

# 热处理对 SPF/DB 后钛合金组织及性能的影响

## Influence of Heat Treatment on Microstructure and Properties of Titanium Alloy after SPF/DB

中航工业北京航空制造工程研究所 邓武警 邵杰 曾元松 邓瑛

**[摘要]** 针对 SPF/DB 后 TC4 钛合金进行固溶时效处理,采用金相组织观察和单向力学性能测试方法,研究热处理参数对超塑成形/扩散连接后钛合金显微组织和力学性能的影响。结果表明,TC4 钛合金热处理后可以获得初生  $\alpha$  相和细针状  $\alpha+\beta$  的混合组织。随着固溶温度的提高,初生  $\alpha$  相含量较少,屈服强度和抗拉强度先减小后增大;随着时效温度的提高,针状  $\alpha+\beta$  晶粒尺寸逐渐增大,抗拉强度逐渐减小,塑性逐渐提高。

**关键词:** 超塑成形 / 扩散连接 钛合金 热处理 显微组织 力学性能

**[ABSTRACT]** Influence of solution and aging treatment parameters on microstructure and mechanical properties of TC4 titanium alloy after SPF/DB is investigated through microstructure observation and mechanical properties test. The results show that microstructure of TC4 titanium alloy after heat treatment consists of primary  $\alpha$  phase and fine acicular  $\alpha+\beta$  phase. With increasing solution temperature, primary  $\alpha$  phase content decreases, while yield strength and tensile strength decreases then increases. With increasing aging temperature, grain size of acicular  $\alpha+\beta$  phase gradually increases, while tensile strength decreases and plasticity increases.

**Keywords:** SPF/DB Titanium alloy Heat treatment Microstructure Mechanical property

钛合金超塑成形(Superplastic Forming SPF)及超塑成形/扩散连接(Superplastic Forming/Diffusion Bonding, SPF/DB)整体结构具有成形性好、设计自由度大、成形精确、没有回弹、无残余应力等优点,该技术的出现有效改善了钛合金难成形的状况,同时还可以制造复杂外形曲面、内筋加强的多层空心结构,在降低结构重量和生产成本、提高结构完整性方面具有独特的优势,在航空航天领域得到了广泛应用<sup>[1-4]</sup>。

尽管钛合金采用超塑成形/扩散连接技术具有优异的成形性,但零件成形温度较高,在高温区停留时间较长引起材料显微组织粗大及力学性能下降等问题同样不容忽视。作为一种热加工工艺,钛合金 SPF/DB 工艺后材料显微组织类型改变及晶粒尺寸增大导致室温

力学性能有较大幅度下降。为最大限度提高材料力学性能及构件使用性能<sup>[5-6]</sup>,确保超塑成形/扩散连接构件的安全性,对 SPF/DB 后钛合金进行两相区热处理强化是一种有效的途径,而通过热处理对改善 SPF/DB 后钛合金组织及力学性能研究较少。本试验通过对 SPF/DB 后钛合金进行固溶时效处理,探索不同热处理工艺对组织性能的影响。

## 1 试验材料及方法

试验所用材料为 SPF/DB 后的 TC4 钛合金,即在  $\alpha+\beta$  两相区两次热循环保温后随炉冷却。SPF/DB 后钛合金显微组织如图 1 所示,其组织由等轴  $\alpha$  相和晶间  $\beta$  相组成,等轴  $\alpha$  相含量达到 95%。

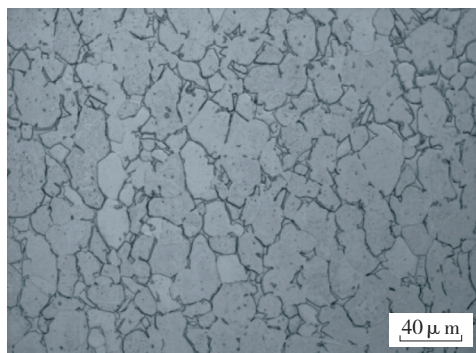


图1 TC4钛合金SPF/DB后组织  
Fig.1 Microstructure of TC4 titanium alloy after SPF/DB

采用差热分析法测定 SPF/DB 后 TC4 钛合金的  $\beta$  相转变温度为 1040℃。参照国军标《钛及钛合金热处理》(GJB 3763A—2004),本试验固溶温度选择在  $\alpha+\beta$  两相区,固溶时间为 45min;时效处理温度选择在 600~700℃温度区间内,保温 4h。具体制定的 7 种不同热处理工艺如表 1 所示。

