

8. Gensamer M., Eckert J. F., Walters F. M. Alloys of Iron, Manganese and Carbon—Part III. An X-ray Study of the Binary Iron-Manganese Alloys. Trans. Amer. Soc. Steel Treating, 1932, 19, № 7, 599.
9. Schmidt W. Röntgenographische Untersuchungen über das System Eisen-Mangan. Arch. Eisenhüttenwesen, 1929, 3, 293.
10. Walters F. M., Gensamer M. Alloys of Iron, Manganese and Carbon—Part IV. A Dilatometric Study of the Binary Iron-Manganese Alloys. Trans. Amer. Soc. Steel Treating, 1932, 19, № 7, 599.
11. Ершова Т. П., Понятовский Е. Л. Влияние высоких давлений на линии фазовых равновесий эвтектической части диаграммы железо—углерод. Физ. металлов и металловед., 1964, 17, № 4, 584.
12. Walters F. M., Wells C. Alloys of Iron and Manganese.—Part XIII. The Constitution of the Binary Alloys of Iron and Manganese. Trans. ASME, 1935, 23, 727.
13. Scheil E. Arch. Eisenhüttenwesen, 1935—1936, 9, 115.
14. Соколов О. Г., Сахин С. И., Мелькер А. И. Заявка на изобретение «Аномальная термическая расщепляемость Fe-Mn сплавов».
15. Takahashi T., Bassett W. A. The polymorphism of Iron at High Pressure. Science, 1964, 145, 483.
16. Bundy F. P. Pressure-Temperature Phase Diagram of Iron to 200 kbar, 900°C. J. Appl. Phys., 1965, 36, № 2, 616.
17. Clendenen R. Z., Drikkamer H. G. The Effect of Pressure on the Volume and Lattice Parameters of Ruthenium and Iron. J. Phys. Chem. Solids, 1964, 25, 865.
18. Bancroft D., Peterson E. L., Minshall S. Polymorphism of Iron at High Pressure. J. Appl. Phys., 1966, 27, 291.
19. Balcan A. S., Drikkamer H. G. High Pressure Electrical Resistance Cell, and Calibration Points above 100 kilobars. Rev. Scient. Instrum., 1961, 32, № 3, 308.
20. Лашко Н. Ф. К вопросу о промежуточной фазе при маргеничном превращении аустенита. Физ. металлов и металловед., 1961, 12, № 5, 773.
21. Ohm E. Z. Phys. chem. (B), 1930, 8, 81.
22. Bain E. C., Davenport E. S., Waring W. S., Kearny N. I. The Equilibrium Diagram of Iron-Manganese-Carbon Alloys of Commercial Purity.
23. Гляев А. П., Санчук Я. Э. Образование ε-маргениста при пластической деформации. Научн. докл. Высшей школы. Металлургия, 1959, № 2.
24. Cina B. A. Transitional h. c. p. Phase in the $\gamma \rightarrow \alpha$ Transformation in Certain Fe-base Alloys. Acta metallurgica, 1958, 6, № 12.
25. Акимов Т. В., Сергеев С. В. Исследование в области аустенитных сталей. ОНТИ, 1936.
26. Гуревич М. А., Лившиц В. Т. Изв. сектора физ.-хим. анализа, 1949, 19, стр. 476.
27. Савацкий А. Ф., Бораев И. Н. Упрочнение сталей. Металлургия, 1960, стр. 16.
28. Бораев И. Н., Савацкий А. Ф. Металловедение и литейное производство. НИИТРАЖМАШ, 1960.
29. Бораев И. Н., Савацкий А. Ф. Упрочнение сталей. Металлургия, 1960, стр. 57.
30. Бораев И. Н., Савацкий А. Ф. Влияние α - и ϵ -фаз на упрочнение аустенитных сталей при деформации. Изв. ВУЗов. Черная металлургия, 1961, № 2.
31. Понятовский Е. Л. Кристаллография, 1960, 5, вып. 1, 154.

УДК 669.293.5

УПРУГИЕ СВОЙСТВА БИНАРНЫХ СПЛАВОВ НИОБИЯ С ВОЛЬФРАМОМ, МОЛИБДЕНОМ, ЖЕЛЕЗОМ И НИКЕЛЕМ

И. М. НЕДЮХА, В. Г. ЧЕРНЫЙ

(Киев)

Возросшие требования к материалам, вызванные развитием новой техники, обусловили широкий круг исследований, посвященных изучению сплавов на основе тугоплавких и редких металлов: вольфрама, молибдена, тантала, ниобия, рения и др. Значительный интерес представляет изучение физико-механических характеристик сплавов этих металлов и, в частности, упругих свойств, позволяющих производить оценку сплавов как конструкционных материалов, а также дающих сведения о прочности их межуатомной связи и ее изменении при легировании.

В настоящей работе изучены упругие постоянные сплавов ниобия с вольфрамом (0—100 ат. % W), молибденом (0—100 ат. % Mo), железом (0—45.4 ат. % Fe) и никелем (0—40.4 ат. % Ni). Сплавы систем Nb-W и Nb-Mo во всем концентрационном интервале образуют непрерывный ряд твердых растворов [1, 2]. Железо и никель обладают незначительной растворимостью в ниобии при пониженных температурах [3, 4]. Были определены следующие характеристики: модули нормальной упругости E , сдвига G , объемного сжатия Q , коэффициент Пуассона μ , характеристическая температура θ и среднеквадратичные отклонения атомов от положения равновесия в узлах кристаллической решетки $\sqrt{\bar{u}^2}$.

Сплавы были приготовлены в идентичных условиях в дуговой электропечи в атмосфере аргона. В качестве шихтовых материалов были использованы металлы чистотой: ниобий — 99.4%, вольфрам — 99.95%, молибден — 99.9%, железо — 99.99% и никель — 99.8%. Все сплавы исследовались в литом состоянии. Шихтовку сплавов производили с учетом угара их составляющих в процессе выплавки. Прямые и косвенные методы определения химического состава показали, что методика выплавки обеспечила получение сплавов, отличающихся от заданного состава не более, чем на 0.1 вес. %.

Упругие свойства определяли динамическим импульсным методом на установке, аналогичной описанной в работе [5]. Модули упругости и коэффициент Пуассона рассчитывали по известным формулам [6, 7]. С учетом возможных ошибок эксперимента точность измерения упругих характеристик составляла 1—2%.

Характеристическую температуру вычисляли с использованием данных о модулях упругости [6, 8]; величину среднеквадратичных отклонений от положения равновесия вычисляли из соотношения Дебая — Веллера.

На фиг. 1 приведены кривые изменения E , G , Q , μ , θ и $\sqrt{\bar{u}^2}$ сплавов Nb-W и Nb-Mo в зависимости от содержания вольфрама и молибдена. Из этих данных видно, что увеличение в сплавах содержания вольфрама и молибдена приводит к увеличению их модулей нормальной упругости, сдвига, объемного сжатия, характеристической температуры, уменьшению коэффициента Пуассона и среднеквадратичных отклонений атомов от положения равновесия.

Следует отметить, что в сплавах систем Nb-W и Nb-Mo модуль нормальной упругости и среднеквадратичные отклонения атомов от положения равновесия аналогичным образом характеризуют изменение проч-