

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации  
Федеральное государственное бюджетное  
образовательное учреждение высшего образования  
«Уфимский государственный авиационный технический университет»

Кафедра материаловедения и физики металлов

## СТРУКТУРА ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

Лабораторный практикум  
по дисциплине «Материалы авиационной техники»

Уфа 2020

Составители: Н. Г. Зарипов, Р. Г. Зарипова

УДК 669.018.44:669.24:669.295(07)  
ББК 34.431я7

Структура жаропрочных сплавов : лабораторный практикум по дисциплине «Материалы авиационной техники» / Уфимск. гос. авиац. техн. ун-т ; сост. : Н. Г. Зарипов, Р. Г. Зарипова. – Уфа : РИК УГАТУ, 2020. – 26 с.

Рассматриваются структуры жаропрочных сплавов на никелевой и титановой основе, условия их формирования.

Предназначен для студентов, обучающихся по направлению подготовки 22.03.01 Материаловедение и технологии материалов.

Рецензент канд. техн. наук, доцент С. Р. Шарипова

## Содержание

Лабораторная работа № 3. СТРУКТУРА ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ .....	4
1. Цель работы .....	4
2. Теоретическая часть .....	4
2.1. Влияние химического состава на свойства никелевых сплавов .....	5
2.2. Фазовый состав и его влияние на свойства никелевых жаропрочных сплавов.....	7
2.3. Параметры микроструктуры и их влияние на свойства жаропрочных никелевых сплавов .....	11
3. Изучаемые сплавы.....	12
4. Методика проведения работы .....	14
5. Требования к отчету .....	14
Контрольные вопросы.....	15
Лабораторная работа № 4. СТРУКТУРА ЖАРОПРОЧНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ.....	16
1. Цель работы.....	16
2. Теоретическая часть .....	16
2.1. Влияние химического состава на свойства титановых сплавов .....	16
2.2. Типы структур титановых сплавов и условия их формирования .....	17
3. Изучаемые сплавы.....	24
4. Методика проведения работы .....	24
5. Требования к отчету .....	24
Контрольные вопросы.....	24
Список литературы.....	25

## Лабораторная работа № 3

### СТРУКТУРА ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

#### 1. Цель работы

- определение влияния химического состава на формирование микроструктуры жаропрочных никелевых сплавов;
- приобретение умения анализировать микроструктуру и фазовый состав жаропрочных никелевых сплавов.

#### 2. Теоретическая часть

Жаропрочные материалы применяют для изготовления деталей установок, которые подвергаются механическим нагрузкам при повышенных температурах. Для рабочих температур более 800 °С наибольшее распространение нашли сплавы на основе никеля. Окисление никеля наступает только при температурах выше 800 °С, что значительно выше температуры окисления других металлов.

Никелевые сплавы применяются для изготовления тяжелонагруженных деталей газотурбинных двигателей, таких, как турбинные и сопловые лопатки, диски турбин.

Высокие эксплуатационные свойства никелевых сплавов могут быть обеспечены только при определенном соотношении фазового состава, размера зерен и однородности структуры.

*Жаропрочность* называется способность материала сопротивляться деформации и разрушению при высоких температурах. Основными критериями жаропрочности являются *предел ползучести* и *предел длительной прочности*.

*Пределом ползучести* называют напряжение, вызывающее заданную суммарную деформацию за определенное время при заданной температуре. Предел ползучести обозначают:

$$\sigma_{\delta/\tau}^t$$

где  $t$  – температура, °С;

$\delta$  – суммарное удлинение, %;

$\tau$  – время, ч.

Для деталей, длительное время работающих при повышенных температурах, задается обычно скорость ползучести на установившейся стадии процесса, например, 0,1 % за  $10^4$  или за  $10^5$  ч.

*Пределом длительной прочности* называют напряжение, которое приводит к разрушению образца при заданной температуре за определенное время, соответствующее условиям эксплуатации изделий. Предел длительной прочности обозначают:

$$\sigma_t^t$$

#### 2.1. Влияние химического состава на свойства никелевых сплавов

Первый отечественный жаропрочный сплав ЭИ437 в качестве легирующих элементов (ЛЭ) содержал только три элемента, а один из самых жаропрочных среди деформируемых сплавов ЭП741 содержит 12 основных ЛЭ, которые вводятся в сплав в тщательно контролируемых количествах. Такой сложный химический состав этих сплавов необходим для формирования в них определенной структуры и фазового состава, обеспечивающих высокие эксплуатационные свойства.

Рассмотрим влияние ЛЭ на структуру и свойства никелевых сплавов.

*Хром* (Cr) является главным ЛЭ, ответственным за жаростойкость никелевого сплава. Для получения высокой жаростойкости в никелевые сплавы вводят до 20 % Cr. Хром также способствует упрочнению сплава, растворяясь в  $\gamma$ -матрице сплава, а также образуя карбид  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ .

*Алюминий* (Al) и *титан* (Ti) являются одними из основных ЛЭ, определяющих жаропрочность никелевых сплавов. Они формируют упрочняющую  $\gamma'$ -фазу типа  $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ , количество и дисперсность которой оказывают существенное влияние на механические свойства, в первую очередь, на жаропрочность и технологическую пластичность. Максимальное суммарное содержание Al, Ti в современных никелевых сплавах достигает 8–10 %.

*Ниобий* (Nb) ведет себя аналогично Ti. Концентрация Nb в межосных участках никелевых сплавов в 2–3 раза больше, чем в осях дендритов. Ниобий входит и в состав  $\gamma'$ -твердого раствора, упрочняя ее, и в состав  $\gamma$ -фазы, повышая ее стабильность против коагуляции.

*Вольфрам* (W) и *молибден* (Mo) снижают коэффициент самодиффузии и сдвигают температуру рекристаллизации в область более высоких температур, что также способствует росту жаропрочности.

Оптимальное суммарное их содержание для достижения высокой жаропрочности должно быть 6–10 %. При дальнейшем повышении содержания W и Mo (до 15 %) происходит снижение жаропрочности и технологической пластичности.

*Кобальт* (Co) вводится с целью повышения температуры растворения  $\gamma'$ -фазы. Его содержание – от 5 до 30 %.