将热处理后试样按照 GB/T 228.1—2010 标准加工成拉伸试样,在力学拉伸试验机上测试,采用 HF+HNO<sub>3</sub>+H<sub>2</sub>O (1:3:5) 腐蚀液浸蚀试样,在 OLYMPUS 金相显微镜观察热处理后试样的显微组织。

## 2 结果分析

### 2.1 固溶温度对合金组织的影响

经不同固溶温度(淬火)910℃、940℃、970℃,在

表1 TC4钛合金不同热处理工艺

序号	固溶温度 /℃	保温时间 /min	冷却方式	时效温度 /℃	保温时间 /h	冷却方式
1	910°	45	淬火	700	4	空冷
2	910°	45	空冷	700	4	空冷
3	910	45	淬火	700	4	空冷
4	940	45	淬火	700	4	空冷
5	970	45	淬火	700	4	空冷
6	940	45	淬火	600	4	空冷
7	940	45	淬火	650	4	空冷

注:910°表示该处温度经过940℃保温45min后在910℃温度条件下出炉。

700℃温度条件下时效后金相显微组织如图2所示。根据金相显微观察,SPF/DB后钛合金经过固溶时效热处理后均可以得到初生 $\alpha$ 相和针状 $\alpha+\beta$ 相的混合组织,但不同固溶温度条件下初生 $\alpha$ 相及马氏体转变组织含量及形貌有明显区别。如图2(a)所示,在910℃固溶后时效初生 $\alpha$ 相含量由SPF/DB后原始组织的95%下降到50%;如图2(b)所示,在940℃固溶后时效初生 $\alpha$ 相含量达到40%;如图2(c)所示,在970℃固溶后时效初生 $\alpha$ 相含量达到20%。可以得出,在随着固溶温度的升高,初生 $\alpha$ 相转变 $\beta$ 相越多,固溶时效后初

生 $\alpha$ 相含量越少。同时随固溶温度提高,初生 $\alpha$ 相的形貌也存在差异,等轴化程度逐渐减弱,初生 $\alpha$ 相逐渐不连续。

随固溶温度的升高,固溶时效后针状马氏体转变组织 $\alpha+\beta$ 相体积分数和尺寸大小均增大。钛合金固溶后过饱和马氏体在热力学上属于亚稳定相,时效过程中会发生分解。从图2可以看出,在700℃时效温度下马氏体完全分解,形成细针状 $\alpha+\beta$ 马氏体转变组织。随着固溶温度的提高,时效后针状组织逐渐粗大,其中在910℃温度条件下马氏体转变组织非常细小,长宽比较大,而970℃下时效后针状组织较粗大扁平,长宽比降低。

图3表示经过910℃淬火或空冷后在700℃温度条件下时效的显微组织。如图3(a)所示,经过940℃温度保温在910℃淬火时效后显微组织由40%~50%初生 $\alpha$ 相和针状 $\alpha+\beta$ 马氏体转变组织组成;如图3(b)所示,在910℃淬火时效后显微组织是50%初生 $\alpha$ 相和针状 $\alpha+\beta$ 混合组织;如图3(c)所示,经过940℃温度保温在910℃空冷时效后显微组织是80%~85%初生 $\alpha$ 相的双态组织,其中 $\beta$ 基体析出的次生 $\alpha$ 相呈针状。结果表明,在910℃保温淬火时效后初生 $\alpha$ 相含量比在940℃保温后降温至910℃含量少,时效后转

