

С. Г. ФЕДОТОВ, Н. Ф. КВАСОВА, М. И. ЕРМОЛОВА

РАСПАД МЕТАСТАБИЛЬНОГО β -ТВЕРДОГО РАСТВОРА
ТИТАНА С ЖЕЛЕЗОМ

(Представлено академиком А. А. Бочваром 27 XII 1973)

Исследуемый сплав с 6,8 ат. % Fe изготовлен на основе иодидного титана и железа-армо электронно-лучевой плавки методом двойного электронно-лучевого перепада. В исходном состоянии после 24 час. выдержки при 1100° и закалки с этой температуры в воду сплав имеет строение высоко-температурного о.д.к. β -твердого раствора с параметром кристаллической решетки $a_\beta = 3,243 \pm 0,005 \text{ \AA}$. Эта композиция в системе Ti — Fe выделяется среди других сплавов с метастабильной структурой минимальным уровнем модулей упругости (1) и высоким удельным электросопротивлением.

Исследование проводили методами рентгенофазового и микроструктурного анализа, дифференциального термического анализа (д.т.а.), измерения упругих и электрических свойств. Модуль упругости и его температурную зависимость определяли динамическим методом. Образцы нагревали со скоростью 3 град/мин. Удельное электросопротивление измеряли потенциометрическим способом, д.т.а. проводили на установке АТВУ-10А (2). Рентгенограммы снимали в фильтрованном медном излучении с иглочек $d=0,6 \text{ мм}$ в камере РКУ. Проводили съемку шайб $d=20 \text{ мм}$ и $h=5 \text{ мм}$ на дифрактометре ДРОН-1 с монохроматизированным медным излучением при качании образцов вокруг вертикальной оси с частотой 50 гц. Угол отклонения от плоскости фокусировки составлял $\pm 5^\circ$. Все образцы перед рентгеновской съемкой подвергали электрополировке, в процессе которой снимался поверхностный слой не менее 0,2 мм. Иголочки и шайбы для рентгеновского анализа и образцы для измерения свойств термообработывали по одинаковым режимам.

Полученные данные позволяют выделить три наиболее характерные стадии распада титанового метастабильного β -твердого раствора. В результате осуществления первой стадии на рентгенограммах сплава появляются размытые линии от ω -фазы (рис. 1). Образование ω -фазы ярко проявляется на свойствах сплава: модули упругости сильно повышаются, а удельное электросопротивление понижается (рис. 2). Из температурной зависимости E и изменения этой характеристики после нагрева и охлаждения в воде сплава (см. рис. 2) следует, что $\beta \rightarrow \omega$ -превращение интенсивно протекает в интервале

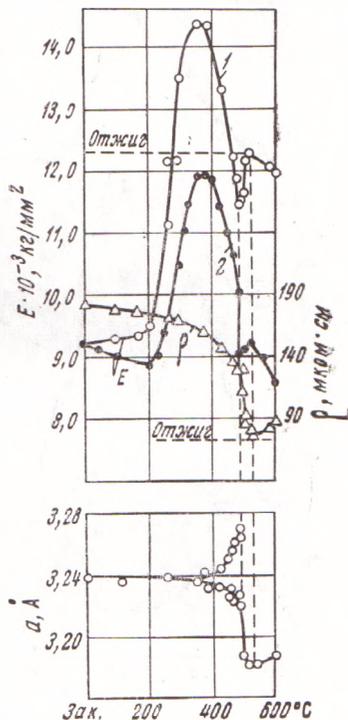


Рис. 2. Изменение модуля упругости E (1), удельного электросопротивления ρ и периода решетки β -твердого раствора (a) закаленного сплава в зависимости от температуры предварительного нагрева; 2 — температурная зависимость E

