Для решения уравнения (2) построим (фиг. 2) график выражения

$$F = \frac{\nu x + (x^2 - \nu)\operatorname{tg} x}{(x^2 - \nu) - \nu x \operatorname{tg} x}, \tag{4}$$

которое обращается в нуль при значениях x, определяемых из уравнения

$$(x^2 - \nu)\operatorname{tg} x + \nu x = 0. \tag{5}$$

На фиг. 2 представлена область изменения функции F, достаточная для определения первой собственной частоты полой сферы. Зная отношение радиусов r_1 / r_2 на графике можно найти две точки с равными ординатами, абсциссы которых относятся как $r_1 : r_2$. В этом случае, если радиусы известны, собственную частоту находят по формуле (3). Когда отношение радиусов близко к единице (сферическая оболочка), то x_1 и x_2, соответствующие одинаковым ординатам, располагаются почти симметрично относительно максимума функции F, и собственная частота определяется из формулы

$$f = \frac{v_t}{\pi r}\sqrt{\frac{1+\sigma}{1-\sigma}}.$$

ЛИТЕРАТУРА

1. А. Ляв. Математическая теория упругости. М.— Л., ОНТИ, 1935.

Донецкий н.-и. институт
черной металлургии

Поступило в редакцию
16 ноября 1970 г.

УДК 534.29

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ ДЕФОРМАЦИЙ НА ДИФФУЗИЮ В СИСТЕМЕ ЖЕЛЕЗО — ЦИНК

А. В. Кулёмин

Известно [1], что в процессе непрерывной знакопостоянной пластической деформации происходит ускорение самодиффузии в α-Fe, увеличивающееся линейно со скоростью деформирования. Ускорение самодиффузии под действием знакопеременных деформаций не было обнаружено [2, 3], что, по-видимому, вызвано малостью ультразвуковых деформаций ε_m.

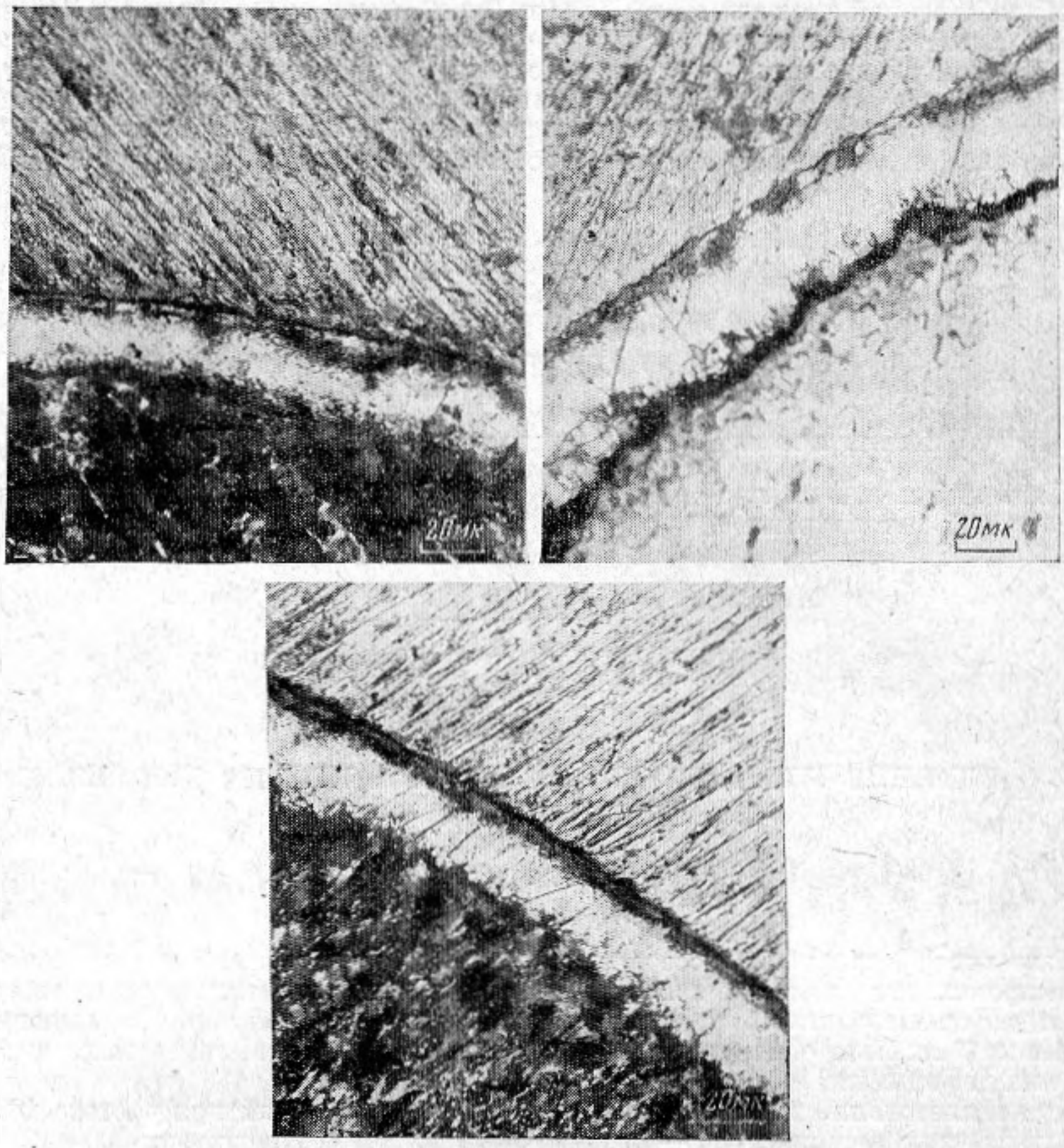
При исследовании действия ультразвуковых деформаций при частоте 18,6 *кгц* на гетеродиффузию в системе Cu — Zn, при $\varepsilon_m \geqslant 10^{-4}$ и температурах 300—400° обнаружено увеличение коэффициента диффузии для γ и ε — фаз, образующихся при взаимной диффузии Cu — Zn, в 2 и 5 раз соответственно [4].