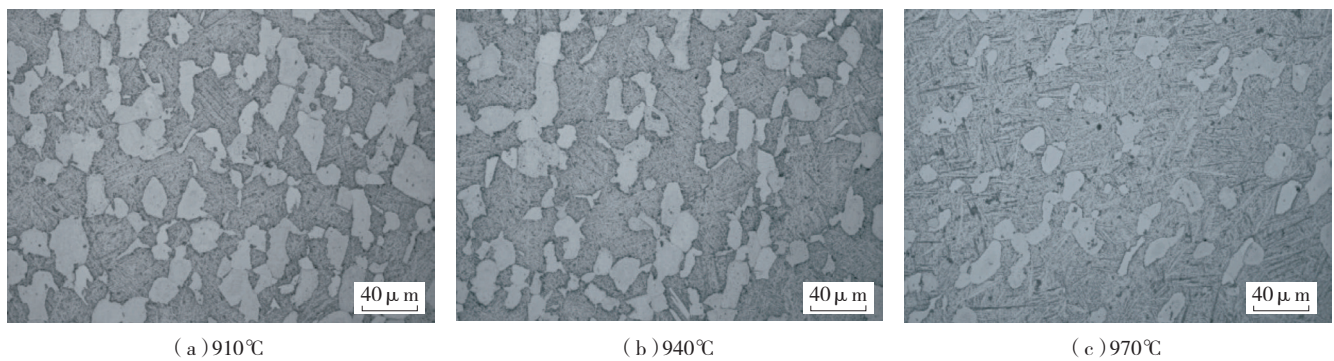


图2 不同淬火温度在700℃时效后显微组织

Fig.2 Microstructures quenched at different temperatures and aged at 700℃

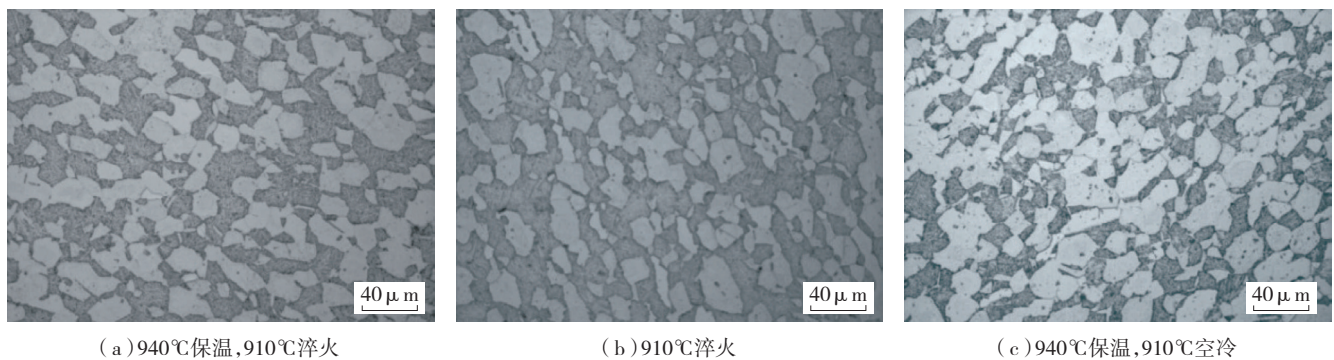


图3 910℃固溶后时效显微组织

Fig.3 Microstructures quenched at 910℃ and aged at 700℃

变组织的晶粒尺寸和形态却不明显;相比于采用淬火的冷却方式,空冷(图3(c))后时效保留的初生 $\alpha$ 相体积分数较大,另外空冷时效过程中 $\beta$ 相基体析出的针状次生 $\alpha$ 相比淬火时效马氏体组织分解的针状 $\alpha$ 相的长宽比小。