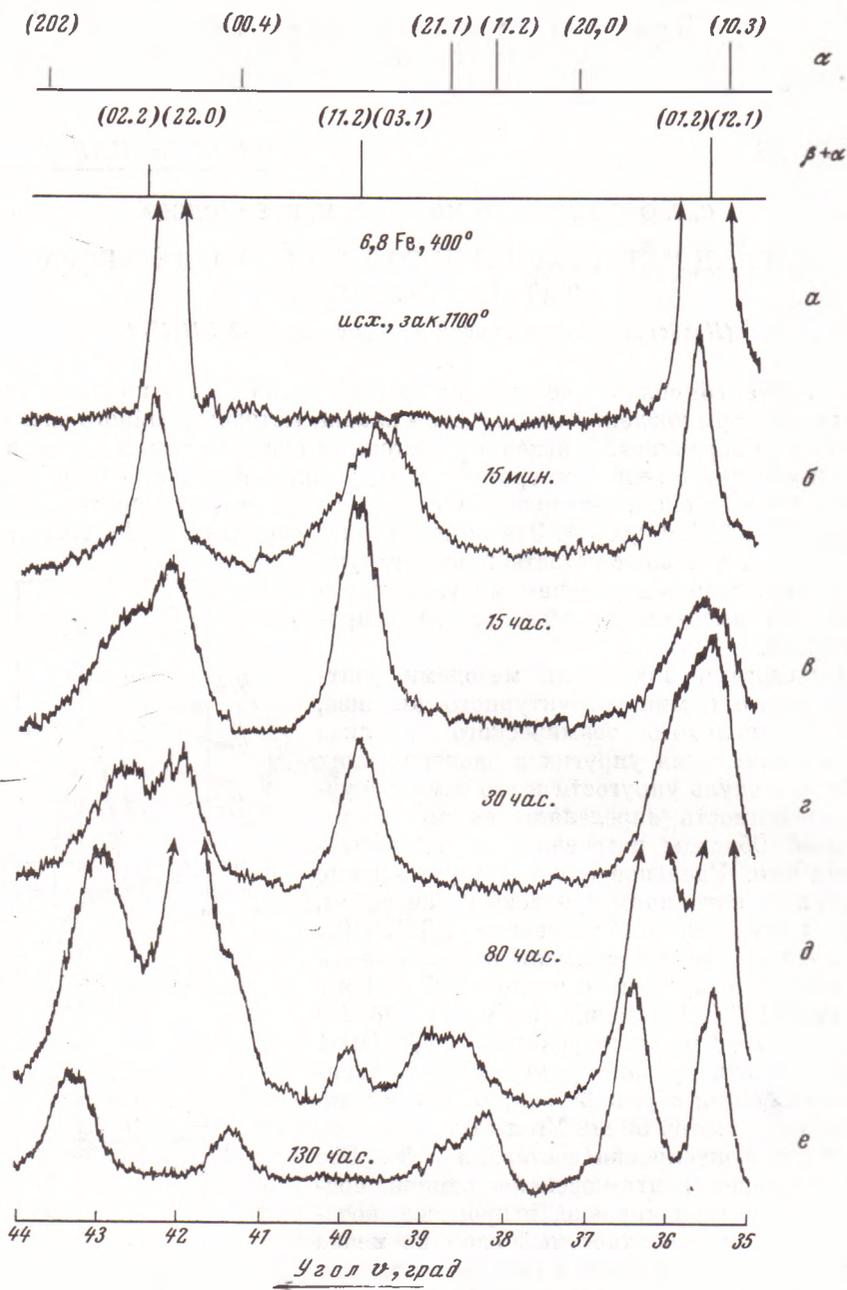


Рис. 3. Диффрактограммы сплава: а — исходное состояние, закалка с 1100° , β ; последующая изотермическая выдержка при 400° в течение 15 мин., $\beta + \alpha$ (б); 15 час., $\beta_1 + \beta_2 + \omega$ (в); 30 час., $\beta_1 + \beta_2 + \omega$ (г); 80 час., $\beta_1 + \beta_2 + \omega + \alpha$ (д); 130 час., $\alpha + \beta$ (е)

температур от 200 до 370° . Интенсивность линий ω -фазы при этом также несколько возрастает.

Вторая стадия распада протекает при более высоких температурах в интервале 370 — 490° . Она характеризуется снятием высокомолекулярного состояния и дальнейшим уменьшением удельного электросопротивления (см. рис. 2). Второй стадия, как и первая, идет с активным участием ω -фазы и включает в себя обратное $\omega \rightarrow \beta$ -превращение и расщепление

