

С. Г. ФЕДОТОВ, К. М. КОНСТАНТИНОВ, Е. П. СИНОВА
**О ПОДАВЛЕНИИ ОБРАЗОВАНИЯ ω -ФАЗЫ ПРИ ЗАКАЛКЕ
ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ В ПРИСУТСТВИИ АЛЮМИНИЯ
И ОЛОВА**

(Представлено академиком А. А. Бочваром 17 XII 1971)

В закаленных сплавах титана с определенным содержанием β -стабилизирующих элементов (V, Nb, Ta, Mo, Cr, W, Mn, Fe, Co, Ni) образуется, как известно, ω -фаза. Она образуется и при отпуске более легированных метастабильных β -твердых растворов. С ω -фазой обычно связывается охрупчивание и повышение твердости титановых сплавов, изменение других физических и механических свойств. Вследствие большого влияния

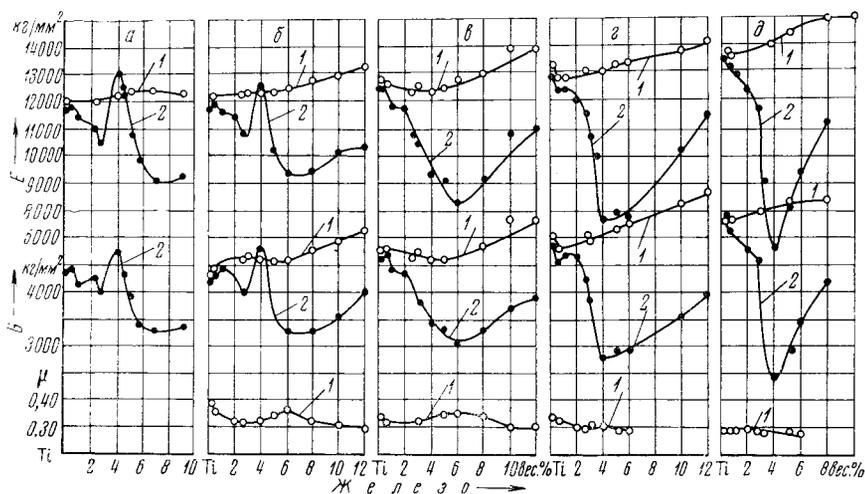


Рис. 1. Изменение модуля Юнга (E), модуля сдвига (G) и коэффициента Пуассона (μ) сплавов системы Ti—Fe—Al в отожженном состоянии (1) и после закалки из однофазной β -области от 1170° (2). а — без Al; б — 1% Al; в — 3% Al; г — 5% Al; д — 8% Al

ω -фазы на свойства сплавов, интересных особенностей ее кристаллического строения и механизма образования, она до сих пор продолжает привлекать внимание многих исследователей. Известно также, что при введении в указанные сплавы алюминия образование в них ω -фазы при закалке подавляется, хотя при отпуске она снова появляется и в присутствии алюминия.

Эти еще не совсем ясные по своей природе явления особенно ярко проявляются в изменении упругих свойств. Омега-фаза сильно повышает модуль Юнга и модуль сдвига закаленных сплавов (1, 2). Подавление ее образования, наоборот, сказывается в резком понижении упругих характеристик. Модули упругости закаленных сплавов критической области понижаются тем значительнее, чем выше содержание в них алюминия, как это показано на примере системы Ti—Fe—Al с 1, 3, 5 и 8 вес.% Al (рис. 1). По данным рентгеновского фазового анализа микроскопически однофазные сплавы имеют в этом случае объемноцентрированную кубическую решетку. Отражения, характерные для ω -фазы, на рентгенограммах не выявляются. Аналогичная картина наблюдается в системах Ti—Mo—Al, Ti—V—Al, Ti—Cr—Al и др.