## 2.2 时效温度对合金组织的影响

经过940℃淬火,时效温度分别选取600℃、650℃、700℃3个热处理参数,试样的金相显微组织如图4所示。因为固溶温度和时间相同,3种热处理后组织中的初生 $\alpha$ 相含量和形态基本相同,但时效过程中马氏体 $\alpha'$ 转变组织随时效温度变化存在较大差异。在600℃温度下时效马氏体 $\alpha'$ 分解产物成弥散化细小针状,其中可以观察到 $\alpha$ 束沿原始 $\beta$ 晶界向晶体内分布。而在650℃条件下针状 $\alpha+\beta$ 晶粒尺寸相比于600℃时效后产物大,但增大幅度不明显且针状 $\alpha+\beta$ 束未明显出现交叉。在700℃温度下时效分解产物针状 $\alpha+\beta$ 晶粒尺寸长大明显,且各相邻集束相互交叉。

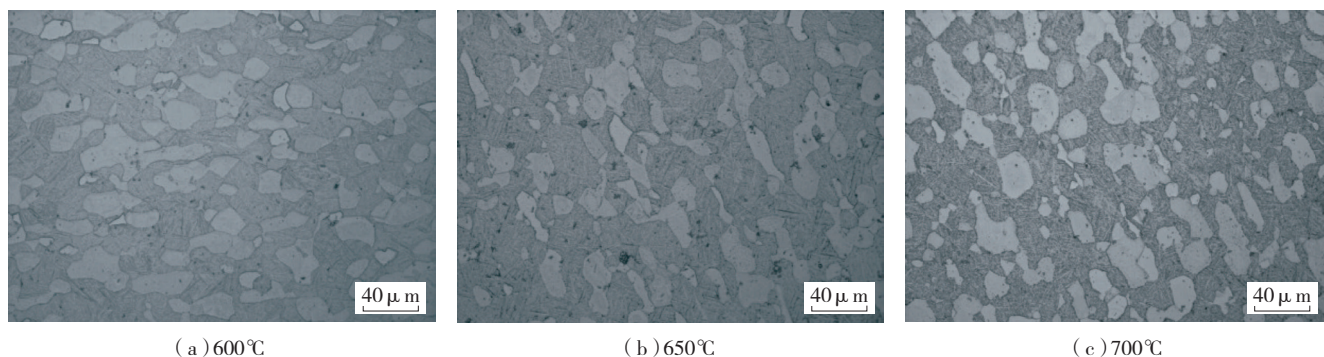


图4 940℃淬火不同温度时效后显微组织

Fig.4 Microstructures quenched at 940℃ and aged at different temperatures

表2 TC4钛合金热处理后力学性能

试样编号	热处理制度	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\sigma_f/\text{MPa}$	$\delta/\%$
1	原始材料	870	940	13.90
2	910℃/45min WQ+700℃/4h AC*	956	1013	12.08
3	910℃/45min AC+700℃/4h AC*	929	996	12.93
4	910℃/45min WQ+700℃/4h AC	1003	1062	12.13
5	940℃/45min WQ+700℃/4h AC	977	1034	13.60
6	970℃/45min WQ+700℃/4h AC	1021	1080	11.11
7	940℃/45min WQ+600℃/4h AC	1089	1147	9.86
8	940℃/45min WQ+650℃/4h AC	1041	1096	10.26

注:WQ(Water Quench)表示淬火;AC(Air Cooling)表示空冷;“\*”对应表1中901°。

## 2.3 热处理对合金的力学性能影响

通过不同热处理后钛合金试样的室温拉伸性能如表2所示。其中超塑成形/扩散连接后钛合金室温抗拉强度为940MPa,延伸率为13.9%。

结果表明,相对于超塑成形/扩散连接后材料室温力学性能,在两相区固溶+时效热处理后材料的抗拉强度均有不同程度的提高,但延伸率出现不同程度的下降,其中钛合金940℃温度淬火在600℃温度下时效4h后材料的抗拉强度最高,达1147MPa,提高幅度达22%,同时该状态下材料的塑性最差,仅达到9.86%,而采用空冷后时效材料的抗拉强度变化较小,但塑性较好。

