АКУСТИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ

Том XXI 1975 Вып. 6

УДК 534.8:539.3

ДИФФУЗИЯ ХРОМА В ЖЕЛЕЗЕ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

В. М. Голиков, А. Б. Кулемин, В. А. Лазарев, В. П. Манаенков

Исследовано влияние продольных ультразвуковых колебаний с частотой 19,9 *кгц* на диффузию атомов хрома в железе при температуре 830° С. Показано, что при амплитудах деформации, бо́льших некоторого порогового значения $\varepsilon_{m1}=0{,}6\cdot10^{-4}$, происходит увеличение коэффициента диффузии с ростом амплитуды; при $\varepsilon_m=1{,}2\cdot10^{-4}$ увеличение достигает 1,5 раза.

Ускорение диффузии объясняется образованием под действием ультразвука различных дефектов кристаллической решетки железа. В связи с этим определены коэффициент внутреннего трения и плотность дислокаций в железе. С помощью просвечивающей электронной микроскопии изучен характер распределения дислокаций в образце железа, подвергнутом воздействию ультразвука.

В ряде работ было установлено, что воздействие ультразвука приводит к ускорению процесса диффузии в твердых растворах замещения [1—3]. В работе [4] изучалось влияние ультразвука на диффузию в твердом растворе внедрения (система железо — углерод) и было показано, что в зависимости от амплитуды деформации подвижность атомов углерода в железе увеличивается или уменьшается.

В данной работе исследовалось влияние ультразвука на диффузию хрома в железе. Практический интерес этих исследований связан с изысканием возможностей интенсификации различных процессов химико-термической обработки (хромирование сталей, отпуск хромистых сталей и т. д.) при помощи ультразвука.

С научной точки зрения система Fe—Cr интересна тем, что для нее различными методами определены термодинамические характеристики и достаточно подробно изучены процессы упорядочения. Эта система является также подходящим объектом для изучения взаимодействия замещенных атомов в твердом растворе с дефектами, создаваемыми ультразвуком.

Эксперименты проводились при 830° С. При этой температуре во всем интервале концентраций от 0 до 100% сплавы железо — хром представляют собой однофазные твердые растворы замещения с кубической объемноцентрированной решеткой. Образцы из отожженного чистого железа (с примесями не более 0,003% С, 0,001% Р и 0,002% Sn) имели форму стержней длиной 88 *мм* и сечением 11×11 *мм*^{2}. Поверхность образцов электролитически покрывалась хромом, затем проводился их отжиг в печи в течение 15 *мин* при $t=830°$ С для создания надежного контакта между хромовым покрытием и материалом образца.

Возбуждение в образцах ультразвуковых продольных колебаний с частотой $f=19{,}9$ *кгц* осуществлялось при помощи резонансной волноводной системы [2, 3]. На этой частоте образцы имели полуволновую длину, так как при $t=830°$ С и $f=19{,}9$ *кгц* длина звуковой волны в железе $\lambda=176$ *мм*. Распределение амплитуд деформаций ε_m по длине образца с учетом затухания описывается в этом случае выражением

$$|\varepsilon_m|=\xi_{m0}|k\sin ky|,$$

где $k=k_0+i\alpha, k_0=\frac{2\pi}{\lambda}$, α — коэффициент затухания звука, y — координата вдоль оси образца, ξ_{m0} — амплитуда смещения на конце образца при $y=0$. Значение ξ_{m0} измерялось в процессе опыта с помощью бесконтактного датчика, описанного в [5]. Следует отметить, что коэффициент затухания звука в чистом железе при температуре ~800° С и амплитуде деформации $\sim 10^{-4}$ достигает сравнительно большой величины: $\alpha \approx \frac{0{,}6}{\lambda}$. При этом поглощение звука связано в основном с движением дислокаций, так как магнитные потери отсутствуют (точка Кюри железа равна 768° С). Естественно, что при таких значениях α образцы сильно разогреваются из-за поглощения звуковой энергии. Это явление и использовалось для нагревания исследуемых образцов до температуры 830° С. Температура контролировалась термопарами, запрессованными в образец на расстояниях 5 *мм* вдоль его длины. С учетом того, что нагревание образца по длине неодинаково из-за неравномерного распределения амплитуды деформации (в пучности деформации нагревание максимально), свободный конец образца подогревался в печи сопротивления. В результате подбора теплового режима на участке от пучности деформации при $y=\lambda/4$ до свободного конца при $y=\frac{\lambda}{2}$ устанавливалась одинаковая температура с точностью до ±4° С. Для определения диффузионных характеристик использовалась только эта часть образца. Амплитуда смещения конца образца в процессе опыта поддерживалась постоянной и составляла 2,4±0,5 *мкм*.