Подобное уменьшение модулей упругости сплавов, связанное с подавлением образования ω -фазы, обнаруживается и при введении другого α -стабилизирующего элемента — олова. Легирование, например, 3 вес.% Sn сплава Ti 14V «критического» состава системы Ti — V вызывает понижение модуля Юнга

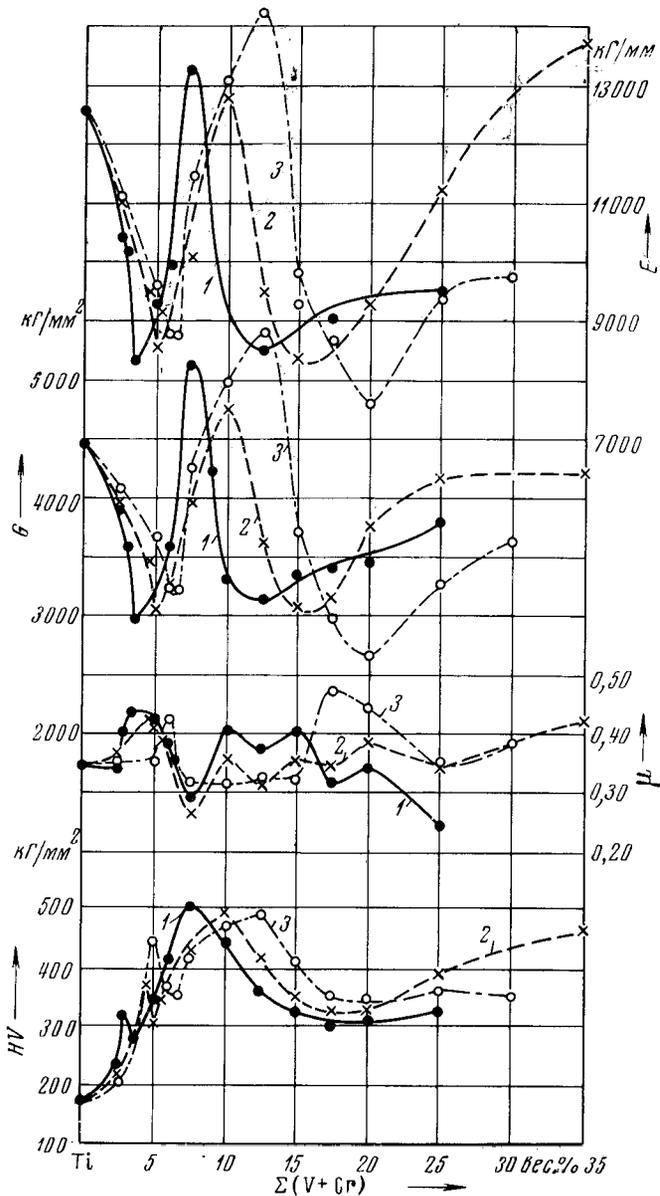


Рис. 2. Изменение E , G , μ и твердости H_v сплавов системы Ti — V — Cr после закалки из однофазной β -области от 1200° : 1 — V : Cr = 1 : 4; 2 — V : Cr = 1 : 1 и 3 — V : Cr = 4 : 1

элементами, вследствие потери их упругой устойчивости ^(2, 4). В сплавах критической области частичное перераспределение элементов в исходном β -твердом растворе с образованием таких объемов успевает произойти непосредственно при закалке во время прохождения интервала

за счет подавления образования ω -фазы с 13100 до 7500 кг/мм², а модуля сдвига с 5100 до 2800 кг/мм² после закалки из однофазной β -области от 900° . Модуль Юнга закаленного сплава Ti14V8Sn составляет 6900 кг/мм², а модуль сдвига около 2500 кг/мм².

Однако, если в качестве третьего компонента ввести элемент, также стабилизирующий β -фазу, то образование ω -фазы при закалке сплавов не подавляется; она образуется, как и в случае простых систем. Трехкомпонентные сплавы с ω -фазой, например, системы Ti — V — Cr и др. ^(2, 3), как и двойные сплавы, характеризуются высокими модулями упругости * (рис. 2). Методика приготовления и исследования сплавов тройных систем, их термическая обработка аналогичны двойным ⁽²⁾.

Преобразование $\beta \rightarrow \omega$ протекает, по нашему мнению, в отдельных обогащенных титаном объемах β -твердого раствора, или, иначе, в объемах, обедненных β -стабилизирующими

* Определялись совместно с Н. Н. Самсоновой.

