

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ
ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
НА ДИФфуЗИЮ УГЛЕРОДА В НИКЕЛЕ

М. А. МАТОСЯН, В. М. ГОЛИКОВ

Исследовано влияние предварительной холодной пластической деформации (10, 50 и 75%) на диффузию углерода в чистом никеле при температуре 350°C. Коэффициенты диффузии определялись методом снятия слоев с использованием радиоактивного изотопа C^{14} . Показано, что с увеличением степени деформации подвижность атомов углерода в никеле уменьшается.

Представляет интерес изучение влияния пластической деформации на диффузию в металлах и сплавах. Это обусловлено тем, что пластическая деформация приводит к повышению дефектности структуры, а диффузия относится к структурночувствительным физическим процессам.

Известен целый ряд работ по исследованию влияния деформации на диффузию в чистых металлах и твердых растворах замещения. В этих работах показано ускорение диффузионной подвижности атомов. Это объясняется ростом концентрации вакансий в процессе пластической деформации, а, как известно, диффузия в твердых растворах замещения идет преимущественно по вакансионному механизму.

В работах [1—3], где изучалась самодиффузия серебра, показано, что деформация приводит к ускорению диффузии, причем чем ниже температура, тем сильнее эффект. В работе [4] исследовалась самодиффузия в α -Fe при различных скоростях деформирования и разных температурах. Установлено, что увеличение коэффициента диффузии пропорционально скорости деформирования, а прирост коэффициента растет с понижением температуры. Представляет интерес исследование самодиффузии при деформации монокристаллов никеля [5], где показано, что связанная с деформацией добавка к коэффициенту диффузии пропорциональна скорости деформирования. Авторы для анализа этих экспериментов исходили из того, что наивысшая концентрация избыточных вакансий имеется вокруг ядра дислокации, т. е. эффект ускорения диффузии реализуется главным образом вдоль дислокаций.

В литературе нет сведений по влиянию пластической деформации на подвижность атомов, образующих твердые растворы внедрения. Этот вопрос представляет большой интерес, так как фазовые превращения в сплавах, в частности, в сталях и углеродистых сплавах, идут с изменением как состава, так и типа кристаллической решетки, что обуславливает возникновение полей напряжений.

Целью данной работы являлось изучение влияния различных дефектов, создаваемых в результате предварительной холодной пластической деформации, на диффузию углерода в никеле, имеющего решетку гранцентрированного куба.

Коэффициенты диффузии определялись методом снятия слоев с использованием изотопа C^{14} , обладающего мягким β -излучением с периодом полураспада 5600 лет. Исходным уравнением для определения коэффициентов диффузии служит

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2}, \quad (1)$$

где D — коэффициент диффузии, C — концентрация, t — время. Здесь не учитывается зависимость коэффициента диффузии от концентрации, что справедливо в случае малого содержания диффундирующего элемента. Решение уравнения (1) для случая плоского постоянного источника имеет вид

$$C(x, t) = C_0 \left[1 - \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right) \right] = C_0 \operatorname{erfc} \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right), \quad (2)$$

где

$$\operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^{\frac{x}{2\sqrt{Dt}}} e^{-z^2} dz$$

так называемый интеграл ошибок Гаусса.

Переходя от концентрации к активности (2) можно переписать так

$$\frac{J(x, t)}{J_0} = \operatorname{erfc} \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right). \quad (3)$$

Определяя послойным анализом диффузионного образца $J(x)$, т. е. распределение активности по глубине, и пользуясь теоретической кривой зависимости $\frac{J(x)}{J_0} = \operatorname{erfc} \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right)$, где J_0 — активность на поверхности ($x=0$), строим график зависимости $\frac{x}{2\sqrt{Dt}}$ от x , имеющий вид прямой с наклоном $\operatorname{tg} \varphi$, который и входит в окончательную расчетную формулу для коэффициента диффузии

$$D = \frac{1}{4 \operatorname{tg}^2 \varphi \cdot t}, \quad (4)$$

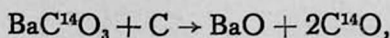
где t — время диффузионного отжига.

Образцы с размерами $8 \times 12 \times 12$ мм готовились из электролитического никеля, в составе которого $\text{Cu} - 0,07\%$; $\text{Ti} - 0,05\%$; $\text{Fe} - 0,47\%$, содержание же остальных примесей как металлов, так и металлоидов ничтожно.

Для снятия напряжений, возникающих в процессе приготовления образцов, проводился отжиг в вакууме при температуре 1000°C в течение 1 часа.

