

8. Gensamer M., Ecket 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.
11. Ершова Т. П., Понятовский Е. Г. Влияние высоких давлений на линии фазовых равновесий эвтектичной 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 «Аномалия термического расширения 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., Drickamer 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., 1956, **27**, 291.
19. Balchan A. S., Drickamer 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 мартенситном превращении аустенита. Физ. металлов и металловед., 1961, **12**, № 5, 773.
21. Ohman E. Z. Phys. chem. (B), 1930, **8**, 81.
22. Bain E. C., Davenport E. S., Waring W. S., Keany N. I. The Equilibrium Diagram of Iron-Manganese-Carbon Alloys of Commercial Purity.
23. Гуляев А. П., Санчук Я. Э. Образование ϵ -мартенсита при пластической деформации. Научн. докл. Высшей школы. Металлургиздат, 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 Г. В., Сергеев С. В. Исследование в области аустенитных сталей. ОНТИ, 1936.
26. Гуревич М. А., Лившиц В. Г. Изв. сектора физ.-хим. анализа, 1949, **19**, стр. 476.
27. Сачавский А. Ф., Богачев И. Н. Упрочнение сталей. Металлургиздат, 1960, стр. 16.
28. Богачев И. Н., Сачавский А. Ф. Металловедение и литейное производство. НИИТЯЖМАШ, 1960.
29. Богачев И. Н., Сачавский А. Ф. Упрочнение сталей. Металлургиздат, 1960, стр. 57.
30. Богачев И. Н., Сачавский А. Ф. Влияние α - и ϵ -фаз на упрочнение аустенитных сталей при деформации. Изв. ВУЗов, Черная металлургия, 1961, № 2.
31. Понятовский Е. Г. 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 межатомной 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 $\sqrt{u^2}$.

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 $\sqrt{u^2}$ 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-