

TC6 合金低压 1~4 级工作叶片等温成形工艺研究

Isothermal Forming Process of TC6 Alloy in Low Pressure 1-4 Grade Blade

沈阳黎明航空发动机(集团)有限责任公司精密锻造厂 陈晓峰 刘君
沈阳黎明航空发动机(集团)有限责任公司技术中心 汪大成



陈晓峰

高级工程师,主要从事于航空发动机零部件锻造成形工艺研究,现任精密锻造厂总工程师。

TC6 合金是一种综合性能良好的马氏体型 Ti-Al-Mo-Cr-Fe-Si 系的 $\alpha + \beta$ 两相变形热强钛合金,主要用于制造航空发动机的压气机盘和叶片等零件,能在 400℃ 以下长期工作 6000h 以上和在 450℃ 工作 2000h 以上。

某航空发动机低压 1~4 级工

经过锻造成形工艺摸索,已成功试制出 TC6 合金低压 1~4 级工作叶片锻件,并确定出叶片的基本锻造成形工艺过程,即“卧锻机上顶锻制坯→压力机上常规预锻→液压机上等温成形→液压机上等温校形→最终热处理”,最终试制出的叶片锻件叶身型面单面余量达到 0.4~0.8mm,也获得了比较理想的低倍流线分布,但仍需要对锻件的成形条件、材料的原始组织以及不同的热处理状态等工艺过程的相关参数对合金最终组织性能的影响规律作出进一步的试验研究,以便选择合适的工艺参数,掌握控制叶片最终组织性能的方法。

作叶片采用 TC6 合金,而对于公司来说,TC6 合金用于叶片制造属于首次,国内相关报道极少,为此需要对 TC6 合金锻造成形工艺进行摸索。经过锻造成形工艺摸索,已成功试制出 TC6 合金低压 1~4 级工作叶片锻件,并确定出叶片的基本锻造成形工艺过程(如图 1 所示),即“卧锻机上顶锻制坯→压力机上常规预锻→液压机上等温成形→液压机上等温校形→最终热处理”,最终试制出的叶片锻件叶身型面单面余量达到 0.4

~0.8mm,也获得了比较理想的低倍流线分布,但仍需要对锻件的成形条件、材料的原始组织以及不同的热处理状态等工艺过程的相关参数对合金最终组织性能的影响规律作出进一步的试验研究,以便选择合适的工艺参数,掌握控制叶片最终组织性能的方法。