После непрерывного воздействия ультразвука в течение 7 *час* образцы разрезались на пластинки толщиной 5 *мм* перпендикулярно диффузионному слою. Контрольные образцы отжигались в печи по тепловому режиму, соответствующему режиму при ультразвуковом воздействии. Распределение концентрации хрома по глубине диффузионной зоны (в направлении координаты x) определялось с помощью микроанализатора MS-46; диаметр пучка составлял ~1 *мкм*, чувствительность ~0,01% Cr. Для вычисления коэффициента диффузии использовалось стандартное уравнение

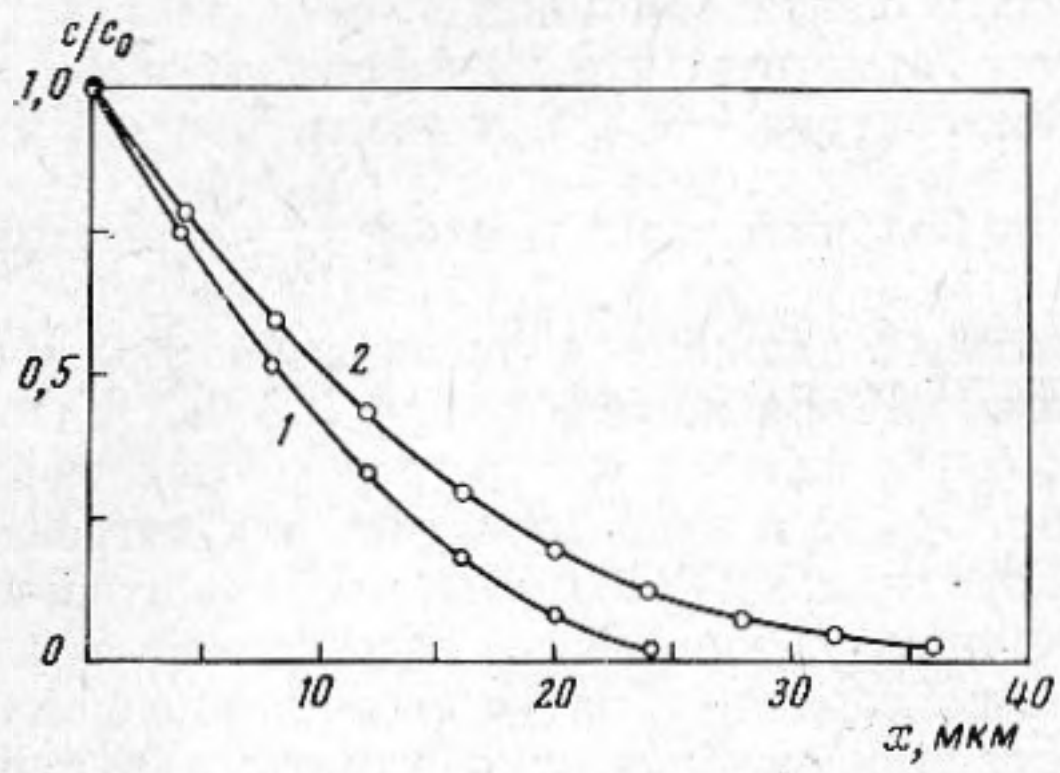
$$c=c_0 \operatorname{erfc}\left(\frac{x}{2\sqrt{D\tau}}\right),$$

где c_0 — концентрация хрома на поверхности образца, т. е. при $x=0$, c — концентрация на глубине x, D — коэффициент диффузии, τ — время.