Добавки *магния* (Mg) в небольших количествах (0,01–0,05 %), не превышающих предел растворимости в никелевом твердом растворе  $\gamma$ -матрицы, способствуют значительному увеличению пластических характеристик и расширению интервала горячей обработки сплавов. Он не содержится в литейных сплавах.

Введение *бора* (B) в высоколегированные жаропрочные сплавы оказывает то же действие, что и Mg. Бор, обладая ничтожно малой растворимостью в матрице, сегрегирует около границ зерен и способствует сфероидизации карбидных частиц, располагающихся преимущественно по границам зерен.

Наличие Cu Nb высоколегированных жаропрочных сплавах играет двойную роль. С одной стороны, данные элементы способствуют расширению областей существования сплавов с  $\gamma$ -структурой. С другой стороны, в сплавах с высоким содержанием Ti и Al эти элементы образуют тугоплавкие нитриды и карбонитридные скопления, которые значительно ухудшают пластичность сплава при горячей обработке.

Редкоземельные элементы *церий* (Ce) и *лантан* (La) модифицируют литую структуру. Они, преимущественно растворяясь в приграничных областях, оказывают рафинирующее действие на границы. Что касается таких элементов, как *иттрий* (Y), *рений* (Re), *гафний* (Hf), *тантал* (Ta), так же положительно влияющих на жаропрочные свойства, то они пока не нашли широкого применения при создании отечественных никелевых сплавов. Рядом исследователей показано положительное влияние редкоземельных металлов при введении их в количестве до 0,2 %. Добавки свыше 0,2 % снижают пластические характеристики за счет загрязнения сплавов скоплениями окислов и нитридов редкоземельных металлов.

## 2.2. Фазовый состав и его влияние на свойства никелевых жаропрочных сплавов

Основные фазы в жаропрочных никелевых сплавах:

1. *Матрица (основа)* сплава. Представляет собой  $\gamma$ -твердый раствор на никелевой основе с ГЦК решеткой. В составе этой фазы обычно присутствуют Co, Cr, Mo, W, V и Fe. Максимальному упрочнению склонны сплавы, матрица которых представляет собой сложное легированный твердый раствор.

2. *Интерметаллидная упрочняющая фаза*  $Ni_3(Al, Ti)$ , обычно называемая  $\gamma'$ -фазой, имеет устойчивую до самых высоких температур ГЦК решетку с периодом всего на 0,1 % большим, чем у  $\gamma$ -фазы. Соединение  $Ni_3(Al, Ti)$  имеет высокую температуру плавления (1350 °C), высокую вязкость и стойкость к окислению, удовлетворительную технологичность и низкую стоимость исходных компонентов. Оно может образоваться в процессе кристаллизации или выделяется в дисперсном виде из пересыщенного твердого раствора матрицы. В зависимости от несоответствия параметров решетки матрицы и выделений  $\gamma'$ -частиц, последние могут иметь различную форму:

- сферическую форму при несоответствии параметров решеток до 0,2 %;
- кубическую – при несоответствии 0,5–1,1 % и
- пластинчатую – при несоответствии более 1,25 %.

Также в никелевых сплавах могут встретиться и другие формы выделений  $\gamma'$ -частиц с различными размерами. На рис. 3.1 приведены наиболее часто встречающиеся типы выделений  $\gamma'$ -частиц в отечественных сплавах на основе никеля.

Кубические частицы  $\gamma'$ -фазы выделяются *когерентно матрице*. Когерентная граница  $\gamma'$ -частиц обуславливает низкую поверхностную энергию на межфазных границах и стабильность размеров. В никелевых сплавах  $\gamma'$ -фаза является основной упрочняющей фазой.

Упрочнение возрастает с увеличением объемной доли частиц, при определенной дисперсности частиц и расстоянием между ними. Экспериментально установлено, что наиболее эффективное упрочнение достигается при выделении в сплавах не менее 30–40 %  $\gamma'$ -фазы, причем, среднее расстояние между частицами должно составлять  $\approx 50$  нм.

Жаропрочные свойства также зависят от несоответствия решеток упрочняющей когерентной  $\gamma'$ -фазы и матрицы. Если несоответствие достаточно велико, то сплавы быстро разупрочняются при высоких температурах благодаря интенсивной коагуляции частиц упрочняющей фазы. Большое несоответствие параметров решетки когерентной  $\gamma'$ -частицы и матрицы обуславливает значительную межфазную энергию, которая является движущей силой в укрупнении частиц.

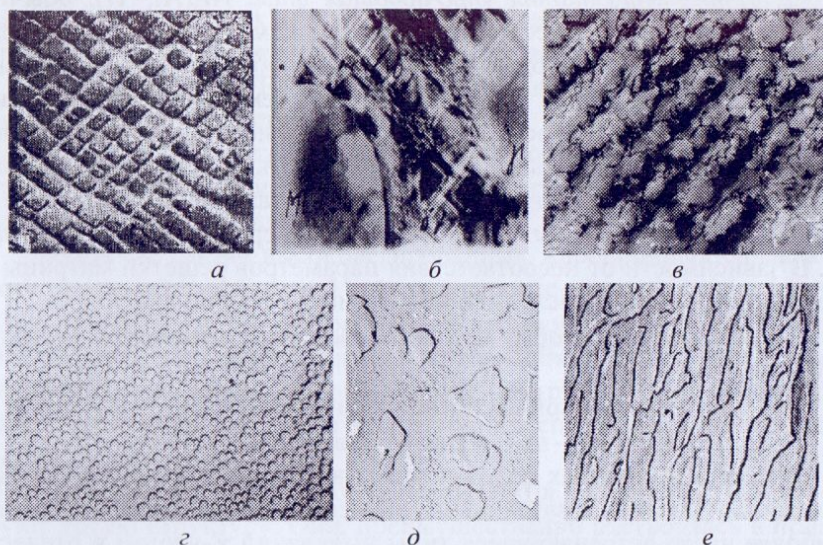


Рис. 3.1. Примеры различной морфологии  $\gamma'$ - частиц в сплавах на никелевой основе:

