

ВЫДЕЛЕНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ЧАСТИЦ В ЖАРОПРОЧНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ

М.А. Попова, К.И. Петрова, Н.А. Попов

Уральский федеральный университет имени первого президента России

Б.Н.Ельцина, г. Екатеринбург

m.a.popova@urfu.ru

Современные жаропрочные титановые сплавы могут работать при температурах не выше 600 °С, что недостаточно для создаваемых новых авиационных деталей. Одним из способов повышения предельной температуры работы таких сплавов является создание в них ($\alpha + \alpha_2$)-структуры, которая способна повысить температурный порог работы сплавов и уменьшить остаточные деформации при длительной эксплуатации материала. При создании данной структуры в сплавах возможно выделение интерметаллидных частиц, таких как алюминиды и силициды, от характера распределения которых, их типа и количества могут существенно меняться свойства материала.

Цель данной работы - рассмотреть совместное влияние интерметаллидных частиц на свойства сплавов, установить влияние легирования на процессы формирования α_2 -фазы в опытных жаропрочных сплавах титана. Материалом исследования служили опытные сплавы системы Ti - Al - Sn - Zr - Mo - Nb - Si (табл. 1). Исследования проводились с применением методов оптической металлографии, растровой электронной микроскопии (РЭМ), просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), микродюриметрических измерений.

Табл. 1 Химический состав, алюминиевый эквивалент, коэффициент β -стабилизации, температура полиморфного превращения исследуемых сплавов

Сплав	Содержание элементов, масс. %							[Al] _{экв}	K β	T _{пт} , °С
	Легированные элементы									
	Al	Si	Zr	Mo	Fe	Nb	Sn			
Сплав 1	8,3	0,25	2,2	2,1	0,03	-	-	8,94	0,21	1018
Сплав 2	6,6	0,29	4,0	0,6	-	1,2	2,8	10,93	0,10	1016

*Ti – основа

На первом этапе термической обработки был проведен нагрев сплавов в однофазную β -область на температуру 1100 °С с выдержкой 1 час. Для назначения режимов старения был проведен анализ процессов происходящих

при непрерывном нагреве сплавов в однофазную β -область.

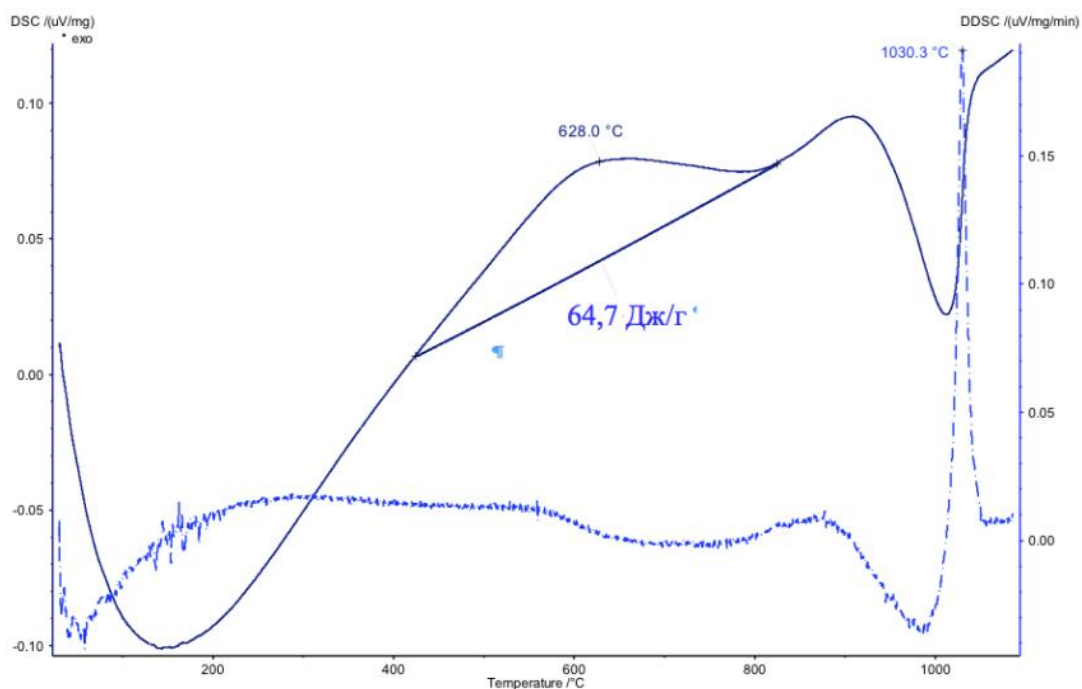


Рис. 1. Термограммы нагрева полуфабрикатов при 1100 °С в течение 1 часа с последующим охлаждением на воздухе

Проведенный анализ показал что распад метастабильных фаз наиболее интенсивно протекает в интервале температур 500...750 °С, который был выбран для последующего старения. Кроме того, согласно литературным данным, при данной температуре происходит наиболее активное выделение частиц третьих фаз. Старение при данных температурах проводили с шагом 50°С и выдержками от 10 до 100 часов.