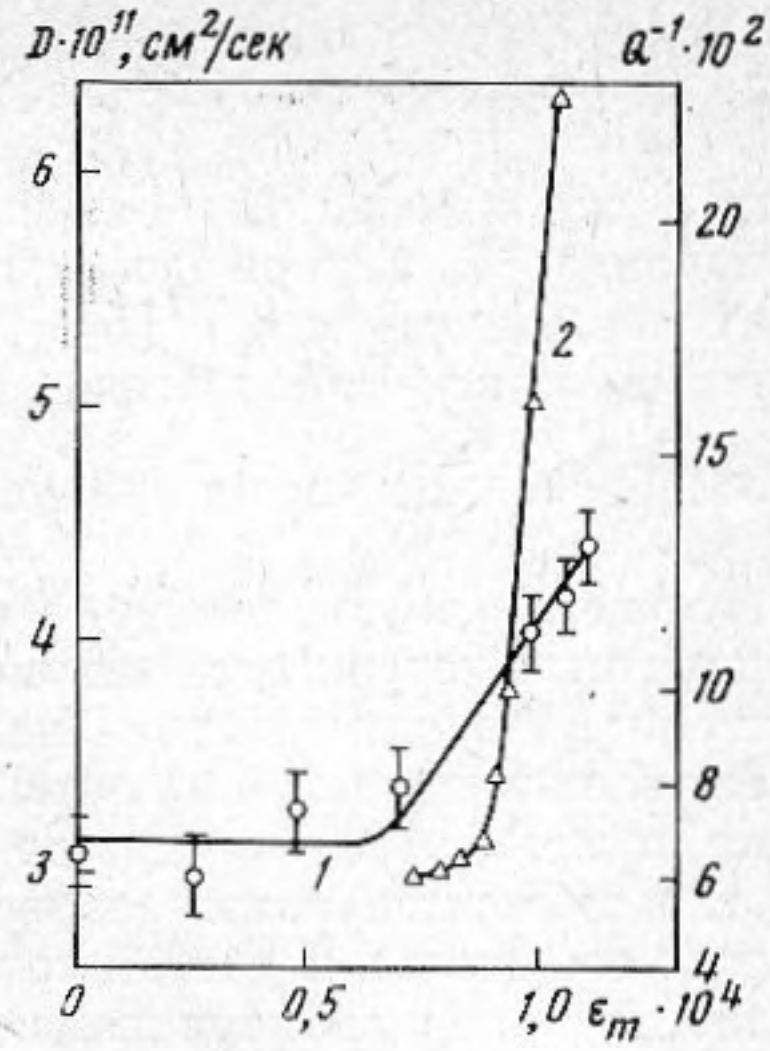
На фиг. 1 дано распределение концентрации хрома в железе для образца, подвергнутого воздействию ультразвука при фиксированной амплитуде деформации, и для контрольного образца. Из графиков видно, что на любом расстоянии от поверхности концентрация хрома в образце, подвергнутом воздействию ультразвука, выше, чем в контрольном. Воздействие ультразвука приводит также к увеличению общей глубины проникновения хрома.

На фиг. 2 представлена зависимость коэффициента диффузии хрома в железе от амплитуды деформации ε_m, где видно, что при увеличении амплитуды деформации свыше некоторого порогового значения ε_{m1} происходит резкий рост коэффициента диффузии. Воздействие ультразвука с амплитудой $\varepsilon_m<\varepsilon_{m1}$ не приводит к изменению подвижности атомов хрома.

Действие ультразвука при описанных выше условиях вызывает существенное изменение физических свойств железа. Было замечено, что образцы, используемые при исследовании диффузии, в конце опыта, т. е. через 7 *час*, разрушались в зоне максимальных деформаций. Разрушение имело типично усталостный характер. Материал в зоне максимальных деформаций становился хрупким и разрушался при небольших усилиях.



Фиг. 1



Фиг. 2

Фиг. 1. Относительная концентрация хрома в зависимости от расстояния от поверхности образца: *1* – контрольный образец, *2* – образец, подвергнутый воздействию ультразвука с амплитудой деформации $\varepsilon_m = 1{,}2 \cdot 10^{-4}$

Фиг. 2. Зависимость коэффициента диффузии хрома в железе D (кривая *1*) и коэффициента внутреннего трения в железе Q^{-1} (кривая *2*) от амплитуды деформации

Для объяснения полученных результатов металлографическим методом изучалась микроструктура образцов, проводились измерения коэффициента внутреннего трения, плотности дислокаций, а также исследовалась тонкая структура железа, подвергнутого воздействию ультразвука.