В данной работе с помощью методики, описанной в работе [4], исследовалось влияние ультразвуковых деформаций с амплитудой $\varepsilon_m \geqslant 10^{-4}$ на диффузионный рост фаз в системе Fe — Zn при температуре 400°. Материалами служили поликристаллические железо (99,9%) и цинк (99,99%). При взаимной диффузии железа и цинка между ними образуются два слоя, отвечающих по диаграмме состояния Fe — Zn двум интерметаллическим соединениям: $FeZn_3$ или Fe_3Zn_{10}, Г-фаза и $FeZn_7$ — δ_1-фаза [5]. Определяя толщину фаз, образующихся между Fe и Zn в образцах, подвергнутых нагреву (контрольные образцы), и озвучиваемых образцах, можно установить разницу в коэффициентах диффузии в том и другом случае.

На фиг. 1, *а* представлена одна из фотографий фаз, выросших после предварительного отжига контрольных и предназначенных для озвучивания образцов при температуре 400° в течение 2,5 *час*. Предварительный отжиг был необходим для контроля за контактом между железом и цинком при диффузии. Признаком хорошего контакта являлась одинаковая толщина первоначального интерметаллидного слоя во всех образцах.

После предварительного отжига часть образцов озвучивалась при фиксированной амплитуде ε_m, которая определялась с помощью специального датчика [6], и температуре 400° в течение 1 *час*. Контрольные образцы нагревались в печи точно по тому тепловому режиму, который был принят для озвучиваемых образцов [4]. Фотография фаз, выросших после озвучивания при $\varepsilon_m = 1{,}6 \cdot 10^{-4}$, приведена на фиг. 1, *б*. Фотография фаз, образующихся в контрольных образцах при нагреве при 400° в течение 1 *час*, приведена на фиг. 1, *в*.

Из фиг. 1, *б* и 1, *в* видно, что толщины фаз, выросших при наложении ультразвуковых деформацией (*б*), превосходят толщины фаз, выросших при нагревании в печи (*в*). По аналогичным фотографиям были построены зависимости квадрата толщины общей интерметаллоидной фазы y^2 от времени озвучивания или нагревания τ для различных ε_m. Результаты приведены на фиг. 2, где *1* представляет зависимость $y^2(\tau)$ в контрольном образце, *2*, *3* и *4* — зависимости $y^2(\tau)$ в озвучиваемых образцах соответственно при амплитудах деформации $0{,}8\cdot10^{-4}$, $1{,}2\cdot10^{-4}$ и $1{,}6\cdot10^{-4}$.