- a* – кубическая форма  $\gamma'$ -частиц литейного сплава ЖС6У (ПЭМ реплик,  $\times 12000$ );
- б* – то же, ПЭМ тонких фольг,  $\times 16000$ ; *в* –  $\gamma'$ -частицы гранулированного сплава ЖС6У, декорированные дислокациями после нагрева до  $1100\text{ }^\circ\text{C}$  и выдержки 30 мин;
- г* – типичные выделения  $\gamma'$ - фазы со сферической формой частиц после высокотемпературного нагрева и охлаждения (ПЭМ реплик деформированного сплава ЭП741 после нагрева до  $1200\text{ }^\circ\text{C}$ , 4 ч, охлаждение на воздухе,  $\times 8000$ );
- д* – коагулировавшая  $\gamma'$ -частица (ПЭМ реплик деформированного сплава ЭП741 после отжига при  $1100\text{ }^\circ\text{C}$ , 8 ч,  $\times 8000$ ); *е* – вытянутые частицы  $\gamma'$ -фазы в сплаве ЖС6У после испытаний на длительную прочность (ПЭМ реплик,  $\times 12000$ )

В никелевых сплавах с суммарным содержанием Al и Ti более 7% наблюдаются эвтектические выделения ( $\gamma - \gamma'$ ). Такие выделения, наблюдаемые, например, в микроструктуре сплавов ЭП741 и ЖС6У в виде белых крупных частиц, концентрируются по границам кристаллитов или в междендритных областях (рис. 3.2 и 3.3, *a, б*). Эвтектика ( $\gamma - \gamma'$ ), которую часто называют первичной  $\gamma'$ -фазой, снижает пластические свойства сплава, и часто разрушение сплава начинается по границам эвтектики (рис. 3.2, *б*). Эта фаза полностью растворяется при температуре  $1220\text{ }^\circ\text{C}$ .

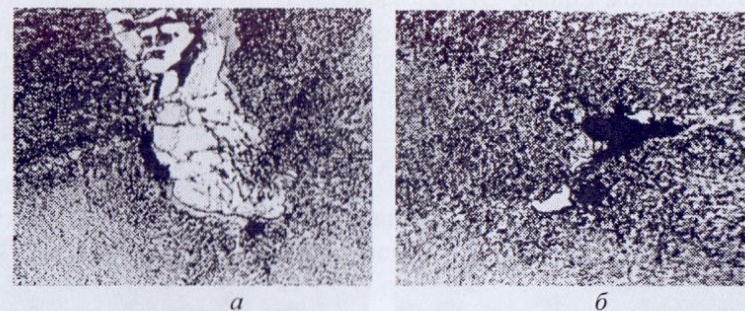


Рис. 3.2. Микроструктура, иллюстрирующая зарождение трещины по границе эвтектики ( $\gamma - \gamma'$ ) при деформации сплава ЭП741 на  $\epsilon = 20\%$  при температуре  $1100\text{ }^\circ\text{C}$ , ( $\times 1000$ )

3. Карбиды принадлежат к числу важнейших структурных составляющих сплавов на основе никеля, обеспечивая регулирование размера зерен и внося свой вклад в упрочнение. В никелевых сплавах встречаются карбидные фазы типа MC,  $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$ . Они образуются химическим взаимодействием углерода, содержащегося в никелевых сплавах в пределах 0,05–0,2% с химически активными и тугоплавкими элементами.

Первичные карбиды типа MC образуются при кристаллизации в виде крупных, произвольно расположенных частиц неправильной формы. Они могут располагаться по границам и внутри зерен, а также в междендритных участках. Карбиды, расположенные по границам зерен (рис. 3.3, *в*) являются причиной возникновения трещин. Они приводят к разрушению при испытаниях на выносливость при комнатной и повышенных температурах, а также к термической усталости. В то же время небольшие глобулярные карбиды MC (рис. 3.1, *б*) оказывают положительное влияние, препятствуя распространению усталостных трещин.

В современных никелевых сплавах при низкотемпературной обработке или во время эксплуатации при температурах 750...950 °С происходит частичное растворение карбидов MC и образование карбидов типа  $M_{23}C_6$ , а карбиды типа  $M_6C$  образуются при температурах выше 1000 °С. Эти карбиды могут располагаться преимущественно по границам зерен в окружении пластичной  $\gamma'$ -фазы, что препятствует охрупчиванию сплавов. Карбиды типа  $M_{23}C_6$  имеет формулу  $Cr_{21}(Mo, W)_2C_6$ , а карбиды типа  $M_6C - (Ni, Co)_2W_4C$ .

В серийном сплаве ЭИ437 карбидная фаза наблюдается в виде грубых выделений по границам зерен. Сплав ЭИ698, отличающийся от сплава ЭИ437 содержанием Nb, имеет более диспергированные карбидные частицы неправильной формы. На нетравленных шлифах они идентифицируются как светло-серые частицы и представляют собой карбид типа  $(Nb, Ti, Cr, Mo)C$ .

