы ⁽⁶⁾.

Полученная таким образом температурная зависимость эффективных коэффициентов самодиффузии $D_{\text{эф}}$ железа представлена на рис. 1, величины $D_{\text{эф}}$ самодиффузии железа при деформировании образца со скоростью порядка 20 сек⁻¹ превосходят не только коэффициенты самодиффузии для

случая стационарного изотермического отжига (¹) и малых скоростей деформирования (^{1, 2}), но и, что самое важное, коэффициенты диффузии в жидком металле (⁸). При этом прирост величин $D_{эф}$ увеличивается с уменьшением температуры.

Следует также отметить anomальное, по сравнению с изотермическими условиями (⁹), влияние типа кристаллической решетки на диффузионную

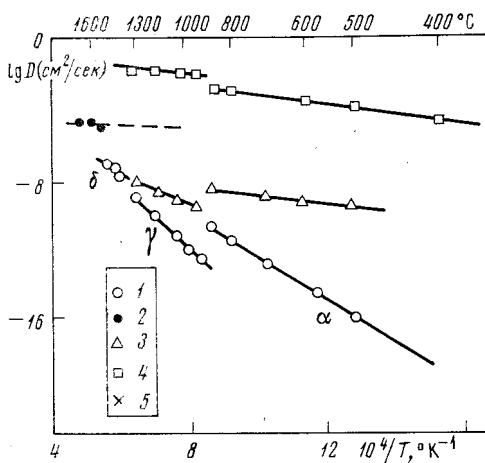


Рис. 1

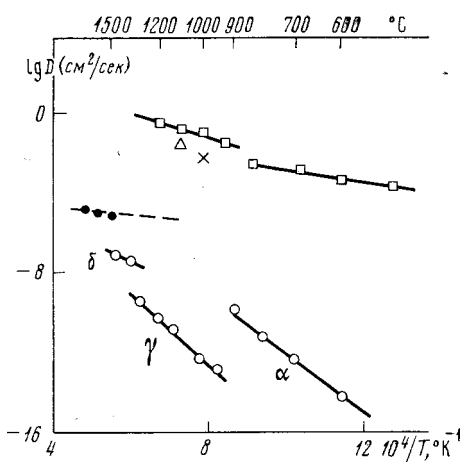


Рис. 2

Рис. 1. Температурная зависимость коэффициентов самодиффузии в железе. 1 – стационарный изотермический отжиг (¹), 2 – жидкое состояние (⁸), 3 – механическое нагружение, $\dot{\epsilon}=1 \cdot 10^{-2}$ сек⁻¹ (^{1, 2}), 4 – импульсное механическое нагружение, $\dot{\epsilon}=20$ сек⁻¹

Рис. 2. Температурная зависимость коэффициентов гетеродиффузии Co, а также коэффициенты диффузии Ni (1100° С) и Cr (1000° С) в железе. 1 – стационарный изотермический отжиг; 2 – жидкое состояние, 4, 3, 5 – импульсное нагружение, $\dot{\epsilon}=20$ сек⁻¹, Co, Ni и Cr соответственно. Обозначения те же, что и на рис. 1

подвижность: при импульсном механическом нагружении в плотной г.д.к.-решетке γ -Fe диффузионная подвижность выше, чем в рыхлой о.д.к.-решетке α -Fe.

Данные по влиянию импульсного механического нагружения на гетеродиффузию представлены на рис. 2 и 3. Как видно из сравнения рис. 2 и 3 с рис. 1, anomальное ускорение диффузионной подвижности при импульсном нагружении характерно не только для самодиффузии, но и для гетеродиффузии кобальта, никеля, хрома и ниобия в железе, причем и в этом случае подвижность атомов в плотной г.д.к.-решетке γ -Fe выше, чем в рыхлой о.д.к.-решетке α -Fe. Следовательно, представленные выше данные позволяют сделать вывод, что явление anomального ускорения диффузии при импульсном механическом нагружении со скоростью деформации порядка 20 сек⁻¹ носит общий характер.