试验材料和方法

1 试验材料

所用 TC6 合金分别选上钢五厂

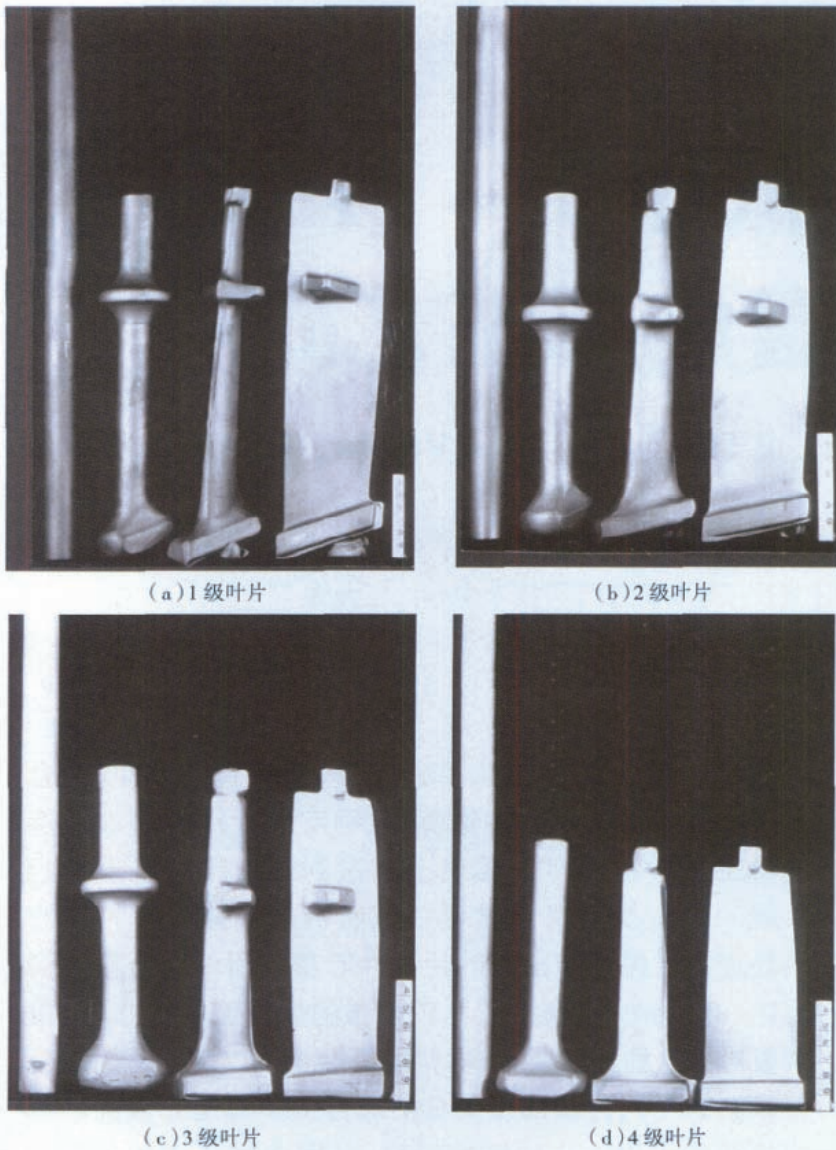


图1 叶片主要成形工序状态

表1 原材料化学成分

炉批	部位	主要化学成分					杂质含量					
		Ti	Zr	Al	Mo	Cr	Fe	Si	C	N	H	O
A1	上	余	<0.5	6.36	2.72	1.93	0.40	0.21	0.015	0.01	0.002	0.14
	中	余		6.50	2.82	1.94	0.39	0.22	0.015			0.13
	下	余		6.15	2.70	1.91	0.39	0.21	0.018			0.10
A2	上	余	<0.01	7.0	2.6	1.5	0.45	0.27	0.01	0.01	0.004	0.15
	中	余		7.0	2.6	1.5	0.40	0.27	0.01			0.13
	下	余		7.0	2.6	1.5	0.45	0.27	0.01			0.14
Q/3B259	余	≤ 0.5	5.5 ~ 7.0	2.0 ~ 3.0	0.80 ~ 2.30	0.20 ~ 0.70	0.15 ~ 0.40	≤ 0.10	≤ 0.05	≤ 0.015	≤ 0.18	

产 022-386 炉批(代号 A1) 和宝鸡 φ28 棒料。原材料经 870℃ × 1.5h 902 厂产 536-9802080 (代号 A2) 的 炉冷 +650℃ × 2h 空冷热处理后的

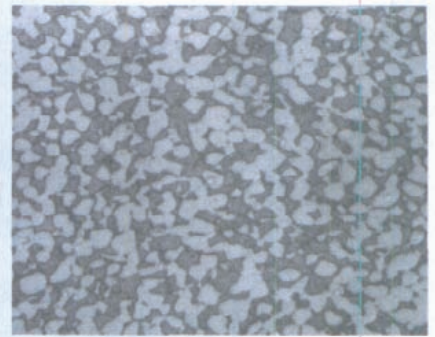


图2 试验用A2炉批TC6合金棒材原始组织 (500×)

高倍组织状态见表 1 及图 2。

2 试验方法

试验设备:5000kN 卧锻机、20000kN 压力机、6300kN 液压机、45 ~ 75kW 电炉等。

试样制备:取 φ25 × 65 坯料,利用某工作叶片预锻模于压力机上 930℃ 预锻厚 20mm 再等温压扁至 6 ~ 7mm。坯料形变前全部加热过程均涂玻璃剂防护。试样制备结合一定的冷却条件并热处理状态进行。

叶片成形:卧锻机上 930℃ 顶锻制坯→压力机上 920℃ 常规预锻→液压机上等温成形并等温校形→热处理。坯料形变前除顶锻之外的全部加热过程均涂玻璃防护剂。

(1) 依上述试样制备过程,取 A1 炉批分别在 960℃、940℃、920℃、900℃、880℃、860℃ 温度下,以 0.1mm/s 下压速度按“等温压扁后空冷 +850℃ × 1h 等温校形水冷 +620℃ × 5h 空冷”(J 状态)制取试样。