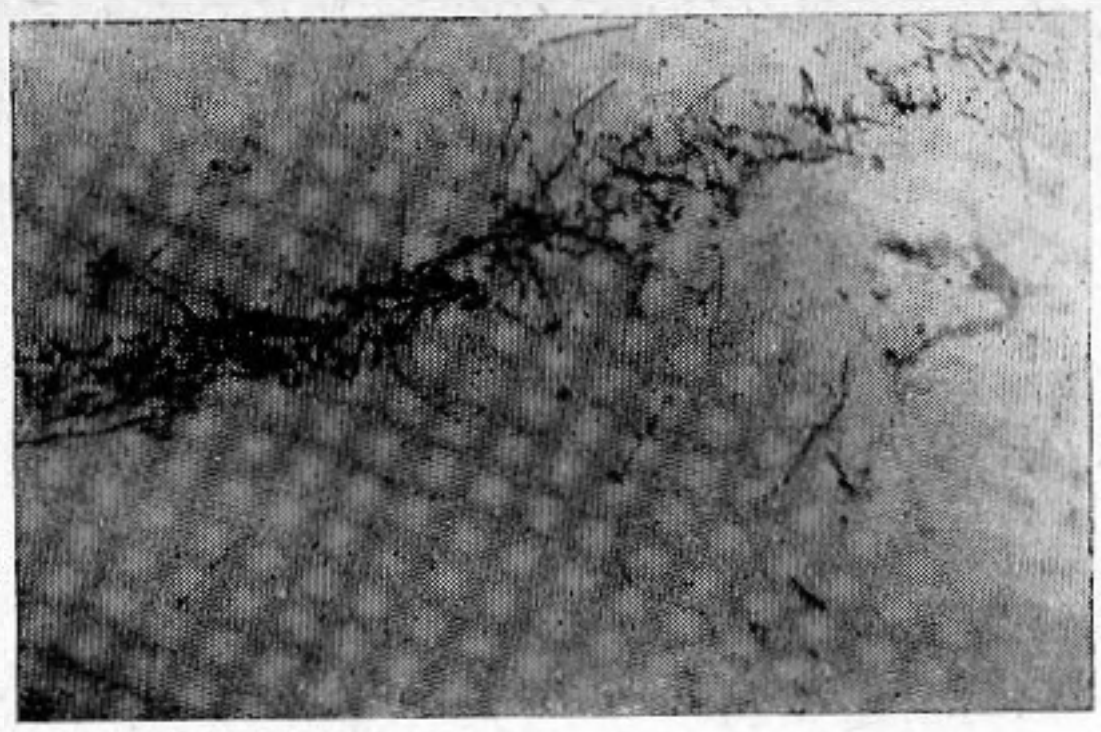
Металлографические исследования показали, что при амплитудах деформации $\varepsilon_m > \varepsilon_{m1}$ в образцах возникают микротрещины и большое количество микропор. Микропоры располагаются в основном по границам зерен. Количество микропор и микротрещин тем больше, чем выше амплитуда деформации. Заметим, что для определения коэффициента диффузии использовались участки, лишенные микротрещин.

На фиг. 2 наряду с зависимостью $D(\varepsilon_m)$ представлена зависимость коэффициента внутреннего трения $Q^{-1} = \frac{\alpha\lambda}{\pi}$ от амплитуды деформации, полученная для железа при $t = 830°$ С и $f = 19{,}9$ *кгц*. Величина Q^{-1} определялась с помощью метода, изложенного в [6]. Можно заметить, что в области амплитуд деформации, где наблюдается ускорение диффузии хрома, т. е. при $\varepsilon_m > \varepsilon_{m1}$ коэффициент внутреннего трения резко возрастает с амплитудой. При $\varepsilon_m < \varepsilon_{m1}$ величина Q^{-1} от амплитуды деформации практически не зависит.

