

пов Н. Н. — ФММ, 1974, т. 37, № 1, с. 119—123. 4. Khan Y., Qureshi A. H. — «J. Less-Common Metals», 1973, v. 32, p. 307—310. 5. Khan Y., Qureshi A. H. — «Phys. stat. sol.», 1975, v. 28 (a), p. 169—174. 6. Broeder F. J. A., Buschow K. H. J. — «J. Less-Common Metals», 1972, v. 29, № 1, p. 65—71. 7. Buschow K. H. J. — «J. Less-Common Metals», 1974, v. 37, № 1, p. 91—101. 8. Иванова К. Н., Приставко В. В., Самарцева Г. П. и др. — «Изв. вуз. АН СССР. Металлы», 1977, т. 6, с. 123—130. 9. Nishio T., Iwama Y., Mizutani U. — «Proc. 4th Int. workshop Rare Earth—Cobalt Magn. and Their Appl. Hokone, Nat. Park near Tokyo, 1979», Tokyo, s. a., p. 283—291. 10. Уманский Я. С., Скаков Ю. А. Физика металлов. М., Атомиздат, 1978. 351 с. с ил.

Московский институт стали и сплавов. Поступила 7 декабря 1981 г.

УДК 669.293:539.67

ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ СПЛАВОВ НИОБИЙ — ВОЛЬФРАМ — АЗОТ

А. В. Новиков, Ю. А. Павлов, В. Е. Бахрушин

Повышение механических свойств сплавов на основе ниобия при высоких температурах может быть достигнуто путем введения в них легирующих элементов, таких как вольфрам, цирконий, гафний, а также примесей внедрения — азота или углерода.

Известно, что присутствие атомов внедрения в твердом растворе на основе ниобия приводит к появлению сноексовского релаксационного пика, высота которого пропорциональна их концентрации [1]. Введение же атомов замещения вызывает упругие и химические взаимодействия между растворенными атомами различных типов, что приводит к появлению новых релаксационных пиков [2]. В связи с этим представляет интерес изучение механизма появления пиков при наличии в ниобии элементов замещения и внедрения.

Было проведено исследование температурной зависимости внутреннего трения сплавов Nb—2 % (ат.) W—N, Nb—6 % (ат.) W—N и Nb—12 % (ат.) W—N. Исследуемые сплавы были выплавлены в электронно-лучевой печи с последующей холодной прокаткой слитков на лист до толщины 0,1 мм. По данным химического анализа содержание микропримесей в сплавах ниобия составляло, % (по массе): 0,01—C, 0,008—N, 0,001—H, 0,01—W+Mo, <0,005—Fe, 0,08—Ta, <0,005—Ti.

С целью уменьшения содержания примесей внедрения в сплавах образцы предварительно 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 при температуре 2150 К, затем закаливали со скоростью 400—500 К/с. По изменению парциального давления азота в герметично закрытой реакционной камере определяли содержание азота в сплавах, оно составляло 0,05÷0,7 % (ат.). Внутреннее трение измеряли методом вынужденных колебаний консольно закрепленного вертикального образца [3]. Образец представлял собой полоску толщиной 0,1 мм, длиной 50 мм и шириной 4 мм. Измерения проводили в вакууме ($5 \cdot 10^{-3}$ Па) при частоте колебаний ~40 Гц.

На температурной зависимости внутреннего трения двойных сплавов Nb—N имеется сложный пик при температуре 670 К, графическое разложение которого дает два простых пика с температурами 645 (пик I) и 685 К (пик II) (рис. 1). Энергии активации релаксационных процессов, вызывающих эти пики, составляют соответственно 143 и 153 кДж/моль, их рассчитывали по формуле Верта — Маркса [1] $E = RT \ln \frac{kT}{h\nu}$;

здесь h — постоянная Планка; k — постоянная Больцмана; T — температура пика, К; ω — частота колебаний образца.

Ошибка при вычислении E не превышала 2—3 %. Анализ зависимостей, высот пиков от концентрации азота в твердом растворе показал, что до концентрации 0,3÷0,5 % (ат.) N эта зависимость является линейной для обоих пиков ($\text{tg}\alpha_1 = \text{tg}\alpha_2 = 0,9$) (рис. 2). Это говорит о том, что появление пиков обусловлено релаксацией одиночных атомов азота в решетке ниобия. Образование комплексов из двух и трех атомов азота не обнаружено, так как в этом случае высота соответствующего пика была бы пропорциональна квадрату или кубу концентрации азота [4] и $\text{tg}\alpha$ равен 2 или 3. Расчет энергии, необходимой для внедрения атомов азота в октаэдрические и