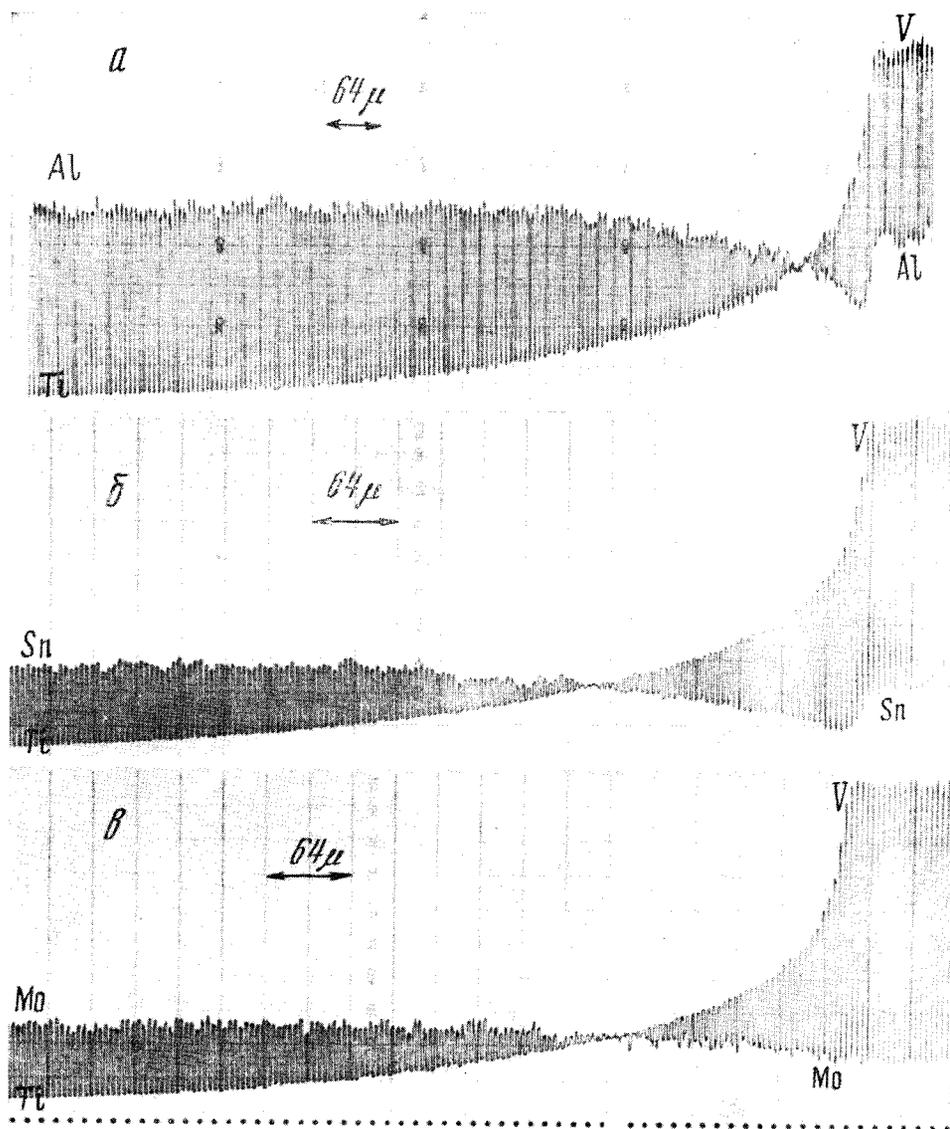


Рис. 3. Распределение элементов в диффузионной зоне, полученной при взаимной диффузии между парами: *a* — Ti2Al — V2Al; *б* — Ti2Sn — V2Sn; *в* — Ti2Mo — V2Mo. *a* — при 1100°; 72 час; *б, в* — при 1000°; 402 час.

температур превращений $\alpha \rightleftharpoons \beta + \mu_s$. В более легированных сплавах процесс перераспределения элементов осуществляется при последующем низкотемпературном отпуске.

Исходя из указанных представлений о $\beta \rightarrow \omega$ -превращении в титановых сплавах (^{2, 4}), роль алюминия и олова в подавлении образования ω -фазы при закалке сводится, вероятно, к задержке процессов перераспределения элементов в исходном β -твердом растворе, ведущих к образованию богатых титаном объемов. Это предположение мы пытались выяснить с помощью диффузионных опытов на примере системы Ti — V с добавками алюминия, олова и молибдена для сравнения. Для исследования выплавили двойные сплавы на основе титана и на основе ванадия с одинаковым расчетным содержанием добавок, равным 1, 2, 3 вес.% Al; 2 вес.% Sn; 2 вес.% Mo.

