

TC18 钛合金的高温蠕变行为

丁长勤^{1,2}, 刘会群^{1,3}, 聂西安³, 高 颀^{1,2}, 王鼎春^{1,2}, 陈缙萦³, 郑志斌³, 易丹青³

(1. 宝钛集团有限公司, 宝鸡 721014; 2. 宝鸡钛业股份有限公司, 宝鸡 721014;
3. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘 要: 对高强高韧 TC18 钛合金的高温蠕变行为进行研究, 蠕变实验的外加应力为 200、250 和 300 MPa, 蠕变温度为 400 和 500 °C, 蠕变持续时间为 72 h。借助透射电镜观察蠕变后合金的微观组织。结果表明: 高温高应力状态下, 位错攀移在蠕变过程中起主要作用; 在高温低应力或低温高应力状态下, 合金的蠕变机理为位错滑移。

关键词: TC18 钛合金; 蠕变行为; 微观组织; 位错攀移; 位错滑移

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

High temperature creep behavior of TC18 titanium alloy

DING Chang-qin^{1,2}, LIU Hui-qun^{1,3}, NIE Xian³, GAO Qi^{1,2}, WANG Ding-chun^{1,2},
CHEN Ti-ying³, ZHENG Zhi-bin³, YI Dan-qing³

(1. Bao Ti Group Co., Ltd., Baoji 721014, China;
2. Baoji Titanium Industry Co., Ltd., Baoji 721014, China;
3. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The high temperature creep behavior of TC18 titanium alloy was studied. The conditions of creep experiment were as follows: applied stress 200, 250 and 300 MPa, creep temperature 400 and 500 °C, holding time 72 h. Transmission electric microscope was used to observe the microstructure evolution of TC18 alloy after creep testing. The results show that, at higher temperature and higher applied stress, dislocation climbing plays a key role during creep deformation behavior; at higher temperature and lower applied stress, or at lower temperature and higher applied stress, the creep mechanism of alloy is dislocation slipping.

Key words: TC18 titanium alloy; creep behavior; microstructure; dislocation climbing; dislocation slipping

TC18 钛合金(BT22, Ti-5Al-5Mo-5V-1Fe-1Cr)是前苏联航空材料研究院(ВИАМ)在 20 世纪 70 年代研制成功的一种高合金化、高强韧钛合金。该合金在退火状态下具有很高的强度, 可达 1 080 MPa, 采用强化处理, 强度可达到 1 300 MPa, 是现有钛合金中退火强度最高的合金, 并且淬透性极佳, 截面淬透厚度可达 250 mm^[1-6]。由于截面厚度不受淬透性限制, 可采用普通低成本模锻(在模锻锤上进行)、热模锻和等温模锻等多种工艺生产锻件, 适合制造飞机大型承力构件, 还可用于制造在 350~400 °C 下长期工作的机身、机翼受力件和操作系统等紧固件以及使用温度不超过

350 °C 的发动机风扇盘和叶片等, 因而在合金的服役过程中不可避免地将经历蠕变过程, 尽管多数钛合金不会因蠕变而发生失效, 但由虎克定律($\epsilon=\sigma/E$)可知, 钛合金与其他金属结构材料部件相比具有较低的弹性模量, 因而具有较大的弹性变形, 这种弹性变形在高温下累积到一定程度后则会发生塑性变形, 从而引起失效。目前, 还未见有关 TC18 合金高温蠕变行为研究的报道。为此, 本文作者在一定温度和应力范围内对该合金的蠕变行为及微结构组织进行研究, 揭示其蠕变机理, 为进一步理解其在服役过程中所发生的组织变化提供实验依据。

1 实验

所用材料为宝钛集团生产的经锻造及热轧的 TC18 钛合金棒材, 直径为 16 mm, 相变温度为 845~850 °C。参照 TC18 钛合金相关性质^[5-7]及其力学性能的数据, 蠕变实验的外加应力为 200、250 和 300 MPa, 蠕变温度为 400 和 500 °C, 蠕变持续时间为 72 h。蠕变实验在 RWS50 高温蠕变试验机上进行, 实验模式选择为蠕变模式, 温度波动设定为 100 °C。温度稳定时间为 5 min。恒温加力速度为 100 N/min。采样频率为 10 Hz。每个样品实验时间为 72 h, 实验结束后采取水淬。

