

С. Г. ФЕДОТОВ, Н. Ф. КВАСОВА

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СПЛАВОВ ТИТАНА С НИКЕЛЕМ

(Представлено академиком С. Т. Кишкиным 12 VII 1972)

Принято считать, что модули упругости металлических материалов мало зависят от изменения химического и фазового состава; например, для сталей и сплавов на основе меди и алюминия эти изменения не превышают 5–6%. Однако у титановых сплавов, как показано в работах ^(1, 2), модуль Юнга и модуль сдвига могут существенно изменяться, достигая при образовании пересыщенных α' -твердых растворов величин, почти вдвое меньших ($E \approx 6000$ кг/мм²), чем у легированного титана ($E = 11700$ кг/мм²). В то же время появление ω -фазы при закалке или в процессе отпуска вызывает значительное повышение упругих характеристик ($E \approx 14000$ кг/мм²). Поэтому систематическое и всестороннее изучение метастабильных титановых сплавов важно не только для разработки новых материалов с необходимыми свойствами. Оно имеет значение и для выяснения природы и механизма образования метастабильных фаз, для установления причин, связанных с изменением свойств в таких широких пределах.

Настоящая работа посвящена изучению фазового строения и свойств метастабильных сплавов титана с одним из эвтектоидообразующих элементов — никелем, а также процессов распада метастабильных α' -, ω - и β -фаз, образующихся при закалке этих сплавов. Исследование проводили на сплавах, изготовленных из иодидного титана и никеля НООО электронно-лучевой плавки.

Содержание никеля изменяли от 2 до 13 вес.%. Измеряли модули упругости сплавов и их зависимость от температуры, удельное электросопротивление, проводили термический дифференциальный анализ. Рентгенограммы снимали с закаленных образцов $d = 0,6$ мм на CuK_α -излучении. Перед съемкой образцы полировали в электролите, состоящем из 35 мл хлорной кислоты и 150 мл уксусного ангидрида. Электрополировкой снимался поверхностный слой закаленных цилиндров на $\sim 0,2$ мм. Рентгенофазовый анализ дополняли микроструктурными исследованиями.

Закаленные от 1000° сплавы с содержанием никеля до 7 вес.% имеют игольчатую микроструктуру. По данным рентгенофазового анализа они имеют строение г.п.у. α -фазы, причем линии α -фазы на рентгенограммах четкие, без заметного уширения и раздвоения, характерных для титанового α' -мартенсита с β -изоморфными элементами (V, Nb, Ta, Mo). Модуль Юнга E и удельное электросопротивление ρ титаноникелевых сплавов с игольчатой микроструктурой, в отличие от α' -мартенсита сплавов с V, Nb, Ta и Mo, мало зависит от состава (рис. 1). По уровню E и ρ эти сплавы в закаленном и отожженном состояниях близки друг к другу.

На кривых температурной зависимости модуля Юнга (рис. 2) не наблюдается каких-либо аномалий, указывающих на распад пересыщенных α' -твердых растворов. Эта зависимость близка к линейной. На примере сплава Ti—5,5 Ni можно видеть, что температурный ход модуля Юнга практически одинаков для закаленного и отожженного состояний. В то же время распад титанованадиевого мартенсита при нагреве сплавов со-

проводятся резким возрастанием E и падением ρ (³). На термограммах закаленных сплавов с α -структурой выявляются два эндотермических эффекта, соответствующие превращениям, описываемым диаграммой равновесия. Других эффектов не наблюдается.

Результаты исследования фазового строения и свойств закаленных сплавов титана с никелем указанной области позволяют заключить, что в этой системе при принятых в работе условиях термической обработки (закалка от 1000° в воду образцов в виде иглоков $d = 0,6-0,8$ мм для рентгенофазового анализа и образцов $d = 5-6$ мм для измерения электрических и упругих свойств) не образуются пересыщенные α' -твердые растворы с исходным содержанием никеля. Поэтому $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение, протекающее при закалке Ti-Ni сплавов, нельзя относить к мартенситному бездиффузионному типу. Вопрос о форме нахождения избыточного никеля в закаленных сплавах с α -структурой не может считаться решенным полностью. Возможно, никель находится в виде отдельных молекулярных группировок, близких по составу к Ti_2Ni .

В работе (⁴) указывается на выделение немартенситной α -фазы в закаленных сплавах титана с 4,5 и 6 ат. % Ni. Скорость закалки при этом составляла около 1000 град/сек. Маквиллен (⁵) также обращает внимание на аномально быстрое образование α -фазы из β -твердого раствора путем процессов зарождения и роста во время закалки титанового сплава с 2,4 ат. % Ni. Явление, связанное с выделением немартенситной α -фазы, судя по изменению упругих, электрических и других свойств сплавов в закаленном состоянии, по нашим исследованиям, имеет место и в других эвтектидных системах таких, как Ti-Fe, Ti-Co. В большей мере оно проявляется в тех системах, в которых выше температура эвтектидного превращения β -фазы и меньше растворимость легирующего элемента в α -Ti.

