

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЗАКАЛКИ НА ТЕМПЕРАТУРНУЮ ЗАВИСИМОСТЬ ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ СПЛАВОВ НИОБИЙ — АЗОТ

Внутреннее трение, обусловленное сноекоской релаксацией азота в ниобии, изучалось многими авторами, причем, как правило, на образцах, подвергавшихся длительному гомогенизирующему отжигу при температурах 1200—1500 К с последующим медленным охлаждением. В настоящей работе исследовано внутреннее трение образцов, полученных закалкой от температуры 2150 К. Для сравнения проведены также измерения внутреннего трения образцов, закаленных от 1000 К.

Ниобий был получен электронно-лучевой плавкой с последующей холодной прокаткой слитков в лист до толщины 0,1 мм. С целью уменьшения содержания примесей внедрения образцы дегазировали в вакууме $2 \cdot 10^{-3}$ Па при температуре 2300—2500 К в течение 30 мин. Полноту дегазации контролировали методом внутреннего трения. После дегазации образцы насыщали азотом, а затем закачивали со скоростью 200—500 К/с. Содержание азота определяли по изменению давления в герметично закрытой реакционной камере. Внутреннее трение измеряли методом вынужденных колебаний консольно закрепленного образца, который представлял собой полосу фольги размерами $50 \times 4 \times 0,1$ мм. Измерения проводили в вакууме не хуже $5 \cdot 10^{-3}$ Па при частоте колебаний образца около 40 Гц.

В работе [1] показано, что на температурной зависимости внутреннего трения сплавов Nb—N, закаленных от 2150 К, имеется сложный максимум при температуре около 670 К, который может быть разложен на два элементарных дебаевских пика с температурами 645 К — пик I и 685 К — пик II (рис. 1). Энергии активации релаксационных процессов, вызывающих появление этих пиков, рассчитанные по формуле Верта—Маркса, составляют соответственно 1,56 и 1,67 эВ. Высоты обоих пиков прямо пропорциональны концентрации азота в сплавах, а их энергии активации близки к энергии активации диффузии азота в ниобии — 1,66 эВ [2], поэтому можно считать, что оба пика обусловлены релаксацией одиночных атомов азота. Эти атомы не могут быть связаны в комплексы с другими атомами внедрения или замещения из-за того, что концентрации последних слишком малы для появления пиков заметной величины. Ни один из

пиков не может быть объяснен взаимодействием внедренных атомов с дислокациями, так как, во-первых, количество дислокаций в образце после длительного высокотемпературного отжига не могло быть достаточно большим для появления релаксационного максимума и, во-вторых, энергия активации сноек-кестеровского пика значительно выше и составляет согласно [3] около 2,2 эВ. Аналогичные два максимума с энергиями активации 1,16 и 1,22 эВ найдены и на температурной зависимости внутреннего трения сплавов Nb—O. В работе [4] наблюдали подобные максимумы в сплавах Nb—O, Ta—O, Fe—C, закаленных от предплавильных температур. На образцах, закаленных от 370—870 К, имелся только один нормальный сноекоский пик, а дополнительный пик отсутствовал. Авторы объясняли его взаимодействием атом внедрения—вакансия.

В настоящей работе исследована температурная зависимость внутреннего трения сплавов Nb—N, закаленных от 1000 К. Как видно из рис. 2, при температуре около 670 К имеется пик, который можно разложить на два максимума с теми же температурами, что и для образцов, закаленных от 2150 К. В этом случае на высокотемпературной стороне суммарного пика имеется

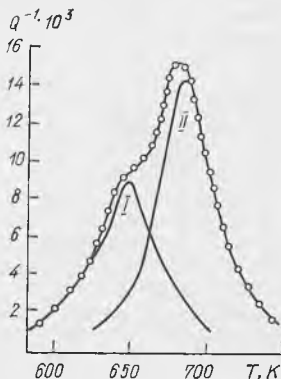


Рис. 1. Температурная зависимость внутреннего трения сплава Nb—N, закаленного от 2150 К (содержание азота — 0,32 % ат.).

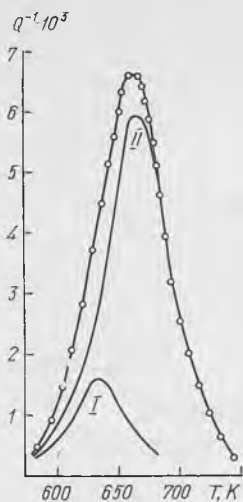


Рис. 2. Температурная зависимость внутреннего трения сплава Nb—N, закаленного от 1000 К (содержание азота — 0,25 % ат.).