透射电子显微镜观察在 TecnaiG2 透射电镜上进行, 加速电压为 200 kV。利用 MTP-1 双喷电解减薄仪将小圆片双喷减薄、穿孔。电解液为高氯酸+正丁醇+甲醇(体积比为 1:7:10), 温度-38~-20 °C, 电流为 70~80 mA。

2 结果与讨论

2.1 TC18 钛合金的蠕变行为

图 1 所示为 TC18 钛合金在不同温度和应力下的蠕变曲线。由图 1 可知, 不同条件下合金的蠕变均进入了稳态蠕变阶段, 即蠕变第二阶段。在温度相对较高与应力相对较大(500 °C, 300 MPa)条件下, 呈现完整的蠕变曲线, 即蠕变后期应变急剧增加。在温度相同的情况下, 随应力的增大, 初始应变增大, 蠕变应变增大; 在应力相同的情况下, 随着温度的升高, 初

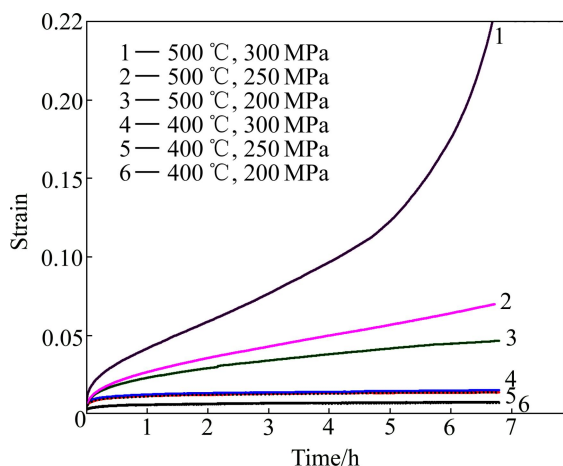


图 1 TC18 钛合金的蠕变曲线

Fig. 1 Creep curves of TC18 titanium alloy

始应变与蠕变应变也增大。

2.2 蠕变后合金的微观组织

2.2.1 蠕变前原始试样显微组织

蠕变前的棒状试样显微组织见图 2。从图 2 可以看出: 试样晶内和晶界处都有一定量的析出物, 部分晶体内有少量的 α 相析出。有些晶粒内部有团簇的 α 相析出物, 而有晶粒内部则比较干净, 无 α 相析出。初始态中位错多呈现随机分布, 或是集中于 α 相中。

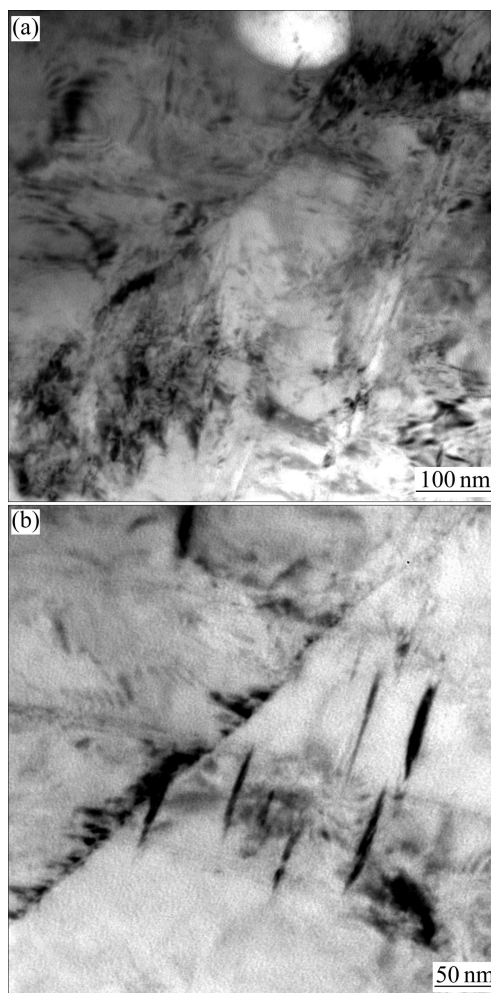


图 2 TC18 钛合金蠕变前的微观组织

Fig. 2 Microstructures of TC18 alloy before creep: (a) Lower magnification; (b) Higher magnification

2.2.2 低温低应力状态下的蠕变微观组织

图 3 所示为低温低应力状态下(400 °C, 200 MPa) TC18 合金的蠕变微观组织。由图 3 可知蠕变后样品内部的白色针状 α 相较少, 在晶粒的晶界处积聚了大量位错, 位错由于晶界的阻碍作用塞积在一起。同时由于蠕变温度较低, 晶界的移动速度较慢, 晶内的变形终止于晶界处, 整体的蠕变变形也受到晶界移动的

阻碍。因而在低温低应力的情况下, 合金蠕变主要受到晶界扩散机制的影响。

2.2.3 低温高应力状态的蠕变微观组织

图 4 所示为低温高应力状态(400 °C, 300 MPa)下蠕变微观组织。合金蠕变后的组织中有较多的马氏体相。其中还分布着位错亚结构, 这种淬火 α 相是变形

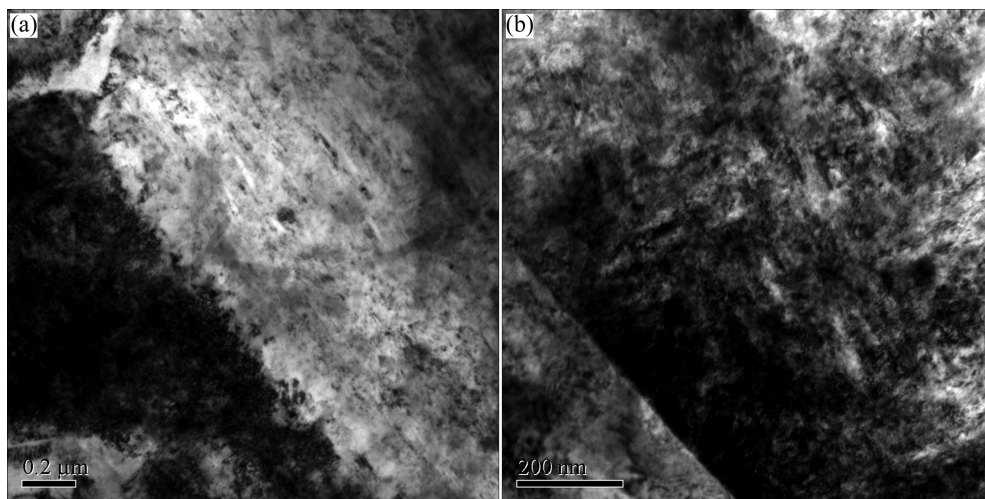


图 3 400 °C、200 MPa 下 TC18 合金蠕变后的微观组织

Fig. 3 Microstructures of TC18 alloy after creep at 400 °C and 200 MPa: (a) Higher magnification; (b) Lower magnification