Источник диффузии создавался на одной из поверхностей образца кратковременной цементацией. Для этого готовилась паста, состоящая из углекислого бария, содержащего радиоактивные атомы C^{14} ($\text{BaC}^{14}\text{O}_3$), и измельченного в пудру активированного угля, тщательно перемешанных и растворенных в ацетоне с добавкой плексигласовой стружки для связки. Паста наносилась тонким слоем на предварительно отполированную и обезжиренную поверхность образца. Образцы затем составлялись попарно активными плоскостями, обворачивались железной фольгой и помещались в кварцевую трубку. Откачанная трубка вкладывалась одним концом в печь, а образцы оставались в ее холодной части и сбрасывались в горячий конец трубки, когда достигалась необходимая температура. С этого момента и отсчитывали время цементации. Отработанный режим цементации ($T = 1050^{\circ}\text{C}$ и $t = 2 \text{ мин } 30 \text{ сек}$) обеспечивал оптимальную глубину проникновения и необходимую активность на поверхности (кривая а, рис. 1),

Процесс цементации сопровождается следующими реакциями на поверхности образцов:



Выделяющийся при этом углерод C^{14} диффундирует в глубь образца.

После цементации образцы с нанесенным источником диффузии подвергались холодной пластической деформации одноосным сжатием под прессом в направлении, перпендикулярном активной поверхности. Все образцы деформировались с одинаковой скоростью. Степени деформации — 10, 50 и 75%.

Перед диффузионным отжигом, во избежание выгорания углерода с поверхности в процессе отжига, образцы электролитически покрывались медью, поскольку растворимость углерода в меди крайне мала.

Диффузионный отжиг проводился при 350°C , что существенно ниже точки рекристаллизации никеля. Выбор такой температуры диктовался необходимостью сохранить возможно больше дефектов, созданных в процессе деформации, и вместе с тем обеспечить достаточно надежное определение коэффициентов диффузии, так как подвижность атомов углерода при этой температуре еще сравнительно высока.

Послойный анализ проводился снятием слоев на наждачной бумаге и определением активности образцов на счетной установке типа ВСП с торцевым счетчиком Т-25-БФЛ.

Кривая б на рис. 1 показывает распределение углерода в образце никеля после 80-часового диффузионного отжига при температуре 350°C .

Прямая в иллюстрирует обработку экспериментальных данных для подсчета коэффициента диффузии для недеформированного образца из никеля по (4), согласно вышеописанной методике.

Таблица 1 дает результаты вычисления коэффициентов диффузии углерода в чистом никеле в зависимости от степени предварительной холодной пластической деформации. Для сравнения вместе с деформированными отжигались и равновесные образцы.

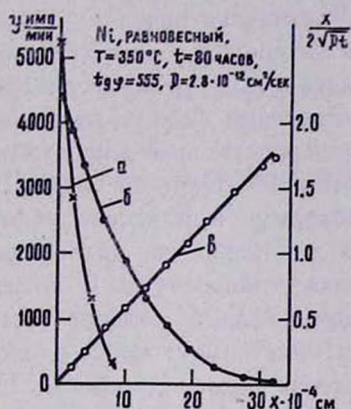


Рис. 1. Распределение углерода по глубине образца из чистого никеля: а) после цементации ($T = 1050^\circ\text{C}$, $t = 2$ мин 30 сек), б) после диффузионного отжига ($T = 350^\circ\text{C}$, $t = 80$ часов),

в) ход зависимости $\frac{x}{2\sqrt{Dt}}$ от x .

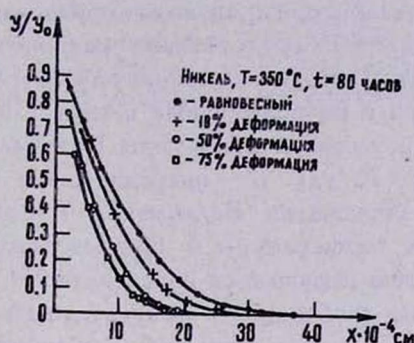


Рис. 2. Распределение углерода по глубине в образце из чистого никеля после диффузионного отжига ($T = 350^\circ\text{C}$, $t = 80$ часов) в зависимости от степени деформации.