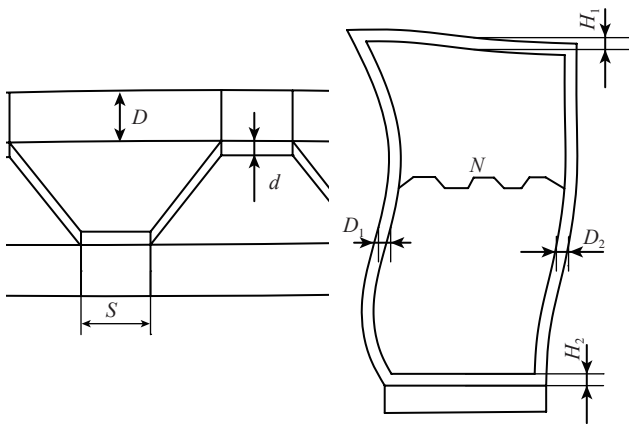
在700℃时效温度条件下,随着固溶温度的升高,材料的屈服强度和抗拉强度先减小后增大,其中抗拉强度的变化幅值并不大,其主要原因是保留的 $\alpha$ 相含量和晶粒大小及形貌的区别。在940℃固溶温度条件下,随着时效温度从600℃提高到700℃,热处理后材料的屈服强度和抗拉强度逐渐减小,塑性逐渐提高。另外时

效温度的选择对热处理后钛合金抗拉强度和延伸率的影响非常明显。

## 3 讨论

钛合金固溶时效后材料的强度提高而塑性下降,其主要原因是热处理后材料的显微组织类型发生变化。SPF/DB后钛合金是初生 $\alpha$ 相含量达95%的等轴组织,而固溶时效后得到初生 $\alpha$ 相及细小弥散针状 $\alpha+\beta$ 相的混合组织。初生 $\alpha$ 相含量减少,针状细小的马氏体转变组织导致晶界增多,同时析出的细小弥散 $\alpha+\beta$ 相可以看做第二相质点,塑性变形时位错滑移的阻碍作用增大,材料对均匀塑性变形抗力增大,材料的强度相应提高。而固溶时效后组织塑性变形时针状组织与等轴 $\alpha$ 相之间相界面应变度较大,变形不均匀,容易引起应力集中;而SPF/DB后等轴组织发生塑性变形时变形协

(下转第64页)



(a) 空心风扇叶片截面局部示意图 (b) 空腔位置面示意图

图18 空心风扇叶片结构参数示意图  
Fig.18 Structure parameter of hollow fan blade

表5 各参数对应的字母编号

D											H <sub>1</sub>	H <sub>2</sub>	D <sub>1</sub>	D <sub>2</sub>	d
A	B	C	D	E	F	G	H	J	K	L	M	N	O	P	

表6 各参数对振动频率的影响

编号	振动频率影响因子						
	1st	2nd	3rd	4th	5th	6th	7th
A	-2.13	-0.94	-5.53	1.61	5.04	2.76	0.38
B	-0.94	0.61	-3.75	-1.09	-0.17	-0.34	-6.10
C	-0.08	1.51	-1.29	-2.21	-2.75	1.20	-10.58
D	-0.23	-0.27	0.15	0.15	0.13	1.36	-6.07
E	-0.04	-0.29	0.77	0.72	0.86	1.29	-2.31
F	0.05	0.08	0.90	1.61	0.79	1.03	0.57
G	0.28	-0.14	2.49	2.76	4.47	1.35	4.56
H	0.07	-0.20	0.94	0.43	1.37	-1.15	1.05
J	-0.01	-0.18	1.46	1.30	2.14	1.46	3.61
K	0.08	0.41	1.22	1.13	1.53	3.88	2.93
L	-24.80	-38.77	-80.42	-66.87	-74.66	-85.42	-119.28
M	5.28	9.16	-0.99	-18.01	-38.81	-15.14	-24.36
N	-1.19	4.49	-8.83	-15.48	-28.49	4.71	-18.53
O	-5.55	-5.57	-21.68	-49.77	-81.58	-33.47	-48.39
P	-1.47	-2.72	3.84	7.85	25.24	2.44	8.60