Таблица 1

Металл	Модификация	Изотоп	Параметры диффузии		Температурный интервал, °С
			D_0 , см²/сек	Q , кал/г-ат	
Fe	α	⁵⁵ Fe	0,28	11 000	400—890
		⁶⁰ Co	9,63	15 200	500—850
		⁹⁵ Nb	2,12	13 100	500—850
	γ	⁵⁵ Fe	15,21	15 700	915—1360
		⁶⁰ Co	$2,6 \cdot 10^3$	26 000	950—1200
		⁹⁵ Nb	$1,54 \cdot 10^2$	18 200	950—1300

Параметры диффузии, определенные по данным рис. 1, 2 и 3 способом наименьших квадратов, представлены в табл. 1.

Таким образом, полученные для случая импульсного механического нагружения коэффициенты самодиффузии железа при различных скоростях деформирования с привлечением данных авторов (^{1, 2}) позволили представить зависимость $D=f(\dot{\epsilon})$ в широком диапазоне $\dot{\epsilon}$ (рис. 4). Эта за-

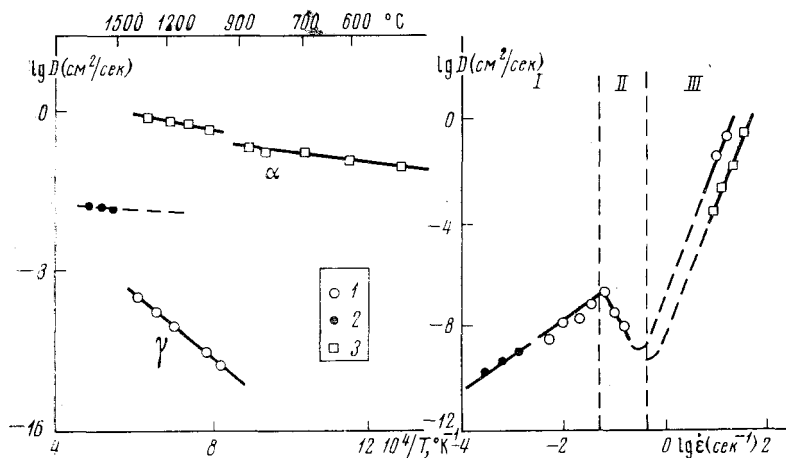


Рис. 3

Рис. 4

Рис. 3. Температурная зависимость коэффициентов гетеродиффузии Nb в железе. 1 — стационарный изотермический отжиг, 2 — жидкое состояние, 3 — импульсное нагружение, $\epsilon=20 \text{ сек}^{-1}$

Рис. 4. Зависимость коэффициентов самодиффузии в железе от скорости деформации при различной температуре: 1 — 1150°, 3 — 1000° С. Обозначения те же, что и на рис. 3

висимость носит сложный характер. Если ускорение диффузии на участке I объясняется авторами (^{1, 2}) увеличением средней концентрации вакансий, превышающей равновесную, а понижение (участок II) — динамической рекристаллизацией, то аномальное ускорение диффузии на участке III вызвано, по-видимому, резким увеличением количества точечных дефектов в кристалле, возникающих при движении дислокаций в процессе пластической деформации. Процесс генерации дефектов при этом идет быстрее, чем динамическая рекристаллизация, что и приводит, вновь к ускорению диффузии.

Институт металлофизики и
Институт электросварки им. Е. О. Патона
Академии наук УССР
Киев

Поступило
10 VII 1974

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ К. Hirano, M. Kohen et al., Trans. Met. Soc. AIME, v. 227, 4, 950 (1963).
- ² Л. Н. Ларионов, А. Н. Макара и др., Физ. и хим. обработки матер., № 4, 113 (1971).
- ³ Л. Н. Ларионов, В. М. Фальченко и др., Автоматическая сварка, № 5, 19 (1974).
- ⁴ Б. Я. Любов, Н. С. Фастов, Физ. мет. и металловед., т. 10, 2, 310 (1960).
- ⁵ H. Fara, R. Balluffi, J. Appl. Phys., v. 29, 1133 (1958).
- ⁶ П. Л. Грузин, ДАН, т. 86, № 2, 289 (1952).
- ⁷ F. S. Buffington, K. Hirano, M. Cohen, Acta Met., v. 9, 5, 434 (1961).
- ⁸ D. W. Morgan, J. A. Kitchener, Trans. Farad. Soc., v. 50, 51 (1954).
- ⁹ Л. Н. Ларионов, Л. Ф. Черная, В. М. Фальченко, Сб.: Металлофизика, т. 31, Киев, 1970.