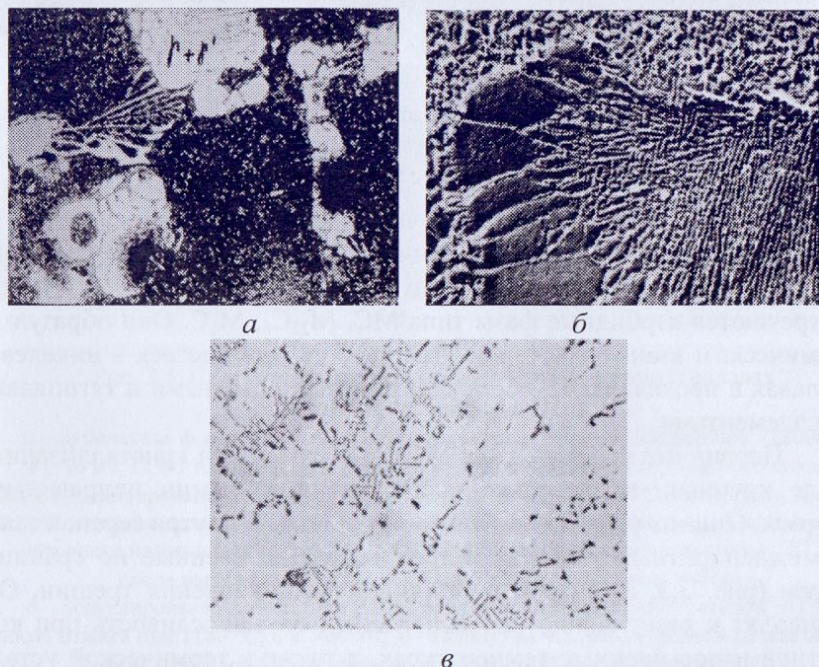


Рис. 3.3. Эвтектика  $\gamma$  и  $\gamma'$  и карбиды в сплаве ЖС6У:  
 а – металлография с травлением,  $\times 400$ ; б – ПЭМ двухступенчатых реплик,  $\times 4000$ ;  
 в – металлография, без травления,  $\times 120$

Таким образом, наличие в этом сплаве Nb и Mo приводит к изменению не только формы карбидов, но и появлению более устойчивого карбида типа MC. Легирование Nb также приводит к снижению разности зернистости сплава ЭИ698. В этом сплаве также встречаются частицы оранжевого цвета, представляющие собой карбонитриды типа  $(Ti, Cr, Nb)CN$ .

Первичные карбиды типа MC в литейном сплаве ЖС6У как упрочняющая фаза в литературе не рассматриваются. В деформируемых никелевых сплавах дискретное выделение карбидов по границам сопровождается образованием пограничных зон, обедненных хромом и  $\gamma'$ -фазой. Такие зоны оказываются менее прочными, но более пластичными по сравнению с остальным объемом зерна. Благодаря этому, напряжения, концентрирующиеся по границам зерен, могут сниматься путем локальной пластической деформации, а не путем растрескивания, что приводит к улучшению длительной прочности и пластичности. Наиболее эффективное упрочняющее действие карбиды оказывают при их высокой дисперсности, равномерного расположения в объеме и на границах, малую склонность к коагуляции и растворению при высоких температурах.

Кроме перечисленных фаз, в никелевых сплавах могут встречаться и другие стабильные фазы. Среди них бориды типа  $M_3B_2$ . Однако, бориды, как самостоятельная фаза, в заметных количествах образуются лишь при концентрациях B больше 0,012 %, что возможно только в специальных случаях легирования бором. Также в структуре никелевых сплавов могут оказаться неметаллические включения в виде окислов типа  $SiO_2$ ,  $TiO_2$ ,  $Al_2O_3$ , а также нитриды и карбонитриды.

### 2.3. Параметры микроструктуры и их влияние на свойства жаропрочных никелевых сплавов

Важными характеристиками микроструктуры являются величина зерна и степень его однородности, которые в значительной степени определяют механические свойства деформируемых никелевых сплавов. Это вызвало необходимость нормирования размера зерен в изделиях. Укрупнение зерна положительно влияет на жаропрочность, но при этом снижаются другие свойства: пластичность, кратковременная прочность и др. Поэтому для достижения высокой жаропрочности при удовлетворительных значениях других характеристик ве-

величина зерна должна соответствовать 1–3 баллу по шкале ГОСТ 5639-82.

Величина зерна в сплавах зависит от температуры, степени деформации, предшествующей термической обработке, и величины исходного зерна. Температурный интервал первичной рекристаллизации зависит от степени деформации: чем она выше, тем ниже температура первичной рекристаллизации и полнее она завершается.

На рост зерна жаропрочных никелевых сплавов влияет также дисперсность карбидов и присутствие в сплаве дисперсных частиц различных окислов, нитридов, вносимых при плавке. Эти частицы, нерастворимые до очень высоких температур, рассматриваются как «барьеры», тормозящие рост зерна.

### 3. Изучаемые сплавы

Для изучения структуры и свойств выбраны наиболее широко используемые для изготовления дисков, лопаток и деталей типа колец авиационных двигателей никелевые сплавы марок ЭИ437, ЭИ698, ЭП742, ЖС6У.

*Сплав ЭИ437 (ХН77ТЮР)* относится к сплавам четверной системы Ni–Cr–Al–Ti. Основной упрочняющей фазой является  $Ni_3(Ti, Al)$ . В структуре сплава также присутствует некоторое количество первичных карбидов, нитридов и карбонитридов титана.

Сплав ЭИ437 отличается хорошей технологической пластичностью. Он успешно деформируется на молотах и прессах в температурном интервале 1000–1150 °С. В этом температурном интервале сплав может подвергаться пластической деформации без разрушения на 50 % на молоте и 70 % на прессе за один ход рабочего инструмента. Сплав склонен к сильному деформационному упрочнению, особенно при температурах ниже 1000 °С.

Сплав широко применяется в авиационном двигателестроении. Из него изготавливают турбинные и компрессорные диски, лопатки компрессора и несущие кольцевые детали, работающие при температурах 550–750 °С.

*Сплав ЭИ698 (ХН73МБТЮ)* относится к системе Ni–Cr–Al–Ti–Mo–Nb. Он является модификацией сплава ЭИ437 и дополнительно легирован Nb и Mo. Эти ЛЭ способствуют повышению жаростойкости сплава.

Микроструктура литого сплава ЭИ698 при комнатной температуре неоднородна: состоит из дендритов твердого раствора переменного состава на основе Ni, основной упрочняющей  $\gamma'$ -фазы типа  $Ni_3(Al, Ti, Nb)$ , выделяющейся при охлаждении слитка. В микроструктуре сплава также присутствуют карбиды типа  $(Nb, Ti, Mo)C$ , нитриды TiN, карбонитриды  $(Nb, Ti, Mo)CN$ .

Сплав имеет удовлетворительную технологическую пластичность. Температурный интервал пластической деформации 1000–1180 °С. Сплав может без разрушения подвергаться пластической деформации на 40 % на молоте и на 50 % на прессе за один ход рабочего инструмента. Сплав склонен к сильному деформационному упрочнению, особенно при температурах ниже 1050 °С. Сплав ЭИ698 в меньшей степени, чем ЭИ437 склонен к образованию грубозернистой и разнотернистой структуры после рекристаллизации.