В сплавах с 7-9,6 вес. % Ni, наряду с α -фазой, рентгенографически выявляются $\beta + \omega$. В более легированных сплавах α -фаза не обнаруживается, они имеют $(\beta + \omega)$ -структуру, причем слабые линии ω -фазы можно видеть на рентгенограмме сплава с 13 вес. % Ni. Метастабильный β -твердый раствор без ω -фазы в системе Ti-Ni практически не удается зафиксировать.

Переход от α -сплавов к сплавам с $(\alpha + \beta + \omega)$ - и $(\beta + \omega)$ -структурой проявляется в резком повышении удельного электросопротивления (см. рис. 1). На концентрационной зависимости модуля Юнга этот переход менее выражен, поскольку α -сплавы по уровню упругих свойств близки к сплавам с $(\alpha + \beta + \omega)$ -структурой. В более легированных сплавах, на-

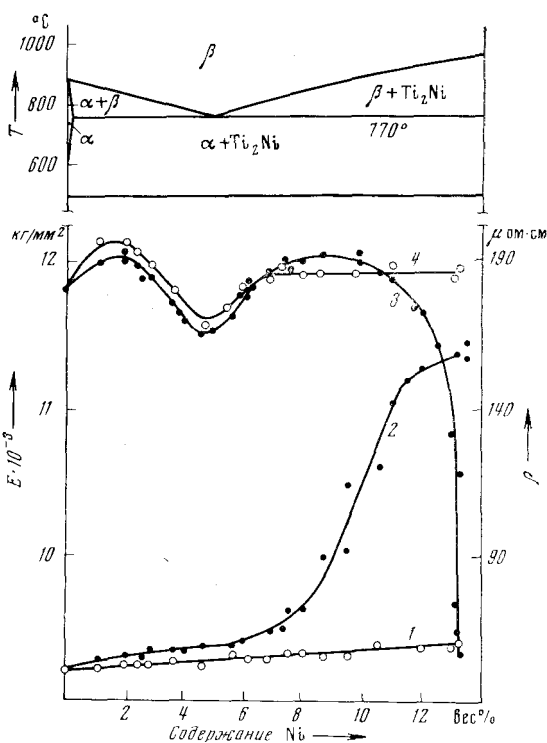


Рис. 1. Зависимость удельного электросопротивления ρ (1, 2) и модуля Юнга E (3, 4) сплавов системы Ti-Ni от содержания Ni: 1, 4 — для отожженного состояния; 2, 3 — после закалки из однофазной β -области от 1000°

чина примерно с 10 вес. % Ni, уменьшение относительной доли высоко-модульной ω -фазы в их структуре проявляется в интенсивном понижении модуля Юнга и повышении удельного электросопротивления. Поэтому повышение ρ сплавов этой области связано, по-видимому, с нестабильной β -фазой в большей мере, чем с ω -фазой. Температурная зависимость мо-

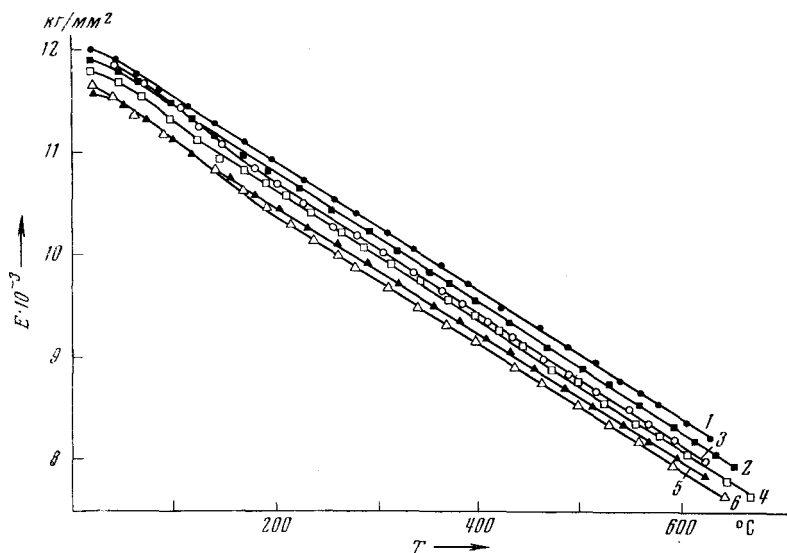


Рис. 2. Изменение модуля Юнга при нагреве титаноникелевых сплавов в закаленном состоянии в зависимости от содержания никеля, вес. %: 1—1,9; 2—2,7; 3—6,8; 4—6,1; 5—5,5; 6—5,5 (отожженное состояние)