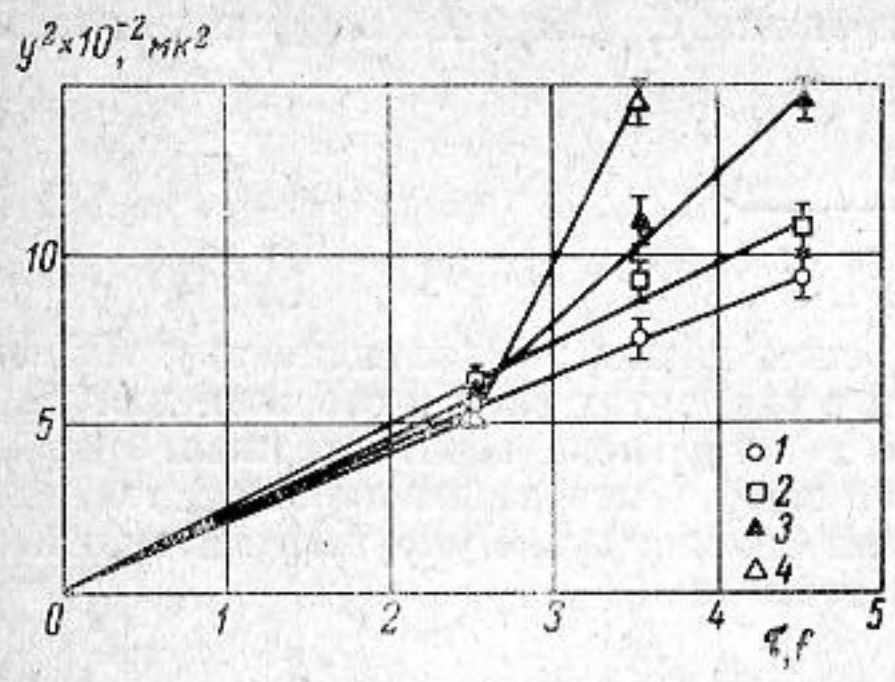
Фиг. 1

Используя зависимости $y^2(\tau)$, мы вычислили коэффициенты роста фаз D для различных ε_m по известному выражению [5]: $D = y^2 / \tau$.

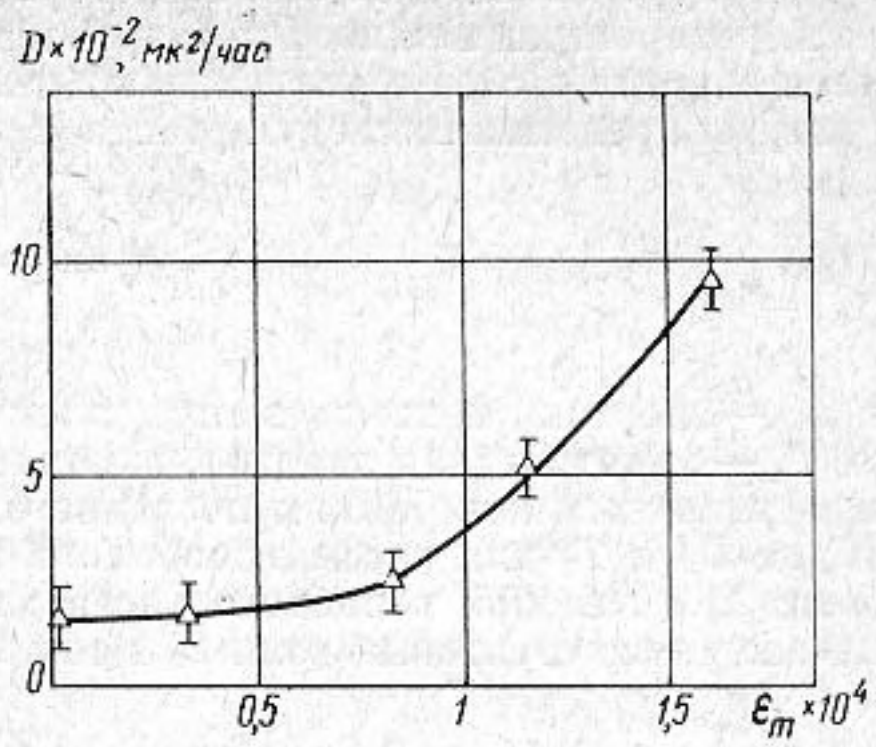
Зависимость $D(\varepsilon_m)$ приведена на фиг. 3, из которой видно, что при $\varepsilon_m > 10^{-4}$ коэффициент роста фаз резко возрастает, что связано с ускорением диффузии в фазах системы Fe — Zn под действием ультразвуковых деформаций.