Сплав ЭИ698 широко применяется в авиационном двигателестроении для изготовления компрессорных и турбинных дисков, лопаток и несущих кольцевых деталей, работающих при температурах 550–750 °С.

*Жаропрочный сплав ЭП742* является модификацией сплава ЭИ698ВД. Более высокая жаропрочность этого сплава по сравнению со сплавом ЭИ698 связана с повышенным содержанием Al, Ti, Mo, Nb, Ce, В, а также введением в сплав Со.

Сплав ЭП742 в деформированном и термообработанном состоянии имеет фазовый состав:  $\gamma$ -твердый раствор переменного состава,  $\gamma'$ -фаза состава  $(Ni, Cr, Co)_3(Ti, Al, Nb)$ , монокарбиды состава  $(Ti, Nb)C$ , нитриды и карбонитриды титана, бориды  $M_3B_2$ . После термообработки содержится до 35–38 % упрочняющей  $\gamma'$ -фазы.

Сплав ЭП742 отличается пониженной технологической пластичностью. Температурный интервал пластической деформации составляет 1120–1030 °С. Он может деформироваться на молотах и прессах, склонен к сильному деформационному упрочнению.

Сплав применяется для авиационных двигателей гражданских и военных самолетов, из него налажено серийное производство штамповок дисков. Внедрение этого сплава позволило создать авиационную турбину с качественно новыми параметрами.

*Жаропрочный сплав ЖС6У* является самым сложнотермостойким серийным сплавом на никелевой основе. В его состав входит 13 легирующих компонентов. В сплаве содержится максимальное

суммарное содержание Al и Ti (до 9 %), что при сильном легировании матрицы обеспечивает выделение 60 % упрочняющей  $\gamma'$ -фазы. Температура полного растворения этой фазы составляет 1230 °С. Температура начала плавления (при нагреве слитка диаметром 160 мм) сплава – 1240–1250 °С. Узкий температурный интервал однофазной области (10–20 °С) и высокое содержание углерода (0,13–0,20 %) перевело сплав ЖС6У в разряд литейных сплавов.

Из сплава ЖС6У методом точного литья по выплавляемым моделям серийно производятся турбинные лопатки авиационного двигателя, работающего при температуре 950–975 °С.

#### 4. Методика проведения работы

Студенты получают:

– альбом с микроструктурой никелевых сплавов после различных видов термической обработки, а также отдельные фотографии с микроструктурой сплавов;

– подготовленную заранее коллекцию микрошлифов литой структуры никелевых сплавов ЭИ437, ЭИ698, ЭП742, ЖС6У;

– микрошлифы сплава ЭИ698 после стандартной термической обработки и закалки с температур 1050 °С и 1200 °С.

При выполнении лабораторной работы необходимо:

– изучить и охарактеризовать микроструктуру сплавов с использованием оптического микроскопа при  $\times 400$ ;

– изучить по альбому тонкое строение жаропрочных никелевых сплавов, выявленное с использованием электронного микроскопа методами тонких фольг и реплик;

– по шлифам сплава ЭИ698 после различных режимов закалки выявить закономерности в изменении интенсивности выделения карбидной фазы.

#### 5. Требования к отчету

Отчет должен содержать:

– тему и цель работы;

– краткий конспект работы с характеристикой основных жаропрочных никелевых сплавов;

– рисунки микроструктуры изучаемых сплавов;

– гистограммы распределения  $\gamma'$ -частиц;

– выводы по работе.

#### Контрольные вопросы

1. Какие фазы встречаются в никелевых сплавах?

2. Какие типы карбидов встречаются в никелевых сплавах, какова их форма, и как они располагаются?

3. Объясните механизм упрочняющего действия  $\gamma'$ -фазы в никелевых сплавах.

4. Объясните роль каждого ЛЭ в формировании микроструктуры никелевых сплавов и их влияние на свойства.

5. Дайте характеристику изучаемых сплавов с точки зрения структуры и свойств.

6. Какие температуры соответствуют началу и концу растворения  $\gamma'$ -фазы в изучаемых сплавах?

7. Объясните вид кривых распределения частиц  $\gamma'$ -фазы по размерам в зависимости от температуры нагрева.



## СТРУКТУРА ЖАРОПРОЧНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

### 1. Цель работы

- определить влияние химического состава на формирование микроструктуры жаропрочных титановых сплавов;
- научиться анализировать микроструктуру и фазовый состав жаропрочных титановых сплавов.

### 2. Теоретическая часть

Для рабочих температур до 650 °С наибольшее распространение нашли сплавы на основе титана.

Титановые сплавы применяются для изготовления деталей в составе компрессора газотурбинных двигателей, таких, как компрессорные лопатки, диски, различные фасонные детали.

#### 2.1. Влияние химического состава на свойства титановых сплавов

Технический титан, содержащий не более 0,05–0,1 % примесей, обладает высокой пластичностью ( $\delta = 50\text{--}60\%$ ,  $\psi = 70\text{--}80\%$ ), но низкой прочностью ( $\sigma_b = 20\text{--}250$  МПа). Путем рационального легирования прочность титана повышают до  $\sigma_b = 1600$  МПа, которая сохраняется почти до 350 °С.

Для получения сплавов титан легируют Al, Mo, V, Mn, Cr, Sn, Fe, Zr, Nb. Эти элементы по-разному влияют на полиморфизм титана:

1.  **$\alpha$ -стабилизаторы** – элементы, повышающие  $T_{\text{ПП}}$  титана. Из металлов к числу  $\alpha$ -стабилизаторов относятся Al, Ga, In, из неметаллов – C, N, O. Перечисленные неметаллы являются вредными примесями, поэтому в качестве легирующих элементов не применяются. Основным  $\alpha$ -стабилизатором практически во всех промышленных титановых сплавах является алюминий, у которого есть ряд преимуществ: он снижает удельный вес сплавов, повышает коррозионную стойкость, удешевляет сплавы.

2.  **$\beta$ -стабилизаторы** – элементы, понижающие  $T_{\text{ПП}}$  титана. Их можно разбить на три подгруппы.