Как известно [7, 8], рост внутреннего трения в металлах при больших амплитудах деформации обусловлен движением дислокаций, отрывом их от точек закрепления и размножения различных дефектов кристаллической решетки (дислокации, вакансии и т. д.). При этом пороговая амплитуда, при которой начинается резкий рост величины Q^{-1}, соответствует критической деформации, необходимой для активации источников дислокаций, например источников типа Франка – Рида [7].

Непосредственно образование дислокаций под действием ультразвука наблюдалось в настоящей работе методом ямок травления. Было установлено, что в пучности деформаций при $\varepsilon_m = 1{,}2 \cdot 10^{-4}$ плотность дислокаций заметно выше, чем плотность их на участке, образца, где $\varepsilon_m < \varepsilon_{m1} \cong 0{,}6 \cdot 10^{-4}$.

Характер распределения дислокаций в железе изучался методом электронной микроскопии на просвет. На фиг. 3 видно, что дислокации в желе-



Фиг. 3. Микроструктура железа, подвергнутого воздействию ультразвука: ×32 300, $\varepsilon_m=2\cdot10^{-3}$, время воздействия $\tau=5$ *сек*

зе, подвергнутом воздействию ультразвука, распределены крайне неравномерно. Они сосредоточены главным образом в клубковых образованиях или сплетениях. Дислокации извилисты и имеют высокую плотность ступенек. Наблюдаются мелкие дислокационные петли. Указанная дислокационная структура характерна для металлов, подвергнутых знакопеременному усталостному нагружению [9, 10] и предположительно связана с образованием избытка вакансий. Следует отметить, что экспериментально обнаруженные поры также свидетельствуют об образовании избытка вакансий при ультразвуковых деформациях.

Избыточная по отношению к термодинамически равновесной концентрация вакансий может [11, 12] привести к ускорению диффузии атомов, образующих твердые растворы замещения. Такое явление, по-видимому, и обнаружено нами при исследованиях диффузии в системе Fe—Cr.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Б. Я. Пинес, И. Ф. Омельяненко, А. Ф. Сиренко.* Влияние ультразвуковых колебаний на кинетику гетеродиффузии в образцах Fe – Al, Ni – Cu, Ni – Si. ФММ, 1969, *27*, 6, 1119–1122.
2. *А. В. Кулемин, А. М. Мицкевич.* Диффузия в системе медь – цинк при действии знакопеременных деформаций. Докл. АН СССР, 1969, *189*, 3, 518–520.
3. *А. В. Кулемин.* Влияние ультразвуковых деформаций на диффузию в системе железо – цинк. Акуст. ж., 1971, *17*, 4, 613–615.
4. *В. М. Голиков, А. В. Кулемин, В. А. Лазарев.* Диффузия углерода в железе при ультразвуковом воздействии. ФММ, 1973, *36*, 4, 785–789.
5. *О. В. Абрамов, Ю. С. Асташкин.* Бесконтактное измерение колебательных смещений вдоль волноводного стержня на низких ультразвуковых частотах. Сб. Прочность и пластичность материалов в ультразвуковом поле, ч. 2. Минск, НТО Машпром, 1973, 58–61.
6. *А. В. Кулемин.* Исследование тепловых процессов в ультразвуковых волноводах, работающих при больших интенсивностях звука. Сб. Новые разработки в ультразвуковой технике. Ленинградск. дом научно-техн. пропаганды, 1972, 3–12.
7. *Ж. Фридель.* Дислокации. М., «Мир», 1967.
8. *У. Братина.* Внутреннее трение и основные механизмы усталости в объемно-центрированных кубических металлах, главным образом в железе и в углеродистых сталях. Физическая акустика, под ред. У. Мэзона, т. III, ч. А. М., «Мир», 1969, 263–346.
9. *J. C. Grosskeutz, P. Woldow.* Substructure und Fatique fracture in aluminum. Acta metallurgica, 1963, 11, 717–724.
10. *C. E. Feltner.* Dislocation arrangements in aluminum deformend by repeated tensile stesses. Acta metallurgica, 1963, 11, 817–828.
11. *А. Дамаск, Дж. Динс.* Точечные дефекты в металлах. М., «Мир», 1966.
12. *П. Шьюмон.* Диффузия в твердых телах. М., «Металлургия», 1966.

Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И. П. Бардина

Поступила 3 апреля 1974 г.