(2) 依上述试样制备过程,取 A1 炉批分别在 960℃、940℃、920℃、900℃、880℃、860℃ 温度下,以 0.1mm/s 下压速度按“等温压扁后水冷 +850℃ × 1h 等温校形水冷 +620℃ × 5h 空冷”(G 状态)制取试样。

(3) 依上述试样制备过程,取 A1 炉批分别在 960℃、940℃、920℃ 温度下,以 0.1mm/s 下压速度按“等

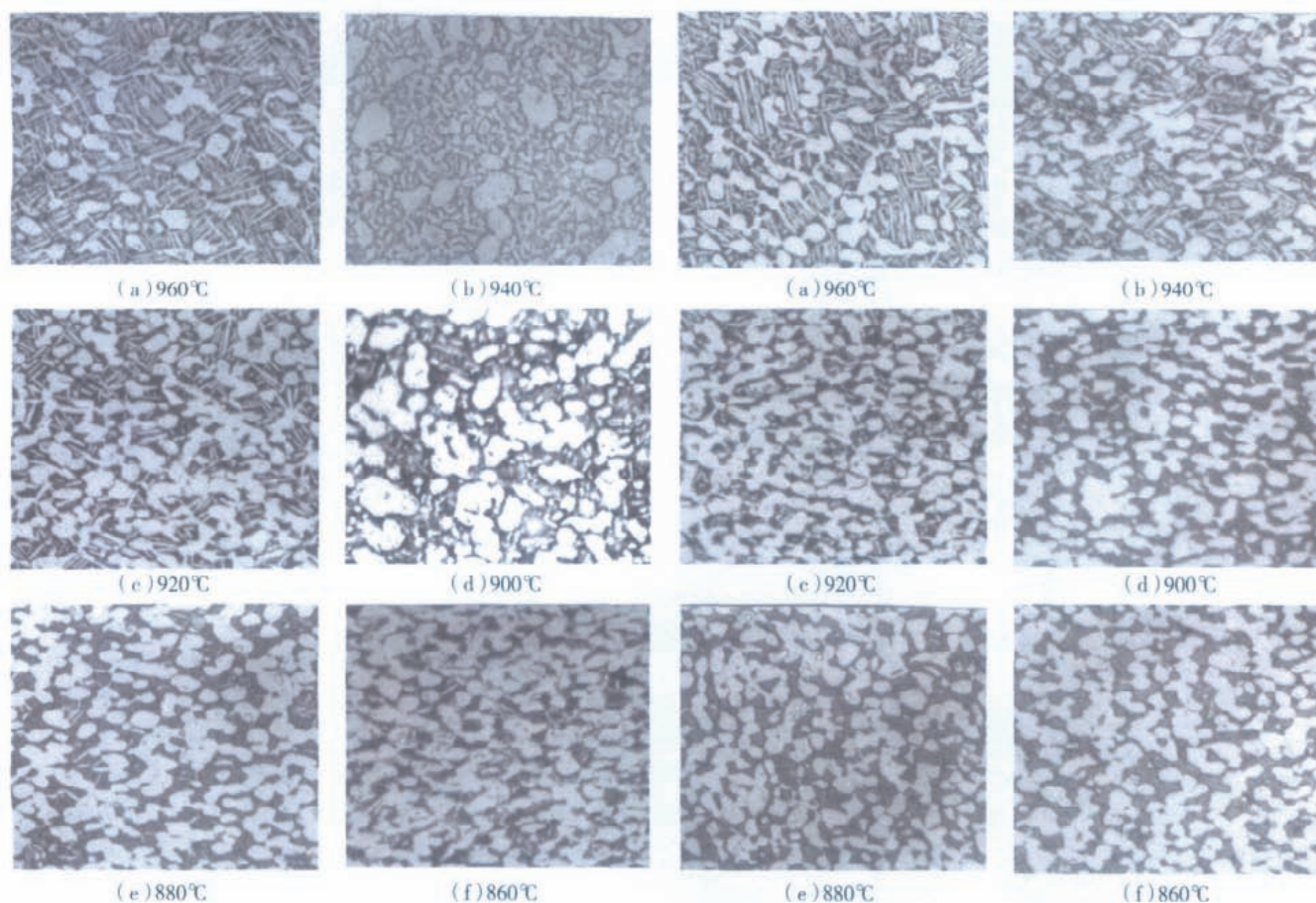


图3 J状态试样金相组织 (500x)