В сплавах титана с элементами **1 подгруппы** при достаточно низкой температуре происходит эвтектоидный распад  $\beta \rightarrow \alpha + \gamma$ ; к их числу относятся Si, Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Cu, *называемые эвтектоидобразующими  $\beta$ -стабилизаторами*.

В сплавах титана с элементами **2 подгруппы**  $\beta$ -раствор сохраняется до комнатной температуры. К числу этих элементов принадлежат V, Mo, Nb, Ta. Поскольку они образуют непрерывные твердые растворы с  $\beta$ -титаном, их назвали *изоморфными  $\beta$ -стабилизаторами*.

В сплавах **3 подгруппы** равновесная  $\beta$ -фаза также стабилизируется при комнатной температуре, но непрерывных твердых  $\beta$ -растворов не образуется. К элементам этой подгруппы относятся Re, Ru, родий Rh, осмий, иридий, которые называют *квазиизоморфными  $\beta$ -стабилизаторами*.

3. Третья группа представлена легирующими элементами, мало влияющими на  $T_{\text{ПП}}$  титана. Это олово, цирконий, германий, гафний и торий, которые называют *нейтральными упрочнителями*.

#### 2.2. Типы структур титановых сплавов и условия их формирования

В зависимости от формы структурных составляющих все наблюдаемые в титановых сплавах разновидности структур относятся к одному из двух типов: к структуре с глобулярной формой частиц  $\alpha$ -фазы и к структуре с пластинчатой  $\alpha$ -фазой. На практике их часто называют равноосной и игольчатой структурами.

Наиболее реальный путь для получения структуры с глобулярной  $\alpha$ -фазой – пластическая деформация при температурах ниже  $T_{\text{ПП}}$  и с достаточно большими обжатиями (более 60–70 %). Действительная форма кристаллов  $\alpha$ -фазы в такой структуре может быть близка к сфероидальной (равноосной), дискообразной, волокнистой, червячнообразной, а их размеры могут изменяться от нескольких микрон до десятков микрон.

Пластинчатая структура в титановых сплавах образуется при полиморфном  $\beta \rightarrow \alpha$  превращении. Она имеет полиэдрическую или эллипсоидальную (после деформации) форму с прослойкой  $\alpha$ -фазы

по границам. Ширина  $\alpha$ -прослойки увеличивается при уменьшении скорости охлаждения. При быстром охлаждении она не наблюдается.

Характерной особенностью структуры пластинчатого типа в титане и его сплавах является в большинстве случаев значительный размер первичных  $\beta$ -зерен, который может достигать нескольких тысяч микрометров. Внутриверное строение пластинчатой структуры характеризуется наличием комплекса фрагментов или колоний, состоящих из чередующихся, параллельных или разориентированных пластин  $\alpha$ -фазы и второй фазы, напоминая по своему внешнему виду структуру пластинчатого перлита в сталях.

Анализ большого количества микроструктур двухфазных титановых сплавов показывает, что после медленного охлаждения в каждом  $\beta$ -зерне может быть довольно ограниченный набор различных ориентировок  $\alpha$ -пластин. При крупных по сравнению с  $\beta$ -зерном  $\alpha$ -колониях в одном зерне редко встречаются колонии одинаковой ориентировки, а при мелких колониях их ориентировка неизбежно повторяется в пределах  $\beta$ -зерна, образуя своеобразный узор из  $\alpha$ -колоний. Подобную структуру называют *структурой корзиночного плетения*. Форма кристаллов  $\alpha$ -фазы в структуре пластинчатого типа и их упорядоченное расположение в пределах бывших  $\beta$ -зерен прежде всего обусловлены наличием размерного и ориентационного соответствий между решетками исходной и образующейся фаз. Для того чтобы подчеркнуть наследственную кристаллографическую общность низкотемпературной  $\alpha$ -фазы и высокотемпературной  $\beta$ -фазы в пластинчатой структуре часто используют еще дополнительный термин « $\beta$ -превращенная структура».

Другим важным условием образования пластинчатой структуры является возникновение при полиморфном превращении вдоль фронта зарождения  $\alpha$ -фазы второй фазы, представляющей собой либо  $\alpha$ -фазу с отличающимся от матрицы составом, либо  $\beta$ -фазу. Наиболее четко пластинчатый характер  $\beta$ -превращенной структуры выражен в ( $\alpha+\beta$ )-титановых сплавах, имеющих повышенное количество второй фазы.

В сплавах с полиэдрической структурой вторая фаза расположена по границам  $\alpha$ -зерен. Ее количество также тем больше, чем выше содержание  $\beta$ -стабилизирующих элементов. Однако в небольших количествах она имеется и в сплавах, которые считаются однофазными.

Таким образом, большинство  $\alpha$ -титановых сплавов на самом деле в отожженном состоянии двухфазны.

Пластинчатая структура титановых сплавов очень устойчива. Известно, что в сталях для измельчения подобной структуры и перевода пластинчатого перлита в глобулярный применяют циклический отжиг при температурах, близких к  $A_{c1}$ , длительный отжиг при температурах несколько ниже  $A_{c1}$  и закалку с температур  $\gamma$ -области с последующим рекристаллизационным отжигом.

В титановых сплавах, в отличие от сталей, методами термической обработки не удается добиться аналогичного исправления пластинчатой структуры. Циклический отжиг сплава при температурах 950–1030 °С ( $T_{\text{пл}}=990\text{--}1000$  °С) вызывает лишь небольшую коагуляцию  $\alpha$ -фазы, не приводя к ее сфероидизации.

Для удобства оценки структуры полуфабрикатов и контроля их качества разработаны различные шкалы макро- и микроструктур, некоторые из которых приведены на рис. 4.2 а, б.

Приведенные шкалы являются обобщением производственного опыта по контролю структуры полуфабрикатов из титановых сплавов. Представленные в них эталонные типы структур отражают многие особенности структуры титановых полуфабрикатов, зависимость от состава сплавов и условий деформирования.