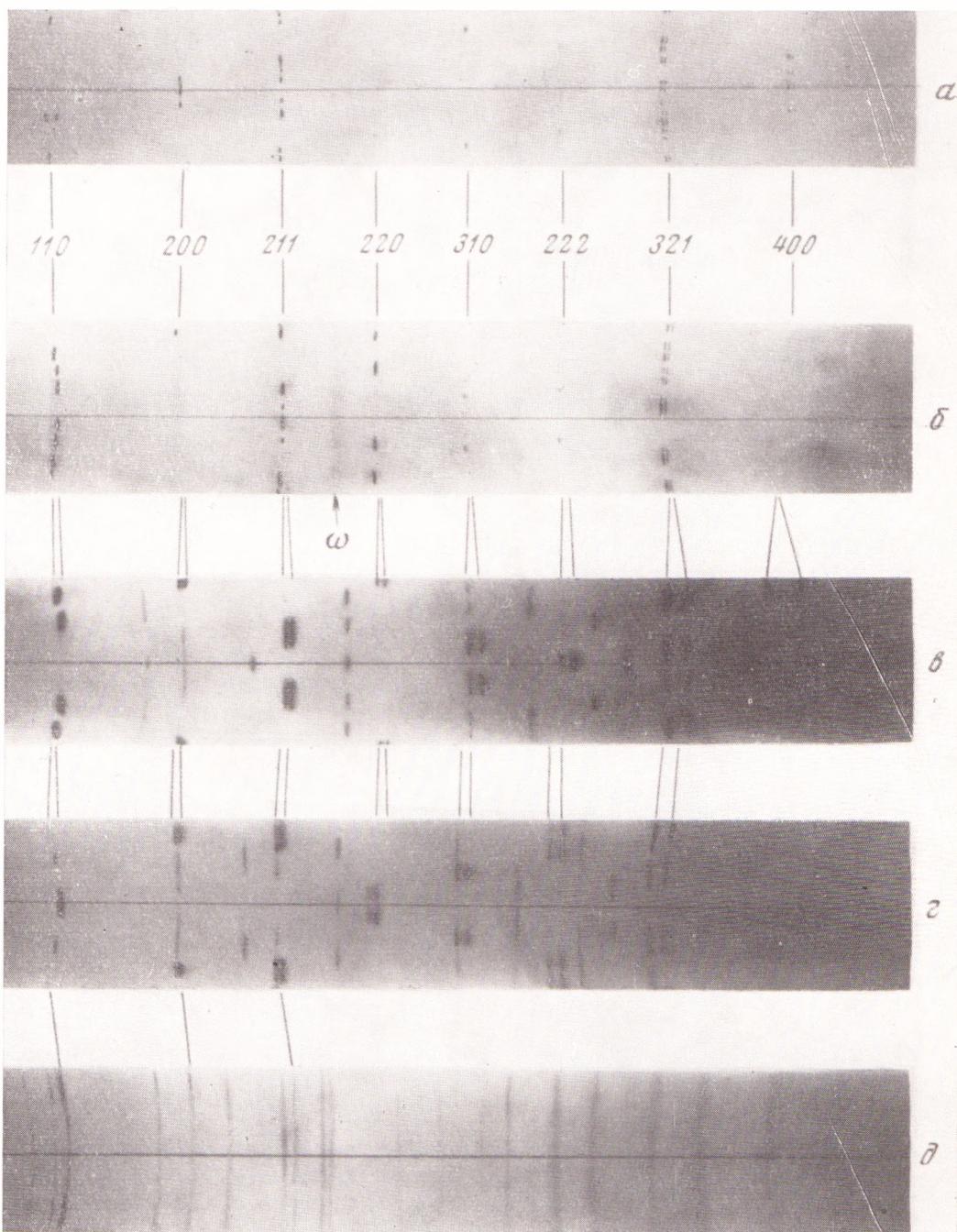


Рис. 1. Рентгенограммы сплава, *а* — исходное состояние, закалка с 1100°, β ; последующий нагрев до температур: *б* — 370°, $\beta + \omega$; *в* — 450°, $\beta_1 + \beta_2 + \omega$; *г* — 470°, $\beta_1 + \beta_2 + \omega$; *д* — 510°, $\alpha + \beta$

β -твердого раствора. Реакция образования ω -фазы сопровождается экзотермическим эффектом, обратное $\omega \rightarrow \beta$ -превращение с расслоением β -твердого раствора идет с поглощением тепла, что согласуется с имеющимися в литературе сведениями (3).

На рентгенограммах сплава, нагретого до температур, начиная с 370 и кончая 490°, выявляются две системы линий о.ц.к. β -твердого раствора (см. рис. 1). Период элементарной ячейки одной части

раствора с повышением температуры уменьшается, что связано с обогащением ее железом, а другой части увеличивается, что служит признаком уменьшения в ней концентрации железа или повышения содержания титана (рис. 2). Линии ω -фазы еще наблюдаются, но их интенсивность с повышением температуры падает. Они становятся и менее размытыми по сравнению с высокомолекулярным состоянием сплава. Согласно (4), частицы ω -фазы в титановом сплаве с 5 вес. % Fe, образующиеся во время закалки, настолько дисперсны, что не удается определить их размер и форму при электронно-микроскопическом исследовании на просвет, лишь после 1 мин. выдержки сплава при 400° их размер достигает 60 Å.

После протекания процесса распада и достижения определенного критического размера объемов β -фазы, богатых титаном, осуществляется следующая стадия распада: $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение. Реакция $\beta \rightarrow \alpha$ в ходе непрерывного нагрева протекает в узком интервале температур 490–510°, в результате которой скачком понижается ρ , а E слегка повышается до уровней, близких по значениям для сплава в отожженном состоянии (рис. 2). На кривых д.т.а. $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение выделяется резко выраженным экзотермическим эффектом, который по величине пика и ширине интервала температур подобен эффекту при $\beta \rightarrow \alpha$ -превращении в нелегированном титане.