Из рис. 2 и табл. 1 видно, что с увеличением степени деформации коэффициент диффузии углерода в никеле при температуре 350°C уменьшается. Замедление диффузионной подвижности внедренных атомов углерода в ГЦК решетке никеля может быть объяснено увеличением времени „оседлой жизни“ атомов углерода в результате захвата их дефектными местами (дислокации, вакансии), концентрация которых в результате деформации значительно повышается.

Таблица 1

	Недеформированный	10% деформации	50% деформации	75% деформации
$D \cdot 10^{12} \frac{\text{см}^2}{\text{сек}}$	2,8	2,2	1,1	0,8
	2,8	1,8	1,1	0,7

Экспериментальное определение плотности дислокаций и вакансий в никеле при разных степенях деформации показало, что с увеличением степени деформации плотность вакансий растет линейно, а плотность дислокаций — по более сложному закону, достигая насыщения при 50% деформации [6].

Как видно из табл. 1, уменьшение коэффициента диффузии соответствует закономерности изменения плотности дислокаций с увеличением степени деформации, что дает основание приписать дислокациям главную роль в захвате атомов внедрения, т. е. в замедлении диффузии углерода в деформированной ГЦК решетке никеля.

В результате взаимодействия атомов внедрения с упругими полями дислокаций происходит образование атмосфер Коттрелла. Атмосфера Коттрелла представляет равновесные сегрегации вокруг дислокаций атомов внедрения, образующих цепочки, параллельные линии дислокации и расположенные в местах с максимальной энергией связи. Для существования атмосферы Коттрелла необходимо выполнение условия $U > kT$, где U — энергия связи атомов внедрения с дислокацией, k — постоянная Больцмана, T — абсолютная температура. С повышением температуры и при достижении определенной температуры T_0 должно нарушиться неравенство $U > kT$ и будет иметь место раскрепление дислокаций в результате высвобождения атомов внедрения. Последнее должно выражаться в ускорении диффузии вследствие увеличения подвижности атомов углерода.

Как следует из данной работы, точка раскрепления для чистого никеля находится выше 350°C .

ЛИТЕРАТУРА

1. J. B. Darby, C. T. Tomizuka, R. W. Balluffi, Journ. Appl. Phys., 30, 104 (1959).
2. J. B. Darby, C. T. Tomizuka, R. W. Balluffi, Journ. Appl. Phys, 32, 840 (1961).
3. C. H. Lec, R. Maddin, Trans. AIME, 215, 397 (1959).
4. K. Hirano, M. Cohen, B. L. Averbach, N. Ujlgc, Trans. AIME, 227, 950 (1963).
5. А. Дамаск, Дж. Динс, Точечные дефекты в металлах, Изд. „Мир“, М., 1966.
6. С. Д. Герурикян, И. Я. Дехтяр, Диффузия в металлах и сплавах в твердой фазе, Гос. издат. физ.-мат. литературы, М., 1960.

Մ. Ա. ՄԱԹՈՍՅԱՆ, Վ. Մ. ԳՈԼԻԿՈՎ

ՆԻԿԵԼՈՒՄ ԱՄԵԱՆՆԻ ԴԻՖԴՈԶԻԱՅԻ ՎՐԱ ՆԱԽՆԱԿԱՆ ՍԱՌԸ ՊԼԱՍՏԻԿ ԴԵՖՈՐՄԱՑԻԱՅԻ ԱԶԴԵՑՈՒԹՅԱՆ ՀԵՏԱԶՈՏՈՒՄԸ

Հետազոտված է նախնական սառը պլաստիկ դեֆորմացիայի (10, 50 և 75 տոկոս) ազդեցությունը ածխածնի դիֆուզիայի վրա մաքուր նիկելի մեջ 350°C շերմաստիճանի դեպքում: Դիֆուզիայի գործակիցները որոշված են շերտերի հանման մեթոդով C^{14} ռադիոակտիվ իզոտոպի օգտագործմամբ: Ցույց է տրված, որ դեֆորմացիայի աստիճանի մեծացման հետ ածխածնի ատոմների շարժունակությունը նիկելի մեջ պակասում է:

INVESTIGATION OF THE EFFECTS OF THE PRELIMINARY COLD PLASTIC DEFORMATION ON THE DIFFUSION OF CARBON IN NICKEL

M. A. MATOSSIAN and V. M. GOLIKOV

The effects of the preliminary cold plastic deformation (10, 50 and 75%) on the diffusion of carbon in the pure nickel at 350°C is investigated. The diffusion coefficients are determined by section method using tracer C^{14} . It is shown that the mobility of C-atoms in nickel decreases with the increase of the degree of the deformation.