Например, первые два–три типа микроструктур, приведенных в этих шкалах, характеризуют микроструктуру, полученную деформацией при температурах ( $\alpha+\beta$ )-области. Структуры следующих двух–трех типов, которые часто называют структурой «корзиночного плетения», образуются при деформации вблизи температуры полиморфного превращения или в тех случаях, когда деформация начинается при температурах  $\beta$ -области, а заканчивается при температурах ( $\alpha+\beta$ )-области. Остальные структуры соответствуют различным условиям деформации при температурах  $\beta$ -области.

Наряду с деформацией при температурах  $\beta$ -области процесс деформации  $\alpha+\beta$ -титановых сплавов может осуществляться в двухфазной области или начинаться в первой, а заканчиваться во второй.

На рис. 4.1 схематически показаны основные разновидности структур, образующихся из пластинчатой структуры при деформации в  $\alpha+\beta$ -области.

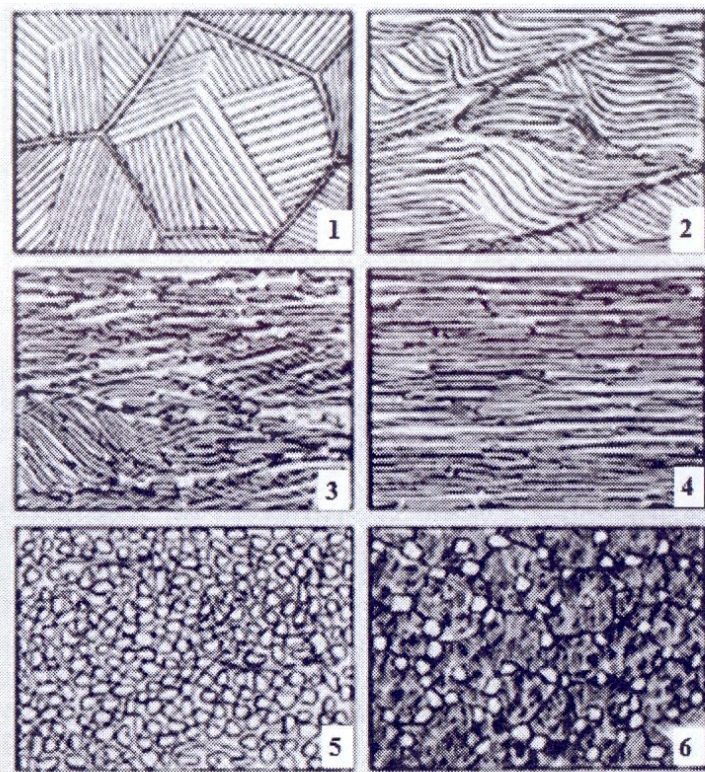


Рис. 4.1. Схема формирования структуры в процессе деформации при температурах  $\alpha+\beta$  области:

1–4 – изменение структуры при увеличении степени деформации,  
5,6 – при повышении температуры деформации

В отличие от деформации при температурах  $\beta$ -области в процессе деформации при температурах  $(\alpha+\beta)$ -области одновременно происходит изменение  $\beta$ -зерен и  $\alpha$ -пластин. Они сплющиваются, вытягиваются вдоль направления течения металла, дробятся. Постепенно исчезает различие между приграничной и внутризеренной  $\alpha$ -фазой. После деформации со степенью, превышающей 60–70 %, уже не остается никаких видимых следов пластинчатой структуры. При определенных температурах и степенях деформации происходит рекристаллизация, причем рекристаллизация в  $\alpha$ -фазе опережает рекристаллизацию в  $\beta$ -фазе. Рекристаллизованные  $\alpha$ -зерна имеют сфероид-

дальнюю форму. В нерекристаллизованном состоянии форма  $\alpha$ -кристаллов может быть дискообразной (чаще всего в поковках и штамповках), волокнистой (в катаных и кованных прутках) и т.д.

По структуре при равновесном охлаждении титановые сплавы делят на пять групп:

1.  *$\alpha$ -сплавы*: структура этих сплавов представлена твердым раствором легирующих элементов в ГП титане с добавкой нейтральных упрочнителей – Sn, Zr. К ним относят сплавы VT5, VT5-1.

2. *Псевдо- $\alpha$ -сплавы*: структура этих сплавов представлена твердым раствором и до 5 %  $\beta$ -фазы. Кроме Al, сплавы содержат до 1% V, до 0,3% Zr. К ним относят сплавы OT4-0, OT4-1, VT4, OT4-2, VT18, VT20.

Сплавы этих двух групп не упрочняются при термической обработке, поэтому их применяют в отожженном состоянии.

3.  *$(\alpha+\beta)$ -сплавы*: VT6, VT3-1, VT8, VT9, VT14, VT16, VT23, VT25, VT33. Это мартенситные сплавы, упрочняющиеся при термической обработке. Сплав VT25 относят к  $(\alpha+\beta)$  сплавам с преобладанием  $\alpha$ -фазы.

4.  *$(\alpha+\beta)$ -сплавы переходного класса*: VT22, VT30. В стабильном состоянии эти сплавы содержат от 25 до 50 %  $\beta$ -фазы, обладают высокой дисперсностью  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз, отличаются максимальным эффектом упрочнения при обработке и высокой прокаливаемостью.

5.  *$\beta$ -сплавы*: VT15, VT32, 4201. Сплавы с  $\beta$ -структурой находят ограниченное применение. Например, сплав VT15 после закалки и старения имеет  $\sigma_b = 1500$  МПа при  $\delta = 6$  %, однако такую высокую прочность не удается реализовать в сварных соединениях из-за неудовлетворительной свариваемости этого сплава.