图4 G状态试样金相组织 (500x)

温压扁后空冷+880℃×1h等温校形后转炉620℃×2h空冷”(K状态)制取试样。

(4) 依上述试样制备过程,取A1、A2炉批分别在960℃(950℃)、940℃(930℃)、900℃、880℃、860℃温度下,以0.1mm/s下压速度分别按上述1.2.2所列G试验状态制取试样。

试验结果和讨论

1 强化热处理过程中空冷条件下等温成形温度对合金组织的影响

取A1炉批分别在960℃、940℃、920℃、900℃、880℃、860℃温度下,以0.1mm/s下压速度按“等温压扁后空冷+850℃×1h等温校形水冷+620℃×5h空冷”制取试样(J状态)的组织状态见图3。

由图3可见,其组织特征为等

轴的初生 α +转变了的 α + β 混合组织。比较不同温度等温成形条件下的组织状态又有较大区别:960℃的 α + β 混合组织为网兰状,基体组织内有少量的初生 α 相分布;940℃为较多的初生 α 相与一定比例的 α + β 混合组织的组合,此时的二次 α 相的析出呈条状,就 β 转变组织的网兰状特征已基本消失;920℃为居多的 α 相与较少比例的 α + β 混合组织,此时 α + β 混合组织中的二次 α 呈细条或点状分布,且数量较少;900℃组织特征与920℃时相近,只是900℃时二次 α 相的析出较920℃时偏少;880℃、860℃仍为居多的 α 相与占少比例的 β 组织,此时的 β 转变组织中的二次 α 相的析出呈点状,这种点状的二次 α 相860℃较880℃为更少。

2 强化热处理过程水冷条件下等温成形温度对合金组织的影响

取A1炉批分别在960℃、940℃、920℃、900℃、880℃、860℃温度下,以0.1mm/s下压速度按“等温压扁后水冷+850℃×1h等温校形水冷+620℃×5h空冷”制取试样(G状态)的组织状态见图4。

可见,在960℃、940℃、920℃、900℃、880℃、860℃各温度条件下的组织特征与图3相应温度下的组织特征相一致。对比试验过程,唯一不同点在于等温成形后的J状态试样为空冷,G状态试样为水冷。

3 等温校形后连续时效过程对合金组织的影响

取A1炉批分别在960℃、940℃、920℃温度下,以0.1mm/s下压速度按“等温压扁后空冷+880℃×1h等温校形后转炉620℃×2h空冷”制

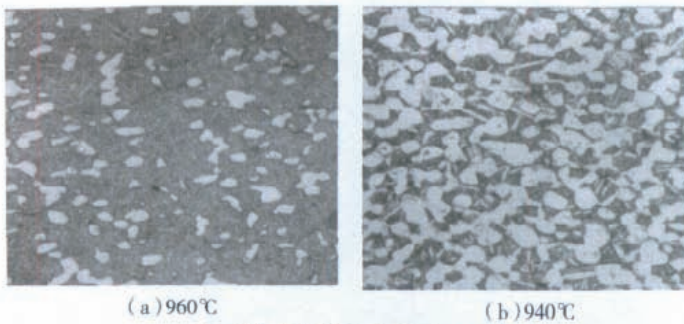


图5 K状态试样金相组织 (500x)