Таблица 1

Расчетный состав сплавов диффузионных пар, вес. %	Содержание третьего элемента по рентгено-спектральному анализу, вес. %		
	в Ti	в V	в минимуме на кривой рис. 3
Ti1Al — V1Al	0,7	0,8	0,4
Ti2Al — V2Al	1,3	1,5	0,8
Ti3Al — V3Al	2,3	2,0	1,1
Ti2Sn — V2Sn	2,9	2,3	0,7
Ti2Mo — V2Mo	1,4	1,6	—

Диффузионный отжиг пар проводили в β -области при 950, 1000, 1050, 1100 и 1200° в течение 600, 402, 165, 72 и 23 час. соответственно. Температуру отжига выдерживали с точностью $\pm 10^\circ$. По истечении времени отжига образцы закалывали, разбивая в воде ампулы. Распределение элементов в диффузионных слоях устанавливали методом рентгеноспектрального анализа на установке MS-46 с локальностью зонда 1—2 μ . Анализ Ti, V, Al и Sn проводили по линии $K\alpha_1$, а Mo по линии $L\alpha_1$. Кривые интен-

сивности характеристического излучения снимали одновременно по двум элементам при 20 кв. Поправку при расчете истинных концентраций элементов вводили по методу (6).

Результаты исследования (рис. 3) показывают резкое понижение концентрации алюминия в зоне наибольшего градиента концентрации ванадия и титана; эта картина наблюдается независимо от содержания алюминия после всех температур отжига. Олово ведет себя аналогичным образом. В то же время никаких особенностей в распределении молибдена в диффузионных слоях заметить не удалось. Данные об исходном содержании третьего элемента в титане и ванадии и его минимальном значении в диффузионной зоне после отжига пар приведены в табл. 1 и на рис. 3.

Резкое понижение концентрации алюминия и олова, как видно из рис. 3, совпадает с фронтом передвижения диффузионной зоны во времени. Поэтому уход из этой зоны α -стабилизирующих элементов Al и Sn связан с самим диффузионным процессом перераспределения атомов титана и ванадия. В то же время молибден остается как бы безучастным в этом процессе элементом.

Создание градиента концентрации Al и Sn в процессе взаимной диффузии атомов титана и ванадия означает, что перекрестные члены коэффициентов диффузии D_{ik} ($i \neq k$) в уравнении диффузии

$$J_i = - \sum_k D_{ik} \frac{\partial C_k}{\partial x} \quad \text{для многокомпонентных систем, в том числе для}$$

Ti — V — Al и Ti — V — Sn, отличны от нуля, а для системы Ti — V — Mo они близки или равны нулю.

Полученные результаты позволяют сделать заключение о том, что во время закалки сплавов критической области α -стабилизирующие элементы Al и Sn не успевают выйти из мест непосредственного перераспределения атомов титана и β -стабилизирующего элемента в исходном β -твердом растворе и тем самым задерживают осуществление процесса, ведущего к образованию богатых титаном объемов, в которых затем из-за потери упругой устойчивости протекает $\beta \rightarrow \omega$ -превращение. В этом заключается, по нашему мнению, участие алюминия и олова в подавлении образования ω -фазы при закалке сплавов. По этой причине понижается температура мартенситного превращения и метастабильный β -твердый раствор переохлаждается в присутствии Al и Sn при меньшей концентрации β -стабилизирующих элементов.

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

Поступило
5 XII 1971

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ W. Кногг, Zs. Metallkunde, 51, 10, 605 (1960). ² С. Г. Федотов, Сборн. Исследования металлов в жидком и твердом состояниях, «Наука», 1964, стр. 207.
³ С. Г. Федотов, О. К. Белоусов, ДАН, 155, № 6 (1964). ⁴ С. Г. Федотов, К. М. Константинов, ДАН, 192, № 3, 555 (1970). ⁵ С. Г. Федотов, М. Г. Чудинов, К. М. Константинов, Журн. физ. мет. и металловед., 27, в. 5, 873 (1969).
⁶ В. И. Рядник, И. Б. Боровский, Зав. лаб., 33, № 8, 955 (1967).