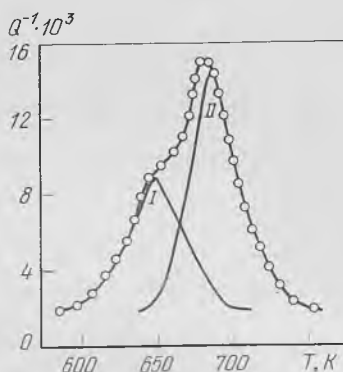


Рис. 1. Зависимость внутреннего трения сплава Nb—N от температуры; [N]=0,32 % (ат.); I, II — номера пиков

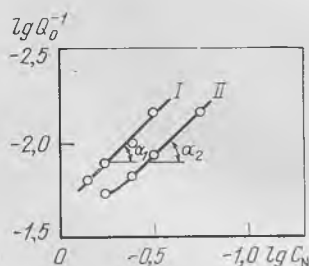


Рис. 2. Зависимость высот пиков сплава Nb—N от концентрации азота

тетраэдрические междоузлия решетки ниобия [5], показывает, что они могут занимать позиции обоих типов. Так как в октапорах ниобия атом азота связан сильнее, чем в тетрапорах [6], можно предположить, что пик I обусловлен релаксацией одиночных атомов азота, занимающих тетраэдрические (а для пика II — октаэдрические) междоузлия [7].

На температурной зависимости внутреннего трения сплавов Nb—W—N (рис. 3) имеется сложный максимум, который может быть графически разложен на три пика с температурами 645 (пик I), 685 (пик II) и 745 К (пик III) и энергиями активации 143, 153 и 167 кДж/моль соответственно. Анализ зависимости высот пиков от концентрации азота и вольфрама показал, что высоты всех пиков пропорциональны концентрации N в сплаве, причем с ростом концентрации вольфрама в сплавах высота пиков I и II уменьшается, а пика III увеличивается. Из сравнения температур пиков, энергии активации и линейной зависимости высоты пиков от концентрации азота следует, что механизмы возникновения пиков I и II аналогичны процессам, происходящим в сплаве Nb—N. Пик III обусловлен релаксацией одиночных атомов азота, одним из ближайших соседей которых является атом вольфрама. В работах [2, 8] пик III не был обнаружен, что, вероятно, связано с меньшей концентрацией вольфрама.

Равновесное распределение внедренных атомов по позициям различного типа при температуре T определяется законом Больцмана [9]. Доля x_i внедренных атомов, занимающих позиции i -того типа, определяется формулой

$$x_i = \frac{1}{1 + \sum_{j \neq i} \frac{n_j}{n_i} e^{(E_j - E_i)/RT}}$$

где $n_{i(j)}$ — число междоузлий i -того (j -того) типа; $E_{i(j)}$ — энергия активации сноковской релаксации i -того (j -того) пика.

Доли атомов азота x_i , участвующих в релаксационных процессах, вызывающих появление пиков I, II и III, линейно зависят от концентрации вольфрама (рис. 4). Значения коэффициентов зависимости высот пиков K_i

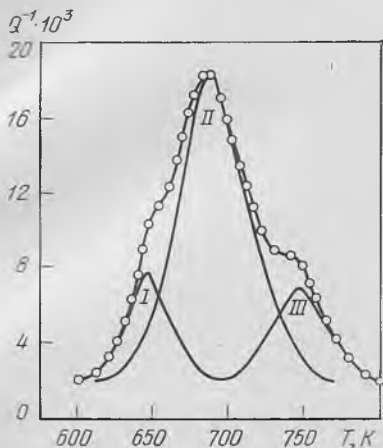


Рис. 3. Зависимость внутреннего трения сплава Nb — 12 % (ат.) W—N от температуры; [N]=0,21 % (ат.)

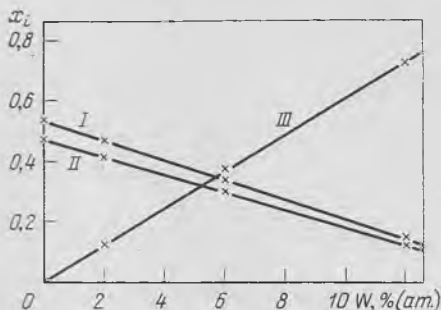


Рис. 4. Зависимость распределения атомов азота по позициям I, II и III от концентрации вольфрама

от доли атомов азота, участвующих в соответствующих релаксационных процессах x_i , рассчитанные по формуле $K_i = \frac{P_i}{x_i}$ (P_i — коэффициент зависимости высот пиков I, II и III от общей концентрации азота в твердом растворе), следующие:

Сплав	$K_I \cdot 10^8$	$K_{II} \cdot 10^8$	$K_{III} \cdot 10^8$
Nb—N	50	75	—
Nb—2% W—N	96	113	122
Nb—6% W—N	102	191	61
Nb—12% W—N	190	638	45

Из приведенных данных видно, что при образовании комплексов W—N в сплавах, содержащих более 2 % (ат.) W, происходит уменьшение деформации решетки и, следовательно, внутренней энергии сплава.