Для объяснения полученных результатов заметим, что амплитуды колебательных напряжений $\sigma_m = E\varepsilon_m$ (E — модуль Юнга), развиваемые в озвучиваемых образцах при $\varepsilon_m \geqslant 10^{-4}$, превосходят критические напряжения, необходимые для активации источников дислокаций Франка — Рида в железе и тем более в цинке [7]. Следовательно, при озвучивании при $\varepsilon_m \geqslant 10^{-4}$ в металлах Fe и Zn, а также в фазах, должно возникать некоторое количество подвижных дислокаций (петли Франка — Рида), что, как известно [7], должно приводить к упрочнению металлов. Действительно, нами замечено упрочнение железных образцов при озвучивании, причем в данном случае увеличение твердости отожженного железа начиналось при $\varepsilon_m > 10^{-4}$ и было тем значительнее, чем больше была амплитуда деформации при озвучивании.

Взаимодействие подвижных дислокаций с «лесом» неподвижных дислокаций приводит к образованию ступенек [7], а затем к генерации точечных дефектов типа вакансий [1]. Образование вакансий при движении дислокаций может также происходить и вследствие рекомбинации краевых дислокаций разного знака [7]. Увеличение



Фиг. 2



Фиг. 3

концентрации вакансий в озвучиваемых образцах по сравнению с термодинамически равновесной в контрольных образцах, по всей вероятности, и приводит к наблюдаемому ускорению диффузии, как это предполагают при объяснении ускорения диффузии в металлах при знакопостоянной пластической деформации [1].

ЛИТЕРАТУРА

1. A. C. Damask, G. J. Dienes. Point defects in metals, New York, 1963. (пер. А. С. Дамаск и Д. Динс. Точечные дефекты в металлах. М., «Мир», 1966).
2. С. Д. Герцрикен, И. Г. Полоцкий и др. Влияние ультразвука на самодиффузию кадмия. Сб. научных трудов Института металлофизики АН УССР, Изд-во АН УССР, Киев, 1963, 17, 19—23.
3. B. F. Walker, V. A. Johnson, W. C. Hahn, J. D. Wood. A study of the effects of ultrasonics on diffusion. Trans. Metall. Soc., AIME, 1968, 242, 7, 1233—1236.
4. А. В. Кулемин, А. М. Мицкевич. Диффузия в системе Cu — Zn при действии знакопеременных деформаций. Докл. АН СССР, 1969, 189, 3, 518—520.
5. В. Бугаков, Д. Глускин. Природа фаз, образующихся при взаимной диффузии Cu — Zn и Fe — Zn и кинетика их роста. Ж. техн. физ., 1936, 6, 2, 263—267.
6. А. В. Кулемин. Датчик для измерения колебательных смещений. Сб. «Электрофизические и электрохимические методы обработки материалов», Изд-во НИИМаш, М., 1969, 20—23.
7. J. Friedel. Dislocations. Oxford — London — Paris, 1964 (пер. Ж. Фридель, Дислокации. М., «Мир», 1967).

Центральный н.-и. институт
черной металлургии им. И. П. Бардина
Москва

Поступило в редакцию
11 октября 1969 г.

УДК 534.113

ДЕМПФИРОВАНИЕ КРУТИЛЬНЫХ КОЛЕБАНИЙ В СТЕРЖНЯХ КРУГЛОГО СЕЧЕНИЯ

А. С. Никифоров

На практике иногда возникает необходимость в демпфировании упругих колебаний в стержневых структурах путем включения в них вязко-упругих элементов. Применительно к изгибным колебаниям такого рода структур подобная задача рассмотрена в работе [1]. Представляет интерес исследовать также демпфирование крутильных колебаний стержневых структур.

Ограничим нашу задачу рассмотрением стержней круглого сечения и определим коэффициент потерь в таких стержнях при нанесении на их поверхность равномерного по толщине слоя из вязкоупругого материала.