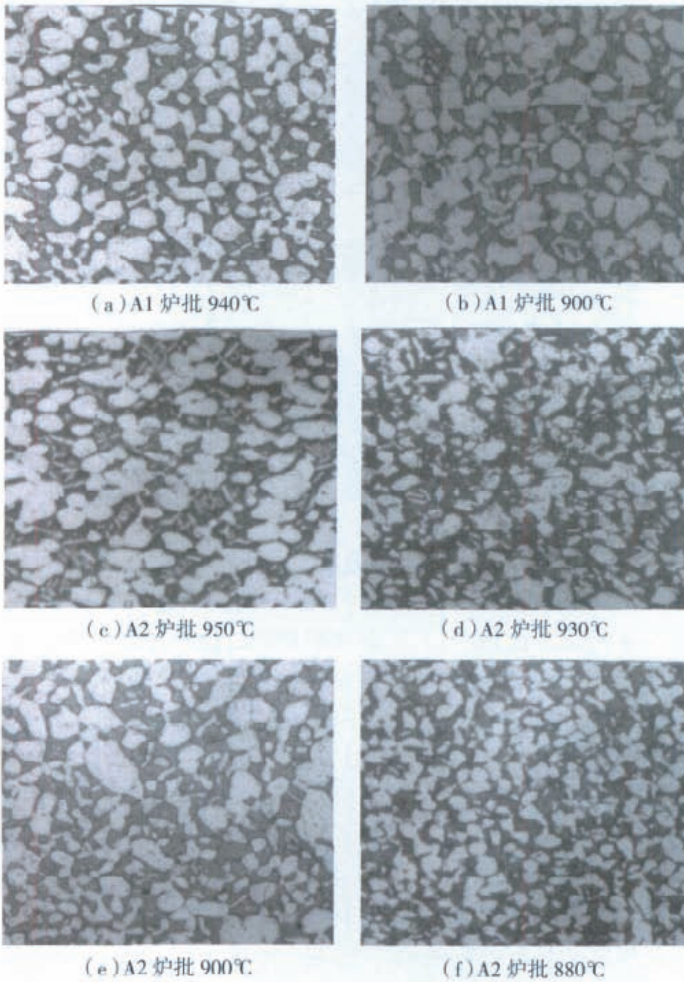


图6 A1、A2熔炉批不同工艺状态试样金相组织对比 (G状态, 500x)

取试样(K状态)的组织状态见图5。
对K状态的试样,从一定形式上其工艺过程类似等温成形后的等温热处理过程,其组织与上述“等温压扁后水冷(或空冷)+850℃等温校形水冷+620℃时效”(G、K状态)试样相应温度下的状态相近,从图5与图3、4的比较可见,两者的组织状态十分相似:960℃为网兰状组织基本上

分布有少量的初生 α 相;940℃为较多的初生 α 相与一定比例的 $\alpha+\beta$ 混合组织;920℃为居多的初生 α 相与较少比例的 $\alpha+\beta$ 混合组织的组合。
由上述不同工艺状态对合金组织的影响结果对比可以发现:
强化热处理过程中合金“经常规预锻制坯+等温压扁后空冷(或水冷)+850℃等温校形水冷+时效”(J、G状态)的工艺过程可获得符合锻件标准要求的组织状态。就合金等温成形后的冷却方式,水冷较空冷有一定的强化效果。等温校形后连续时效的过程,可获得与上述G、J工艺状态相近的组织。
采取“常规预锻制坯+等温成形空冷+850℃校形水冷+时效”的工艺过程,其中“等温校形后水冷”意在突出对合金的强化效果。就本研制过程对低压1~4级工作叶片

的研制是否采取“等温校形后水冷”,应依叶片实际达到的组织并性能状态而定,通常可采用“等温校形后空冷”的过程。

4 等温形变条件下材料的原始组织状态对合金最终组织性能的影响

取A1、A2炉批分别在960℃、950℃、940℃、930℃、920℃、900℃、880℃、860℃温度下,以0.1mm/s下压速度,按1.2.2试验过程,制取试样(G状态)的组织状态见图6。

在同等工艺条件下分别由A1、A2两个熔炉批料得到的如图6所示的组织对比,可见,任一选定工艺条件下的组织状态,A1炉批都显示出了均匀细密的初生 α 相与 β 转变组织的匹配;A2炉批尽管也为初生 α 相与 β 转变组织的匹配,但其 α 相呈粗大细小的不均匀状态分布,而且个别的粗大 α 相在950℃高温条件下有聚集长大现象。对比图2所示的A1、A2炉批的材料原始组织状态,A1炉批为均匀细密的 $\alpha+\beta$ 组织,而A2炉批在 $\alpha+\beta$ 组织基体上分布有大块状的初生 α 相,正是由于这种大块的初生 α 相存在的遗传因素,导致合金在经预锻以致等温形变后的最终阶段仍保留了原材料初生 α 相大小不均的初始状态。

由此可见,在已定工艺条件下等温形变后的TC6合金最终组织取决于材料的原始组织状态。

结论

(1)某航空发动机TC6合金低压1~4级工作叶片采用的经“常规预锻制坯+等温压扁后空冷(或水冷)+850℃等温校形水冷+时效”的工艺过程可获得符合锻件标准要求的组织状态。

(2)在已定工艺条件下TC6合金等温形变后的最终组织性能取决于材料的原始组织状态。

(责编 良辰)