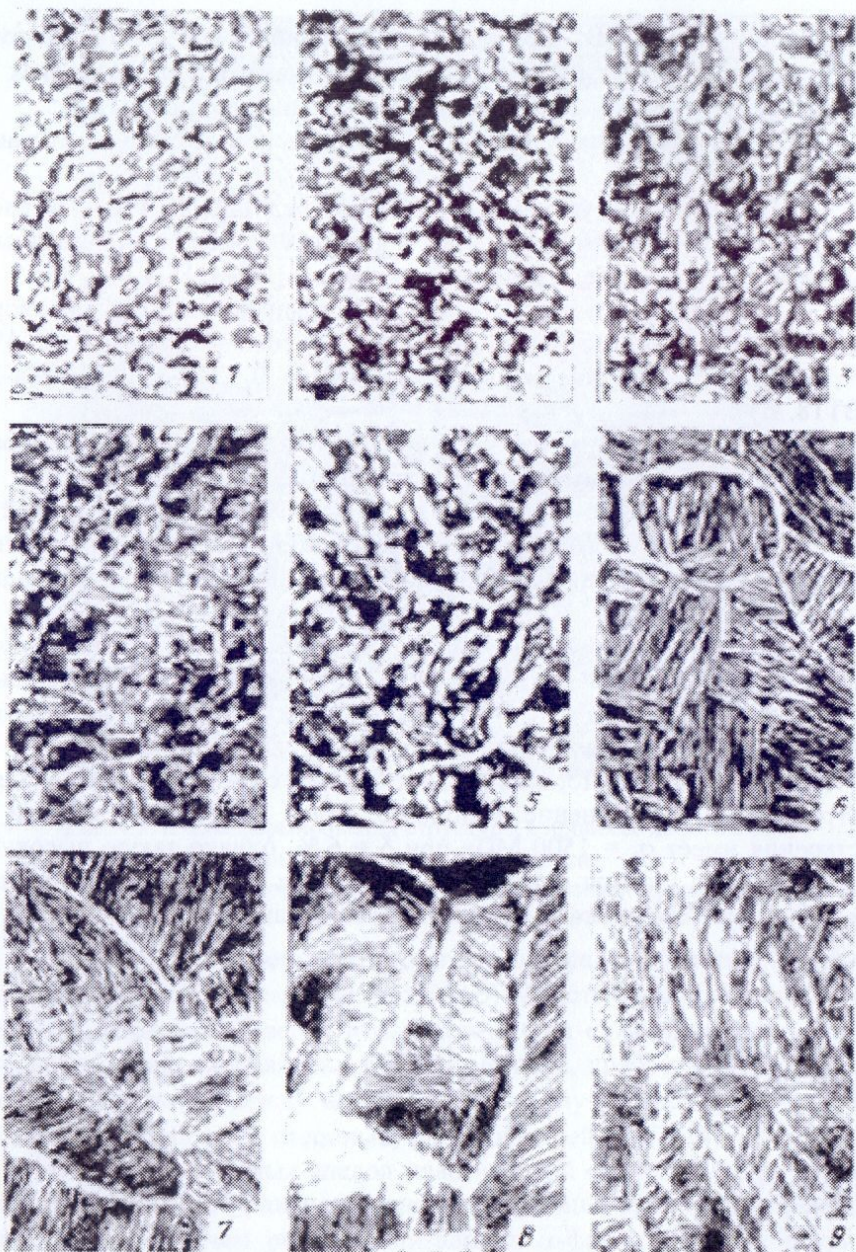


Рис. 4.2, а



б

Рис. 4.2. Шкалы микроструктур полуфабрикатов из титановых сплавов:  
а – катаные прутки; б – штамповки

### 3. Изучаемые сплавы

Для изучения структуры и свойств выбраны наиболее широко используемые для изготовления дисков, лопаток и фасонных деталей авиационных двигателей титановые сплавы марок:

- α-сплав ВТ5 в литом состоянии;
- псевдо α-сплавы ОТ4-1, ВТ20, ВТ18У;
- (α+β)-сплавы ВТ3-1, ВТ9, ВТ6.

### 4. Методика проведения работы

Студенты получают альбом с микроструктурой титановых сплавов с различной структурой и термической обработкой, а также отдельные фотографии с микроструктурой сплавов.

При выполнении лабораторной работы необходимо:

- изучить по альбому и охарактеризовать микроструктуру сплавов с использованием шкалы микроструктур (рис. 4.2);
- изучить тонкое строение сплавов, выявленное с использованием электронного микроскопа методами тонких фольг и охарактеризовать;
- выявить закономерности формирования структуры α- и β-фаз при различных обработках.

### 5. Требования к отчету

Отчет должен содержать:

- тему и цель работы;
- краткий конспект работы с характеристикой основных титановых сплавов;
- рисунки микроструктуры изучаемых сплавов;
- выводы по работе.

### Контрольные вопросы

1. Какие фазы встречаются в титановых сплавах?
2. Какие формы принимают α- и β-фазы при термообработке, деформации, и как они располагаются?
3. Объясните механизм формирования глобулярной структуры в двухфазных никелевых сплавах.
4. Дайте характеристику изучаемых сплавов с точки зрения структуры и свойств.

### Список литературы

1. Колачев Б. А., Елагин В. И., Ливанов В. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: МИСИС, 2005. – 432 с.
2. Зарипов Н. Г., Караваева М. В. Материалы авиационной техники : учебное пособие. – М.: Инновационное машиностроение, 2017. – 207 с.
3. Строение и свойства авиационных материалов: учебник для вузов / Белов А. Ф., Бенедиктов Г. П., Висков А. С. и др. / под ред. Акад. Белова А. Ф. – М.: Metallurgy, 1989. – 368 с.
4. Новые материалы и технологии получения изделий для авиационной техники: учеб. пособие / Центр. ин-т повышения квалификации кадров авиац. пром-ти; под ред. А. Г. Братухина, О. Х. Фаткуллина. – М. : ЦИПКК, 1996. – 168 с.

*Учебное издание*

Составители: ЗАРИПОВ Наиль Гарифьянович  
ЗАРИПОВА Рида Гарифьяновна

## СТРУКТУРА ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

Лабораторный практикум  
по дисциплине «Материалы авиационной техники»

Компьютерная верстка *О. А. Соколова*

Подписано в печать 10.07.2020. Формат 60×84 1/16.  
Бумага офсетная. Печать плоская. Гарнитура Times New Roman.

Усл. печ. л. 1,6. Тираж 50 экз. Заказ № 494.

ФГБОУ ВО «Уфимский государственный авиационный  
технический университет»

Отпечатано с готового оригинал-макета  
в редакционно-издательском комплексе УГАТУ  
450008, г. Уфа, ул. К. Маркса, д. 12.