Выводы. На температурной зависимости внутреннего трения для сплава Nb—N выявлено существование двух пиков при температурах 645 и 685 К с энергиями активации 143 и 153 кДж/моль соответственно. Для сплава Nb—W—N выявили три пика при температурах 645, 685 и 745 К с энергиями активации 143, 153 и 167 кДж/моль соответственно. Появление пика при температуре 645 К обусловлено релаксацией одиночных атомов азота, занимающих тетраэдрические, а при 685 К октаэдрические междоузлия. Появление пика при температуре 745 К обусловлено релаксацией одиночных атомов азота, одним из ближайших соседей которых является атом вольфрама.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Постников В. С. Внутреннее трение в металлах. М., «Металлургия», 1974. 352 с. ил. 2. Szkorjak Z. C., Smith J. T. — «J. Phys. D.: Appl. Phys.», 1975, в. 8, № 11, р. 1273—1283. 3. Елютин В. П., Мозжухин Е. И., Пигузов Ю. В., Урумян Р. У. — «Заводская лаборатория», 1969, № 10, с. 1261—

1262. 4. Ahmad M. S., Szkorjak Z. C. — «J. Phys. Chem. Solids», 1970, v. 31, N 8, p. 1799—1804. 5. Шаталов Г. А., Хачатурян А. Г. — ФММ, 1968, т. 25, № 4, с. 637—646. 6. Григорович В. К., Шефтель Е. Н. Дисперсионное упрочнение тугоплавких металлов. М., «Наука», 1980. 304 с. с ил. 7. Кэ Т. С. — В кн.: Упругость и неупругость металлов. М., ИЛ, 1954, с. 248—250. 8. Араке-лов А. Г., Геков А. Ф., Гриднев В. Н. и др. — «Металлофизика», 1981, т. 3, № 2, с. 90—95. 9. Смирнов А. А. Теория сплавов внедрения. М., «Наука», 1979. 365 с. с ил.

Московский институт стали и сплавов. Поступила 8 декабря 1981 г.

УДК 669.018.2—156—157:620.17

ИССЛЕДОВАНИЕ СВЯЗИ МЕЖДУ СОСТАВОМ И СВОЙСТВАМИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ Т. М. О. И ЗАКАЛКИ

*В. Ф. Марковский, О. В. Самедов, М. Л. Бернштейн,
В. А. Займовский, Г. Ф. Яковенко*

Успешное развитие механики разрушения в значительной степени изменило отношение к оценке надежности материалов, предназначенных для работы в сложных условиях нагружения. Общеизвестно, что конструктивная прочность изделий во многих случаях определяется не столько уровнем прочностных свойств материала, сколько показателями его вязкости. Особая роль принадлежит характеристикам вязкости разрушения K_{Ic} . Именно значение K_{Ic} задает допустимое напряжение в детали или конструкции, если нельзя гарантировать отсутствие трещин (трещиноподобных дефектов) в исходном материале или их появления в процессе обработки, сборки, эксплуатации. Как отмечено в работе [1], большая часть существующих высокопрочных сталей разработана до того, как были сформулированы основные выводы механики разрушения. Основное внимание при этом уделялось обеспечению достаточно высокой прокаливаемости, а также прочности и ударной вязкости. Однако известны случаи, когда между ударной вязкостью и вязкостью разрушения отсутствует даже знаковая корреляция [2].

Выполненные в последние годы работы по оценке эффективности различных упрочняющих обработок показали, что наибольшее сопротивление разрушению имеют те стали, в которых высокопрочное состояние создано термомеханической обработкой (т. м. о.) [3].

Сказанное определяет целесообразность постановки исследований, направленных на оптимизацию состава конструкционных сталей с учетом современных представлений механики разрушения и возможностей новых прогрессивных методов упрочнения.

Цель данной работы состояла в оценке влияния легирующих элементов на механические свойства термомеханически и термически обработанных сталей после низкотемпературного отпуска (200 °С). При решении данной задачи был применен метод факторного анализа с составлением дробного плана по восьми факторам для термомеханической и семи для обычной термической обработок. Методика обработки и подготовки образцов, а также математической обработки результатов эксперимента описана в работе [4].

Выбраны следующие уровни варьирования исследуемых факторов: