

显微组织对近 α 型 TG6 钛合金高温蠕变变形行为的影响

段 锐¹, 张 华², 蔡建明¹, 黄 旭¹, 曹春晓¹

(1. 北京航空材料研究院, 北京 100095;

2. 贵州安大航空锻造有限责任公司, 安顺 561005)

摘 要: 研究 TG6 钛合金在 3 种显微组织条件下的 600 °C 蠕变变形行为, 在 600 °C, 200 MPa 的测试条件下, 粗晶的网篮组织具有最强的蠕变抗力, 而细晶的等轴组织具有最弱的蠕变抗力, 双态组织介于中间。经过 600 °C 长期热暴露后, TG6 钛合金网篮组织的蠕变抗力有所下降, 而双态组织和等轴组织的蠕变抗力反而得以提高, 这归因于 α_2 相和硅化物沉淀析出对蠕变抗力的作用, 均匀析出的 α_2 相可以提高合金的蠕变抗力, 而硅化物的析出会使得 α 基体贫 Si, 减弱了 Si 原子气团对位错攀移的阻碍作用, 从而导致蠕变抗力的下降。TG6 钛合金在 600 °C, 200 MPa 下的稳态蠕变变形主要受位错攀移机制的控制。

关键词: 高温钛合金; 蠕变行为; 位错攀移

中图分类号: TG146

文献标志码: A

Effect of microstructure on creep deformation behavior of near-alpha titanium alloy TG6

DUAN Rui¹, ZHANG Hua², CAI Jian-ming¹, HUANG Xu¹, CAO Chun-xiao¹

(1. Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China;

2. Guizhou Anda Aviation Forging Co., Ltd., Anshun 561005, China)

Abstract: The creep behaviors of three microstructures of TG6 titanium alloy disc forgings at 600 °C were studied. Under the condition of 600 °C and 200 MPa, the coarse-grain basketweave structure has the highest creep resistance, fine-grain equiaxed structure has the lowest creep resistance, and the duplex structure has a moderate creep resistance. After a long thermal exposure at 600 °C, the creep resistance of basketweave structure reduces. On the contrary, the creep resistances of duplex and equiaxed structures improve, which may be due to the different roles of α_2 phase and silicide precipitation on the creep resistance. The homogeneous precipitated α_2 phase may improve the resistance, while the silicide precipitation may result in reduction of creep resistance due to the depletion of Si in α matrix. The steady state creep deformation of TG6 titanium under 600 °C and 200 MPa is mainly controlled by dislocation climbing.

Key words: high temperature titanium alloy; creep behavior; dislocation climbing

与钢、铝合金、镍基高温合金相比, 高温钛合金在比强度、比蠕变强度等方面具有显著优势, 因此, 广泛应用于先进航空发动机压气机轮盘、叶片等部件, 可显著减轻发动机的质量, 从而提高发动机的推重比和使用性能^[1-2]。随着合金化理论的发展及制造工艺技术水平的提高, 高温钛合金的使用温度得以提高, 目前, 最高长时耐热温度可达 600 °C 的典型合金有

IMI834 等^[3], 进一步提高钛合金的使用温度主要受到高温蠕变抗力和抗氧化能力的限制^[4]。

在航空发动机的设计中, 一般将转动部件的蠕变应变控制在 0.4% 以下^[5], 以保证在规定的工作状态和寿命期内, 发动机的静止和转动部件的蠕变变形不影响外场正常使用, 也不影响发动机的分解和再装配。更大的蠕变变形会导致叶片与机匣之间的相互摩擦,

容易引发“钛火”等故障。因此,蠕变性能是航空发动机零部件,特别是转动部件用高温钛合金最重要的设计准则之一,来提高航空发动机安全使用性能和延长使用寿命^[6]。研究钛合金在高温服役状态下的蠕变变形行为具有重要意义。

TG6(Ti-Al-Sn-Zr-Nb-Ta-Si-C)是设计用于航空发动机压气机在 600 ℃ 以下环境使用的近 α 型高温钛合金,通过多元复杂合金化的固溶强化和适当利用第二相的沉淀强化作用,以提高合金的高温蠕变抗力。本文作者研究显微组织对 TG6 钛合金 600 ℃ 蠕变性能的影响,分析蠕变变形行为及机制,为设计和寿命评估提供所需的实验数据和参考。

1 实验

经金相法测定, TG6 钛合金的 α/β 转变温度(θ_β)为 1 050 ℃。采用两种不同工艺生产发动机盘锻件,一种采用 β 模锻和(1 000 ℃, 2 h, AC)+(750 ℃, 2 h, AC)的固溶时效处理,以得到网篮组织;另一种采用 $\alpha+\beta$ 模锻,也采用固溶时效处理,为了得到不同的初生 α 相含量,固溶处理温度分别为 1 030 ℃ 和 1 000 ℃,均保温 2 h 后空冷,时效均采用(750 ℃, 2 h)+AC。为了评估 600 ℃ 长期热暴露对 TG6 钛合金蠕变性能的影响,同时也测试热处理并经 600 ℃, 100 h 热暴露后合金相应组织的蠕变性能。

在 RDW30100 型电子式蠕变持久试验机上测试了 TG6 钛合金在 600 ℃, 200 MPa 条件下的蠕变性能,试验采用圆柱试样,工作部分直径为 16 mm,标距长 50 mm,采用自动数据采集系统记录应变与时间的关系曲线,根据曲线的斜率计算出稳态蠕变速率(最小蠕变速率)。在 Philip Quanta-600 型扫描电镜上进行 TG6 钛合金显微组织的观察和分析。

2 结果

2.1 显微组织

图 1 所示为 TG6 钛合金盘模锻件热处理状态的显微组织。其中:图 1(a)为 β 模锻并两相区固溶时效处理得到的网篮组织,可以看到原始 β 晶界, α 相呈片层状,这种组织具有最佳的蠕变强度、断裂韧度和疲劳扩展抗力,但塑性较低。图 1(b)所示为 $\alpha+\beta$ 模锻并经 1 030 ℃ 固溶和 750 ℃ 时效处理得到的双态组织,在 β 转变组织的基体上分布着等轴的初生 α 晶粒,初生 α 晶粒大部分分布在原始 β 晶界上或者在三叉晶界上,初生 α 相(α_p)

含量在 10%左右,平均尺寸为 14.05 μm ,双态组织具有适中的综合力学性能,是航空钛合金锻件最为常用的组织状态;图 1(c)所示为 $\alpha+\beta$ 锻并经 1 000 ℃ 固溶和 750 ℃ 时效处理得到的等轴组织,初生 α 相含量高于 50%,因固溶温度较低,没有完全发生等轴化,初生 α 呈现出一定的方向性,这种组织具有最佳的塑性,但热强性较低。

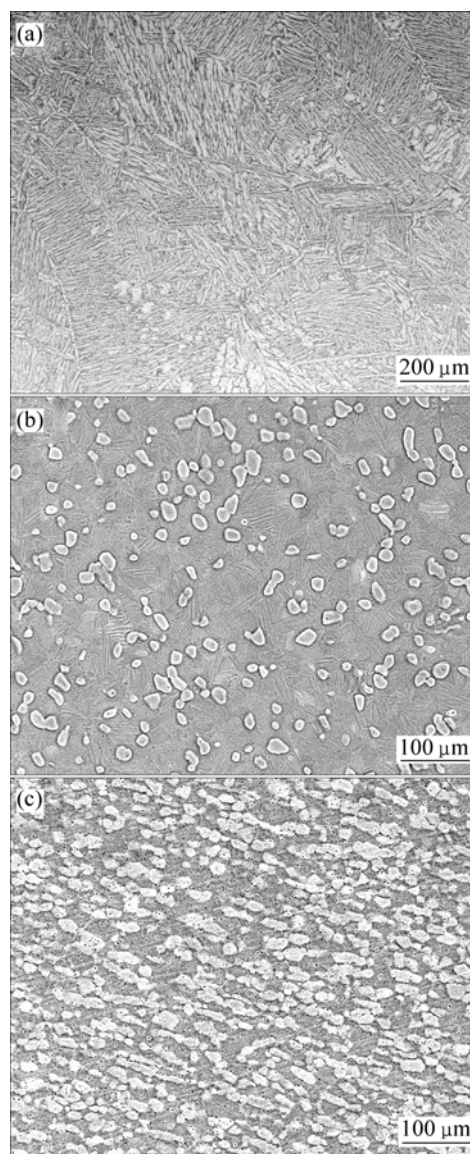


图 1 TG6 钛合金盘锻件热处理状态的显微组织

Fig.1 Microstructures of TG6 titanium alloy disc forgings in STA state: (a) Basket structure; (b) Duplex structure; (c) Equiaxed structure

2.2 TG6 钛合金在 600 ℃, 200 MPa 下的蠕变性能

表 1 给出了 TG6 钛合金不同组织盘锻件在 600 ℃, 200 MPa, 100 h 条件下的蠕变性能,其中包括初始应变、总应变、塑性蠕变应变和稳态蠕变速率。图 2 所示为相应的蠕变过程应变—时间曲线。因限于

表 1 TG6 钛合金在 600 , 200 MPa, 100 h 条件下的蠕变性能

Table 1 Creep properties of TG6 titanium alloy tested under 600 , 200 MPa, 100 h				Initial strain, $\varepsilon_i/\%$	Total strain, $\varepsilon_t/\%$	Plastic creep strain, $\varepsilon_p/\%$	Steady state creep rate, $\dot{\varepsilon}_{ss}/h^{-1}$
β processed disc forging		(1 000 , 2 h, AC)+(750 , 2 h, AC)		0.255	0.379	0.169	6.40×10^{-6}
		(1 000 , 2 h, AC)+(750 , 2 h, AC)+(600 , 100 h) exposed		0.214	0.419	0.203	1.21×10^{-5}
$\alpha+\beta$ processed disc forging		(1 030 , 2 h, AC)+(750 , 2 h, AC)		0.243	0.867	0.617	5.11×10^{-5}
		(1 030 , 2 h, AC)+(750 , 2 h, AC)+(600 , 100 h) exposed		0.226	0.656	0.408	3.05×10^{-5}
		(1 000 , 2 h, AC)+(750 , 2 h, AC)		0.271	1.132	0.842	7.75×10^{-5}
		(1 000 , 2 h, AC)+(750 , 2 h, AC)+(600 , 100 h) exposed		0.261	1.049	0.719	7.26×10^{-5}

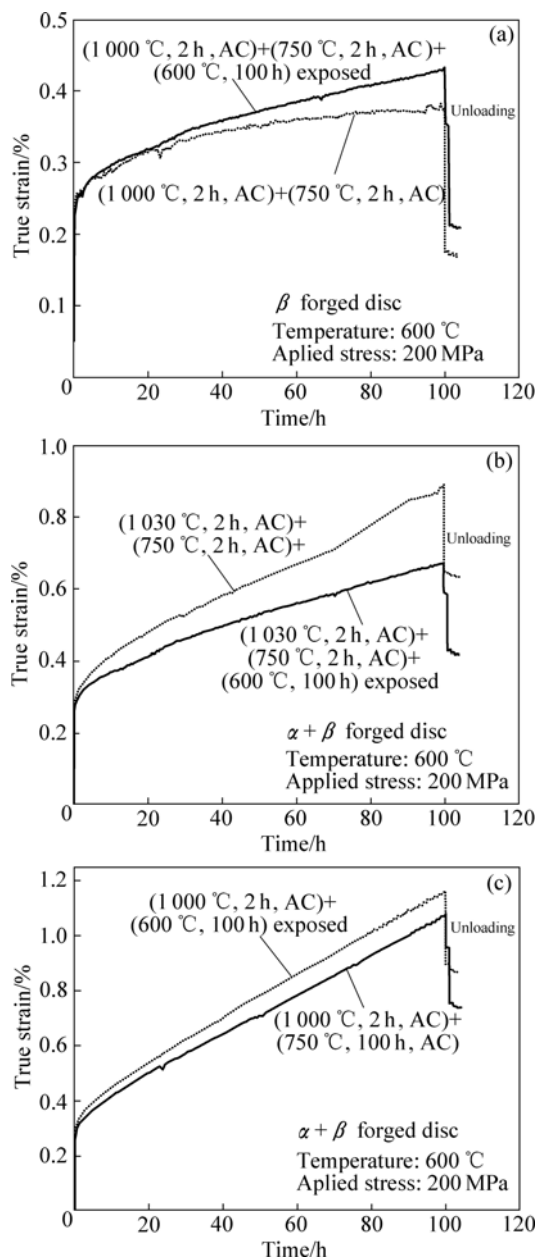


图 2 TG6 钛合金盘锻件的蠕变变形曲线
Fig.2 Creep deformation curves of TG6 titanium alloy disc forgings: (a) Basket structure; (b) Duplex structure; (c) Equiaxed structure

蠕变测试时间, 蠕变曲线上只给出了初始蠕变阶段和稳态蠕变阶段的一部分。

从表 1 可以看出, 采用 β 锻获得的盘锻件, 其对应的网篮组织具有最小的蠕变应变和蠕变速率, 表明网篮组织具有最佳的高温蠕变抗力; 而采用 $\alpha+\beta$ 锻获得的盘锻件, 其对应双态组织和等轴组织具有较高的蠕变应变和蠕变速率, 其蠕变应变是网篮组织的两倍以上, 且随着初生 α 相含量的增加, 蠕变抗力下降。从图 2 可以看到 3 种组织状态对应的蠕变速率均随时间的增加而逐步减小, 网篮组织到 30 h 左右进入稳态蠕变阶段, 而双态组织和等轴组织到 10~15 h 就进入了稳态蠕变阶段, 明显少于网篮组织进入稳态蠕变阶段所需要的时间。

从表 1 还可以看到, 在这 3 种组织状态下, 经过 600 , 100 h 热暴露后, 网篮组织对应的蠕变应变提高了, 而双态组织和等轴组织对应的蠕变应变反而降低了, 这与在高温蠕变过程中微观组织中第二相(主要是 α_2 相和硅化物)析出对蠕变起了作用有关。

3 分析与讨论

在所有的钛合金的显微组织类型中, 片层组织和网篮组织具有优异的高温蠕变抗力, 双态组织次之, 而等轴组织最差, 本蠕变测试结果与其他作者的研究结果一致^[7], 符合高温钛合金组织与蠕变性能关系的一般规律。对于 TG6 钛合金来说, 造成不同显微组织对应蠕变性能之间的差异主要有以下 4 个原因:

1) 金属的高温蠕变变形主要由晶界的滑动和晶内的位错攀移和滑移组成, 对于双态组织和等轴组织, 初生 α 相周围为 β 转变组织, 围绕等轴 α 提供了快速扩散通道, 有利于晶界滑动和沿晶扩散, 随着初生 α 相含量的减少, β 转变组织中的 α 和 β 片层变长, 使得晶界滑

动对总的蠕变变形起的作用相应减小。

2) 网篮组织中形成的片层 α 相与 β 相遵守 Burgers 取向关系, α 与 β 相为半共格关系,扩散速率小,因此回复造成的位错攀移速率低,而双态组织和等轴组织,初生 α 相与临近的 β 相没有取向关系,界面是非共格的,位错回复更快,位错攀移速率高,导致高的蠕变变形速率^[8]。

3) 不同组织之间蠕变性能的差异也与合金元素的再分配有关。对于双态组织,在相变点以下固溶处理时,根据相平衡规律, α 稳定化元素,如 Al、O 在初生 α 中富集,而固溶冷却时形成的 β 转变组织中的片层 α 含有相对较少的 α 稳定化元素,因此会产生软化,造成总体蠕变抗力的降低。

4) 网篮组织在高温蠕变测试过程中,容易在片层 α 中析出共格有序的 α_2 相, α_2 相的析出将显著提高蠕变抗力,而双态组织和等轴组织中析出的 α_2 相相对较少,且分布不均匀,因此,总的蠕变抗力要低于网篮组织的。

尽管片层组织和网篮组织具有最佳的高温蠕变抗力,但在实际生产和使用过程中,高温钛合金往往采用双态组织作为使用状态的组织。对于航空发动机用高温钛合金部件来说,在设计时除了考虑高温蠕变性能的因素外,更为重要的是长期使用的疲劳性能问题,不论轮盘和叶片,疲劳破坏是其主要的失效模式,而双态组织具有比片层组织和网篮组织更好的疲劳性能。

从图 2 的蠕变曲线可知,在初始蠕变阶段,TG6 钛合金具有较高的蠕变速率,随着时间的延长,逐步下降到一个稳定的值,代表着稳态蠕变阶段的开始。在初始蠕变阶段,可动位错多,容易出现位错滑移运动,从而产生快速变形。在施加的应力作用下,伴随着内应力的堆积,可动位错的减少导致蠕变速率的衰减^[9],随着应变硬化程度的增加,蠕变速率逐步减小,直到达到一个稳定的值,表明进入了稳态蠕变阶段。在稳态蠕变阶段,被认为是位错运动的应变强化和由热激活回复软化达到了动态平衡,导致了近乎不变的蠕变速率。

经过 600 , 100 h 热暴露后,不论网篮组织,还是双态和等轴组织,其在 600 , 200 MPa 下的蠕变变形行为均发生了显著变化,这与在高温蠕变测试之前原始组织状态不一样有关。为了提高 TG6 合金的热强性,加入了较高含量的 Al、Sn、Zr,以获得最大程度的固溶强化作用,根据 Rosenberg 提出的铝当量经验公式^[10]:

$$[Al]_{eq} = \%Al + \frac{1}{3} \%Sn + \frac{1}{6} \%Zr + 10\%(O + 2N + C) \quad 9\% \quad (1)$$

经计算,TG6 钛合金的名义铝当量为 8.8%,已接近 9%的极限值,表明 TG6 钛合金具有 α_2 相沉淀析出的趋势。550~650 是 α_2 相析出的热力学最佳温度区间^[11],从透射电镜观察 α 相的衍射斑点可以看到,热暴露后 α 相有超点阵衍射斑点的出现。大量的研究结果表明,超点阵衍射斑点是与 α 相呈共格的有序 α_2 相,分布均匀,且当其尺寸小于 120 nm 时,与 α 相一直能保持共格关系^[12]。

TG6 钛合金中还含有 0.4%的 Si。Si 是 Ti 的共析型 β 稳定化元素,当 α 和 β 相处于平衡状态时, β 相中的 Si 含量要高于 α 相,因此,硅化物主要是在 β 相上析出。当然,当 α 中的 Si 含量超出其固溶度极限时,也会在 α 相内析出硅化物。

大量的研究表明,钛合金在 600 左右的温度下,其蠕变变形主要受位错攀移机制所控制。 α_2 相和硅化物颗粒的析出强烈地影响着位错攀移速率。KOIKE 等^[13]的研究结果表明, α 相中 α_2 相的析出会出现显著的蠕变强化,这与 α_2 相降低位错攀移速率具有很大关系。硅化物的析出也会明显影响蠕变性能,Si 在组织中有两种存在形态,固溶于基体和以硅化物颗粒析出。Si 原子容易在位错上富集,形成 Cottrell 气团,对位错的攀移运动具有很强的钉扎作用^[14],阻碍位错的攀移和粘滞性运动。当在 600 长期热暴露过程中,在基体中会析出硅化物,使得基体贫 Si,减弱了固溶 Si 原子气团阻碍位错攀移的作用,导致蠕变抗力的下降。尽管硅化物颗粒的析出可以有效抑制晶界滑移,但晶界滑移对总的蠕变应变贡献在 10%以下,因此,综合作用而言,硅化物的析出会降低合金的蠕变抗力^[15]。

对于网篮组织,在 600 热暴露过程中,在片层的 α 相中 α_2 相析出较为均匀,且析出数量和程度较低,而硅化物的析出较为充分,比较两者对蠕变抗力的作用,硅化物析出对降低高温蠕变抗力的作用更大,表现为热暴露后高温蠕变抗力的下降。而对于双态组织和等轴组织来说,因合金元素的再分配效应,在 600 热暴露过程中,初生 α 相中 α_2 相析出程度高,对初生 α 相起到显著的强化作用, α 相中析出的硅化物少。而在 β 转变组织中,硅化物的析出尽管会引起蠕变抗力的下降,但可以被 α_2 相析出强化而抵消。综合作用的结果是,600 热暴露后微观组织的变化会改善合金的高温蠕变抗力。

4 结论

1) TG6 钛合金在 600 ~ 200 MPa 的测试条件下,粗晶的网篮组织具有最佳的蠕变抗力,而细晶的等轴组织具有最低的蠕变抗力,双态组织介于中间。

2) TG6 钛合金网篮组织的初始蠕变阶段持续 30 h 左右,高于双态组织和等轴组织的 20 h 左右。在初始蠕变阶段,蠕变变形主要受易运动的位错滑移及少量的晶界滑移所控制;当位错运动产生的应变硬化和由热激活产生的回复软化达到平衡时,进入稳态蠕变阶段。

3) 经过 600 °C 长期热暴露后,TG6 钛合金网篮组织的蠕变抗力有所下降,而双态组织和等轴组织的蠕变抗力反而得以提高,这与 α_2 相和硅化物沉淀析出对蠕变抗力综合作用不一样有关。

4) TG6 钛合金在 600 °C, 200 MPa 下的稳态蠕变变形主要受位错攀移机制所控制,均匀析出的 α_2 相可以提高合金的蠕变抗力;而硅化物沉淀的析出使得 α 基体贫 Si, 减弱了 Si 原子气团对位错攀移的阻碍作用,从而导致蠕变抗力的下降。

REFERENCES

- [1] WILLIAMS J C, STARKE E A. Progress in structural materials for aerospace systems[J]. Acta Materialia, 2003, 51: 5775–5799.
- [2] WINSTONE M R, PARTRIDGE A, BROOKS J W. The contribution of advanced high temperature materials to future aeroengine[C]//Proc Inst Mech Engrs, 2001, 25(1): 63–73.
- [3] NEAL D F. Development of TIMETAL834[C]//ZHAO J C, FAHRMANN M, POLLOCK T M. Development of TIMETAL 834[C]//Materials Design Approaches and Experiences. Indianapolis, 2001: 199–213.
- [4] WILLIAMS J C. Alternate materials choices—Some challenges to the increased use of Ti alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 1999, 263: 107–111.
- [5] LÜTJERING G, WILLIAMS J C. Titanium[M]. Heidelberg: Springer, 2003: 238.
- [6] NEAL D F. Optimization of creep and fatigue resistance in high temperature Ti alloys IMI829 and IMI834[C]//Ti'84: Science and Technology. Deutsche Gesellschaft für Metallkunde, 1984: 2419–2424.
- [7] SATYANARAYANA D V V, VARMA V K, NAGALAKSHMI G, SRINIVASA RAO M K. Creep and fatigue behaviour of a near α IMI 834 titanium alloy[J]. Metals Materials and Processes, 2007, 19(1/4): 101–110.
- [8] MISHRA H, GHOSAL P, NANDY T K, SAGAR P K. Influence of Fe and Ni on creep of near α -Ti alloy IMI834[J]. Materials Science and Engineering A, 2005, 399: 222–231.
- [9] ES-SOUNI M. Primary, secondary and an elastic creep of a high temperature near α -Ti alloy Ti6242Si[J]. Materials Characterizations, 2000, 45: 153–164.
- [10] ROSENBERG H W. Titanium alloying in theory and practice[C]//The Science, Technology and Application of Titanium. Oxford, UK: Pergamon Press, 1970: 851–859.
- [11] ARDAKANI M G, SHOLLOCK B A, FLOWER H M. The effect of oxygen on microstructure of α and α_2 phase in titanium-rich Ti-Al alloys[C]//BLENDKINSOP P A, EVANS W J, FLOWER H M. Ti'95: Science and Technology. UK, 1996: 2242–2249.
- [12] BLACKBURN M J. The ordering transformation in titanium: Aluminum alloys containing up to 25 at. Pct aluminum[J]. Transactions of the Metal Society of AIME, 1967, 239: 1200–1208.
- [13] KOIKE J, EGASHIRA K, MARUYAMA K, OIKAWA H. High temperature strength of α Ti-Al alloys with a locally ordered structure[J]. Materials Science and Engineering A, 1996, 213: 98–102.
- [14] XU Dong-sheng, HU Qing-miao, LU Jian-min, HAO Yu-lin, YANG Rui, KULKOVA S E, BAZHANOV D I. Point defects and mechanical behavior of titanium alloys and intermetallic compounds[C]//Third Conference of the Asian Consortium for Computational Materials Science (ACCMS-3). 2006: 220–227.
- [15] PATON N E, MAHONEY M W. Creep of titanium-silicon alloys[J]. Metall Trans A, 1976, 7: 1685–1694.

(编辑 杨 华)