Проведение исследования показало, что согласно данным электронной микроскопии в зависимости от состава сплава и температурно-временных параметров обработки в сплавах возможно выделение силицидных частиц трех различных типов S_1 , S_2 и S_3 . При низких температурах старения (до 600 °С) происходит выделение силицидов $(Ti,Zr)_5Si_3(S_1)$ на межфазных α/β границах (рисунок 1). С увеличением температуры старения в результате обогащения силицидов S_1 атомами циркония возможна их трансформация в силициды $(Ti,Zr)_6Si_3(S_2)$ и $(Zr,Ti)_2Si(S_3)$. При этом в сплаве с меньшим содержанием циркония (сплав 1) при увеличении температуры старения происходит трансформация силицида $S_1 \rightarrow S_3, S_2$, а в сплаве с большим содержанием циркония (сплав 2) – $S_1 \rightarrow S_2$.

В ходе электронномикроскопического исследования изучено выделение упорядоченной α_2 – фазы в интервале температур 500 ... 750 °С. В ходе проведенного старения в сплаве с большим содержанием алюминия (сплав 1) наблюдается большее количество упорядоченной α_2 – фазы.

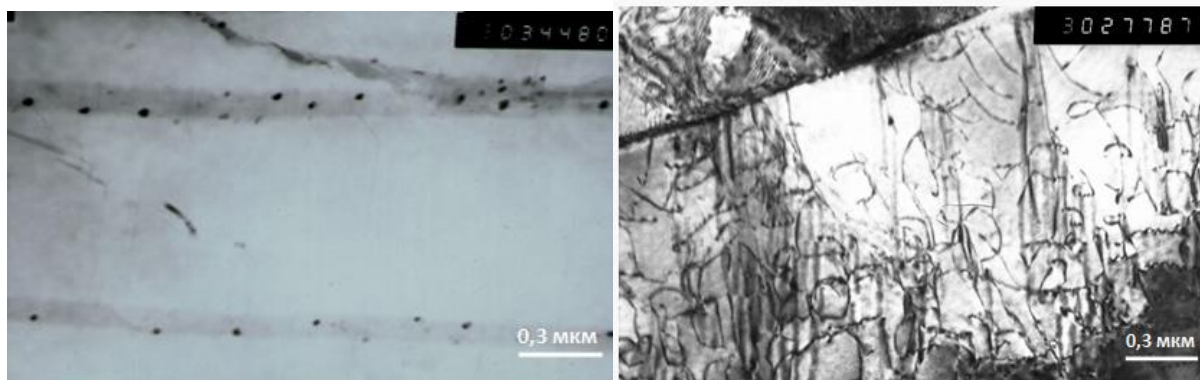


Рис. 2. Структуры сплавов после старения при 600 °С
а – сплав 1; б – сплав 2

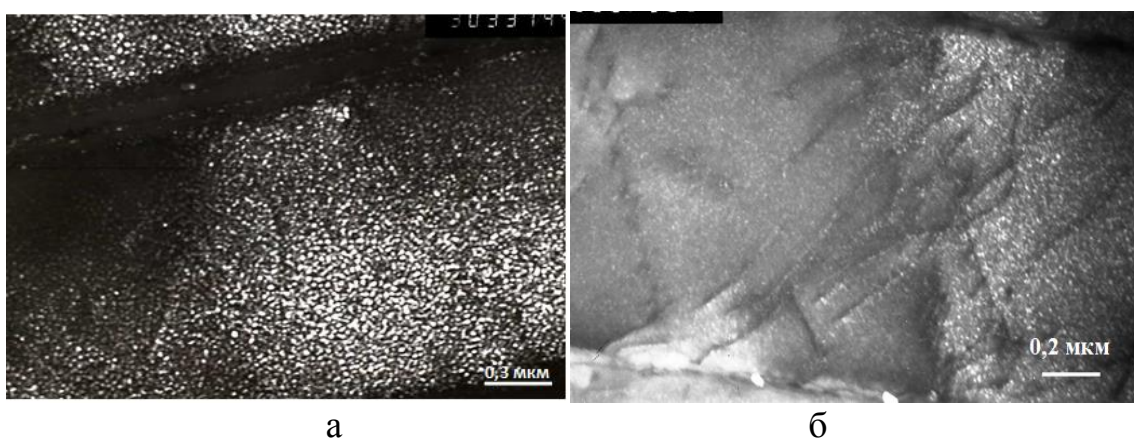


Рис. 3. Структуры сплавов после старения при 750°С
а – сплав 1; б – сплав 2

В то же время в сплаве с меньшим содержанием алюминия (сплав 2) при температуре старения 750 °С количество α_2 – фазы уменьшается вследствие либо ее частичного растворения при данной температуре, либо образования силицидных частиц, в которых атомы кремния могут частично заменяться атомами алюминия, и, тем самым, препятствовать выделению алюминида титана[1].