После завершения третьей стадии распада структуру сплава составляет преимущественно α -фаза. Она имеет мелкодисперсную игольчатую форму и является в какой-то мере пересыщенной железом, поскольку линии α -фазы на рентгенограммах размытые, а периоды ее решетки слегка меньше периодов α -фазы отожженного сплава.

Степень распада метастабильного β -твердого раствора в изотермических условиях зависит от уровня температуры и длительности выдержки. При 300°, например, наибольший прирост E с 9000 до 14000 кг/мм² за счет образования ω -фазы происходит на втором часу выдержки. Первый час выдержки в основном приходится на инкубационный период, во время которого протекают диффузионные процессы перераспределения элементов в микрообъемах и частично осуществляется $\beta \rightarrow \omega$ -превращение. Затем с увеличением длительности выдержки до 1000 час. повышение E носит затухающий характер. В течение всего этого времени упругие модули остаются на высоком уровне, что является следствием большой устойчивости $\omega + \beta$ -структуры при 300°.

При 400° распад метастабильного β -твердого раствора идет также через ω -фазу, обратное $\omega \rightarrow \beta$ -превращение и расслоение. Завершающей стадией

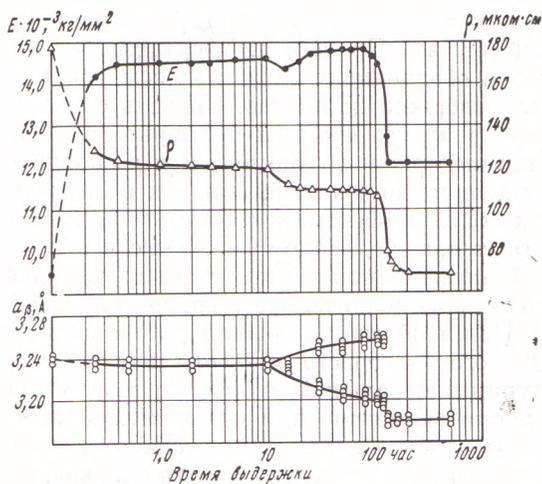


Рис. 4. Изменение E , ρ и a_{β} сплава во времени при изотермической выдержке при 400°

распада является $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение богатых титаном объемов β -твердого раствора. Все стадии распада при 400° в изотермических условиях ярко проявляются на дифрактограммах (рис. 3) и свойствах сплава (рис. 4). В исходном состоянии линии β -фазы четкие, сплав имеет низкий уровень E и высокое значение ρ . После 15 мин. выдержки при 400° появляются размытые линии ω -фазы, модуль упругости повышается до $14\,000$ кг/мм², ρ понижается со 180 до 130 мком·см. Выдержка длительностью 15 час. приводит к расслоению β -твердого раствора и понижению размытости линий ω -фазы. Процесс дифференциации β -твердого раствора на обогащенную и обедненную части железом усиливается с увеличением длительности выдержки до 30 час. Уровень свойств E и ρ , характерный для $\beta + \omega$ -структуры, сохраняется примерно до 80 час., а затем с увеличением времени выдержки до 130 час. E и ρ сильно понижаются в связи с $\beta + \alpha$ -превращением до уровней, близких отожженному сплаву. На дифрактограммах появляются линии α -фазы, линии обогащенной железом части β -фазы остаются, а обедненной части — исчезают.

С повышением температуры изотермической выдержки распад на всех его стадиях значительно ускоряется.

Таким образом, в работе установлено, что распад титанового метастабильного β -твердого раствора протекает многостадийно, сопровождается идущими с большой скоростью диффузионными процессами перераспределения элементов при сравнительно невысоких температурах $200\text{--}500^\circ$. Причем отдельные стадии распада вызывают большие изменения физических и механических свойств сплавов. Эти результаты могут быть положены в основу термической обработки титановых сплавов с целью получения необходимых свойств.

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

Поступило
17 XII 1973

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

¹ С. Г. Федотов, Сborn. Исследование металлов в жидком и твердом состояниях, «Наука», 1964, стр. 207. ² С. Г. Федотов, К. М. Константинов, Сborn. Новый конструкционный материал — титан. «Наука», 1972, стр. 48. ³ P. Van Effenterre, G. Cizeron, P. Lacombe, J. Nucl. Materials, v. 31, № 3, 269 (1969). ⁴ E. Osio, A. Voshiga, M. Adacsi, J. Japan. Inst. Met., v. 33, 437 (1969).