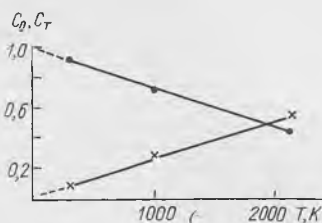


Рис. 3. Температурная зависимость равновесной доли атомов азота в ТМ (X) и ОМ (O).

некоторое уширение, которое обусловлено, вероятно, релаксацией пар атомов азота, однако детальное изучение этой релаксации не проводилось. Высота суммарного пика уменьшилась, по-видимому, это связано с тем, что при меньшей температуре закалки большее количество внедренных атомов оседает на границах зерен, а также с несколько меньшей концентрацией азота. Уменьшилось также отношение высот пиков I/II от 0,65 до 0,25. Однако пик I остается слишком большим, для того чтобы его можно было объяснить релаксацией комплексов атом азота — вакансия.

Можно предположить, что появление дополнительного пика связано с наличием двух различных путей миграции внедренных атомов. Примеси внедрения в ОЦК-металлах могут занимать октаэдрические (ОМ) и тетраэдрические (ТМ) междуузлия. Принято считать, что они преимущественно находятся в ОМ [5]. Однако теоретические расчеты [6] показывают, что разница потенциальных энергий атомов примеси в ОМ и ТМ мала и составляет 0,1—0,3 эВ. Поэтому при достаточно высоких температурах значительная часть внедренных атомов будет находиться в ТМ. Равновесное распределение примесей по ОМ и ТМ дается [7] выражениями:

$$c_O = \frac{1}{1 + 2 \exp [(u_O - u_T)/kT]} ;$$

$$c_T = \frac{1}{1 + 0,5 \exp [(u_T - u_O)/kT]} , \quad (1)$$

где c и u — соответственно доля атомов, занимающих ОМ (О) и ТМ (Т), и потенциальная энергия этих атомов.

Как видно из (1), при низких температурах внедренные атомы занимают те междуузлия, в которых минимальна их потенциальная энергия, а при высоких — они равномерно распределены по всем междуузлиям. Из рис. 1 и 2 видно, что с понижением температуры закалки относительная высота пика I уменьшается, а пика II — увеличивается, поэтому можно сделать предположение, что пик I обусловлен релаксацией атомов азота, занимающих ТМ, а пик II — релаксацией атомов, находящихся в ОМ.

Энтальпия перехода атомов азота из ОМ в ТМ

$$\Delta H_{O-T} = u_T - u_O = E_O - E_T = 0,11 \text{ эВ}, \quad (2)$$

здесь E — энергия активации релаксации. Величина ΔH_{O-T} может быть использована для расчета зависимости равновесного распределения атомов азота по ОМ и ТМ ниобия. Эта зависимость приведена на рис. 3. Из него видно, что отношение доли атомов азота в ТМ к доле его атомов в ОМ при 1000 К примерно в 2,5 раза меньше того же отношения при 2150 К, это хорошо согласуется с приведенными выше данными об изменении пиков I и II, что является дополнительным аргументом в пользу предложенного механизма возникновения пиков. Для более строгой проверки желательно проведение экспериментов по изучению каналирования быстрых протонов в образцах, закаленных от высоких температур.

1. Новиков А. В., Павлов Ю. А., Бахрушин В. Е. Внутреннее трение сплавов ниобий — вольфрам — азот. — Изв. вузов. Черн. металлургия, 1982, № 7, с. 113—116.
2. Boratto F. J. M., Reed-Hill R. E. On the calculation of the diffusion coefficients of oxygen and nitrogen in niobium. — Met. Trans., 1977, 8, N 8, p. 1233—1238.
3. Seeger A. Theory of the Snoek—Koster relaxation in metals. — Phys. status solidi. A, 1979, 55, N 2, p. 457—468.
4. Взаимодействие инородных внедренных атомов с вакансиями в ниобии, тантале и железе / М. С. Блантер, Н. Е. Гарбузова, Е. Б. Грановский, И. И. Иванов. — В кн.: Диффузия, фазовые превращения. механические свойства металлов и сплавов. М., 1978, № 2, с. 93—103.
5. Savino E. J., Seeger A. Octahedral and tetrahedral interstitial sites in BCC metals. — Scr. met., 1981, 15, N 4. p. 431—435.
6. Tewary V. K. Lattice distortion due to gas interstitials in BCC metals. — J. Phys. F: Metal Phys., 1973, 3, N 8, p. 1515—1523.
7. Смирнов А. А. Теория сплавов внедрения. — М.: Наука, 1979.—368 с.

МИСиС

Получено 02.07.84
(окончательный
вариант — 29.10.84)