Старение сплавов приводит к увеличению микротвердости при всех исследуемых температурах (рисунки 4,5).

Рост значений микротвердости в процессе низкотемпературного старения (500°С) обусловлен обогащением α -твердого раствора при распаде β -фазы в первую очередь цирконием, размер атома которого существенно больше, чем у титана, что приводит к проявлению все большего эффекта твердорастворного упрочнения α -фазы.

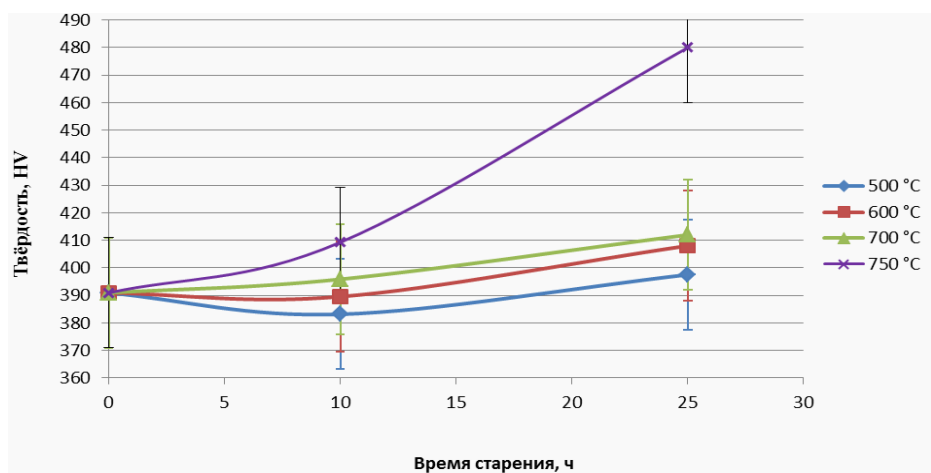


Рис. 4. Зависимость микротвердости сплава 1 от времени старения при различных температурах.

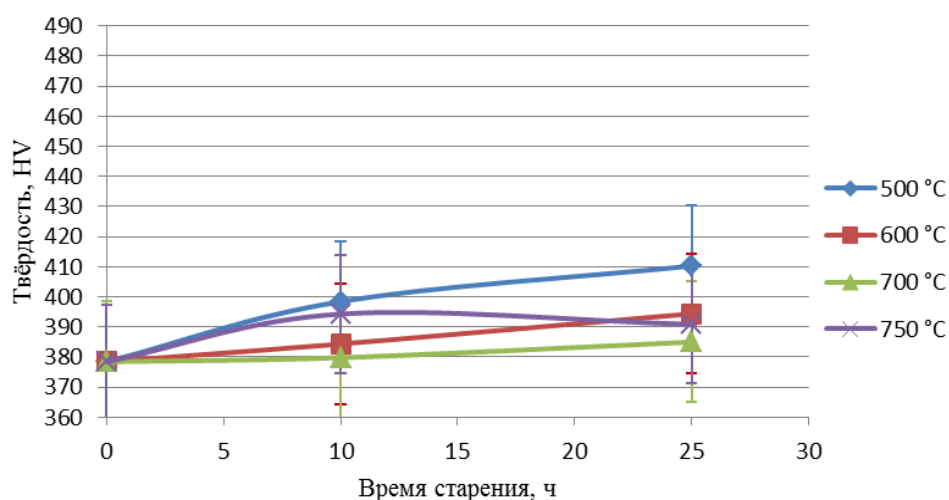


Рис. 5. Зависимость микротвердости сплава 2 от времени старения при различных температурах.

Большая объемная доля формирующейся более прочной α -фазы и ее твердорастворное упрочнение за счет обогащения алюминием способствуют более высокому уровню микротвердости после старения при 600 °C. Рост микротвердости в интервале температур старения 650...700 °C обусловлен выделением дисперсных частиц α_2 -фазы.

Работа выполнена при финансовой поддержке молодых ученых УрФУ в рамках реализации программы развития Урфу

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ:

1. Гольдшмидт Х.Дж. Сплавы внедрения. / Х.Дж. Гольдшмидт. М.: Мир. 1971, вып.2. 464 с.