注：负数表示频率下降；正数表示频率上升。

加工的叶片误差对性能的影响的认识,从仿真角度进行了分析,为空心风扇叶片的研制提供参考。

### 参考文献

[1] 侯冠群. 宽弦空心风扇叶片制造工艺的发展. 航空工程与维修, 1994(5):6-8.  
 [2] 梁春华, 杨锐. 航空发动机宽弦空心风扇叶片的发展及应用. 航空发动机, 1999(2):54-58.  
 [3] Audic S, Berthillier M, Bonini J, et al. Prediction of bird impact

in hollow fan blades // 36th AIAA/ASME/SAE/ASEE Joint Propulsion Conference and Exhibit, Huntsville, Alabama, 2000.

[4] 刚铁. 宽弦空心风扇叶片结构设计及强度分析研究 [D]. 南京: 南京航空航天大学, 2005.  
 [5] 刘家富. 涡扇发动机风扇叶片及其成型工艺. 航空工艺技术, 1999(2):21-32.  
 [6] 郝勇, 李志强. 大涵道比涡扇发动机的宽弦空心风扇叶片技术研究 // 中国航空学会 2007 年学术年会论文集, 2007.  
 [7] 关玉璞, 陈伟, 高德平. 航空发动机叶片外物损伤研究现状. 航空学报, 2007, 28(4):851-857.  
 [8] 杨剑秋, 王延荣. 基于正交试验设计的空心风扇叶片结构优化设计. 航空动力学报, 2011, 26(2):376-384. (责编 良辰)

(上接第 57 页)

调性和均匀性较好, 淬火时效后材料的塑性出现下降。

另外在 940℃ 固溶温度条件下随着时效温度升高材料屈服强度及抗拉强度出现下降而延伸率逐渐提高, 其主要原因是马氏体 α' 时效分解形成细针状 α + β 混合物时随时效温度提高, 晶粒尺寸逐渐增大, 长宽比减小, 晶界减少, 对位错运动时阻碍作用减小, 抗拉强度下降; 同时塑性变形时针状组织晶粒与晶粒间及晶内与晶界位向差较小, 变形协调性均与性较好, 材料的延伸率提高。

### 4 结论

- (1) SPF/DB 后 TC4 钛合金通过固溶时效热处理后可以得到初生 α 相和针状 α + β 的混合组织。
- (2) SPF/DB 后钛合金热处理后材料的拉伸强度均有所提高, 但塑性下降。
- (3) 随着固溶温度的升高, 初生 α 相含量减低, 材料的屈服强度和抗拉强度先减小后增大; 随着时效温度从 600℃ 提高到 700℃, 针状 α + β 晶粒尺寸逐渐增大, 长宽比降低, 屈服强度和抗拉强度逐渐减小, 塑性逐渐提高。

### 参考文献

[1] 李志强, 郭和平. 超塑成形 / 扩散连接技术的应用进展和发展趋势. 航空制造技术, 2010(8):32-35.  
 [2] 曾元松. 先进航空板材成形技术应用现状与发展趋势. 航空科学技术, 2012, 1:1-4.  
 [3] 韩秀全. 钛合金两层大型构件 SPF/DB 关键技术问题及质量控制. 塑性工程学报, 2012, 19(4):11-15.  
 [4] 郭和平, 曾元松, 韩秀全, 等. 飞机钛合金整体结构的超塑成形 / 焊接组合工艺技术. 焊接, 2008, 11:41-45.  
 [5] Semiatin S L, Knisley S L. Microstructure evolution during alpha-beta heat treatment of Ti-6Al-4V. Metallurgical and Materials Transactions A, 2003, 34:2377-2386.  
 [6] C. 莱茵斯, M. 皮特尔斯. 钛与钛合金. 北京: 化学工业出版社, 2005. (责编 良辰)