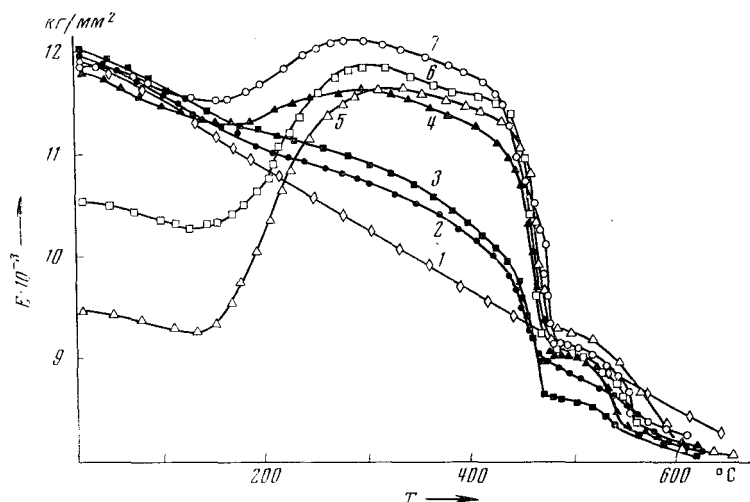


Рис. 3. Изменение модуля Юнга при нагреве закаленных титаноникелевых сплавов с различным содержанием никеля, вес. %: 1—13,3 (отожженное состояние), 2—8; 3—9,6; 4—10,6; 5—13,3; 6—13,1; 7—10,9

дуля Юнга сплавов (рис. 3) сложнее рассмотренной выше зависимости для сплавов с α -структурой. Распад метастабильного β -твердого раствора, который идет через ω -фазу, вызывает повышение упругих характеристик. Это повышение закономерно нарастает с увеличением относительной доли метастабильной β -фазы. Ее распад во всех сплавах при нагреве со

скоростью 3 град/мин. начинается примерно со 130–140°. Интенсивное понижение модуля упругости, начиная с 420–430°, связано с последующей стадией распада β -твердого раствора — с превращением ω -фазы. На рентгенограммах (рис. 4) сплавов с исходной ($\beta + \omega$)-структурой после нагрева их до 460° (по режиму измерения упругих свойств со скоростью 3 град/мин.) и охлаждения в воде наблюдаются две системы линий β -твердого раствора. Интенсивность линий ω -фазы уменьшается. После нагрева сплавов до 470° на рентгенограммах выявляются четкие линии α -фазы (рис. 4, см. вкл. к стр. 1083).

Отдельные стадии распада метастабильного β -твердого раствора сопровождаются тепловыми эффектами, которые хорошо фиксируются методами термического анализа. Для $\beta \rightarrow \omega$ -превращения характерно выделение тепла, исчезновение ω -фазы и расслоение β -твердого раствора идет с поглощением тепла. За реакцией исчезновения ω -фазы на кривых дифференциального анализа в узком интервале температур 470–485° появляется резкий экзотермический всплеск, связанный с $\beta \rightarrow \alpha$ -превращением. Температурные интервалы протекания отмеченных стадий распада зависят от скорости нагрева и при увеличении ее смещаются в сторону более высоких температур.

Таким образом, нами установлено, что модули упругости титаноникелевых сплавов изменяются в широких пределах в зависимости от фазового строения и термической обработки. При закалке сплавов системы Ti — Ni не удастся получить пересыщенный α' -мартенсит и метастабильный β -твердый раствор без ω -фазы. Диффузионная кинетика образования α -фазы при закалке титаноникелевых сплавов и неустойчивость β -твердого раствора обусловлены высокой температурой эвтектоидного превращения β -фазы и малой растворимостью никеля в α -Ti.

Институт металлургии им. А. А. Байкова
Академии наук СССР
Москва

Поступило
3 VII 1972

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ W. Knorr, H. Sholl, Zs. Metallkunde, 51, H. 10, 605 (1960). ² С. Г. Федотов, Сборн. Исследование металлов в жидком и твердом состояниях, «Наука», 1964, стр. 207. ³ С. Г. Федотов, К. М. Константинов, Е. П. Синодова, ФММ, 25, в. 5, 860 (1968). ⁴ J. W. Barton, G. P. Pardy et al., Trans. AIME, 218, № 10, 844 (1960). ⁵ A. D. McQuillan, J. Inst. Metals, 82, 47 (1953–1954).