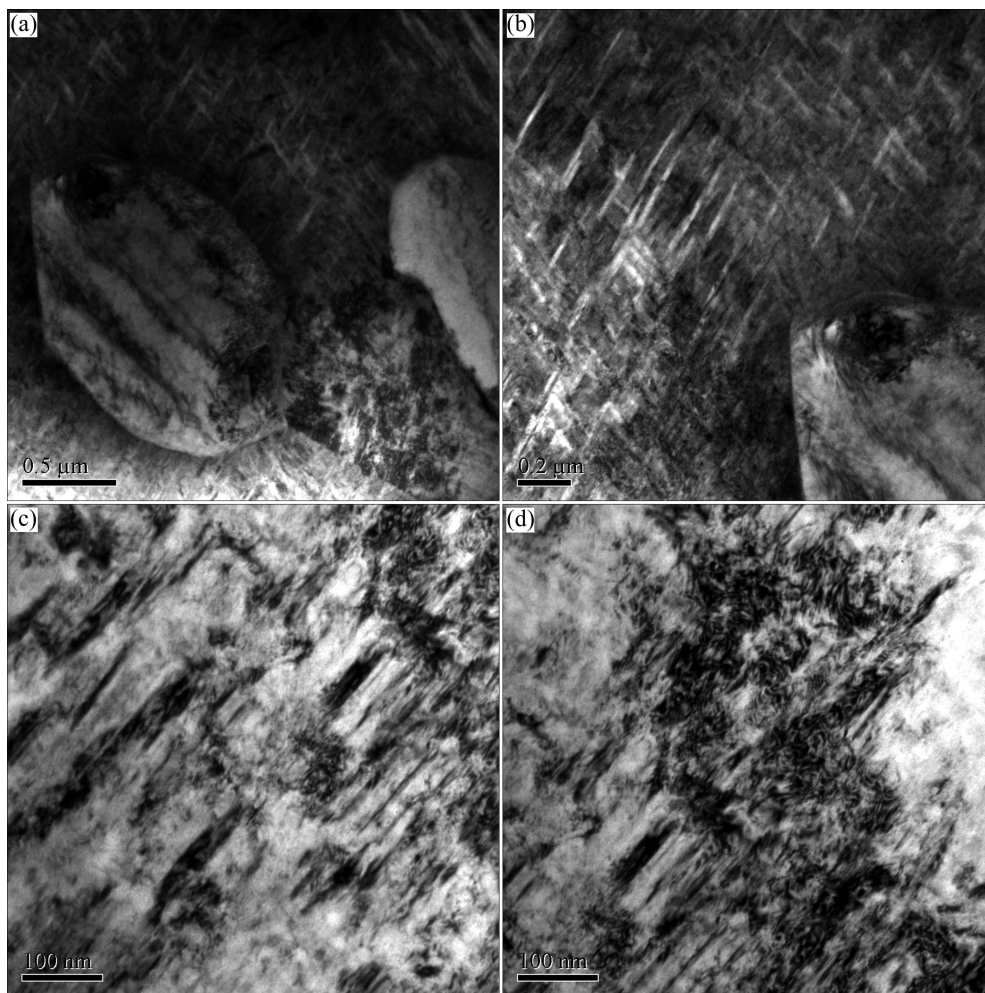


图 4 400 °C、300 MPa 下 TC18 合金蠕变后的微观组织

Fig. 4 Microstructures of TC18 alloy after creep at 400 °C and 300 MPa

过程中经过变形热的作用而长大形成的。它的较大结构导致在其周围分布着大量缠结的位错。

图 4(b)所示图中有大量的针状 α 相, 弥散分布的针状 α 相对位错的运动也有一定的抑制作用。在图 4(c) 和(d)中可以看到平行的位错线, 在滑移过程由于受到阻碍而缠结在一起。位错的缠结程度较低温低应力 (400 $^{\circ}\text{C}$ 、200 MPa) 时的情况严重, 符合其变形程度较大的情况。

综合 400 $^{\circ}\text{C}$ 、300 MPa 状态下的合金蠕变后的组织分析, 该状态下的合金蠕变过程中产生的弥散针状 α 相对位错的滑移有一定的阻碍作用, 但是高应力下的位错滑移相比 400 $^{\circ}\text{C}$ 、200 MPa 下蠕变变形速率要快, 因此在 400 $^{\circ}\text{C}$ 、300 MPa 状态下合金蠕变主要受到位错滑移的影响。

2.2.4 高温低应力状态下的蠕变微观组织

图 5 所示为 500 $^{\circ}\text{C}$ 、200 MPa 蠕变后合金的微观组织: 位错在晶体内滑移, 塞积在相界附近。由于蠕变温度较高, 次生的 α 相比 400 $^{\circ}\text{C}$ 析出的细针状 α 相要粗大; 同时由于变形较大, 在各种界面处产生摩尔纹, 在本实验中, 摩尔纹是由于大变形引起晶粒扭转使得相界之间衍射产生的。由此可见, 该状态下的变形程度相比 400 $^{\circ}\text{C}$ 下的情况更大, 蠕变过程的位错滑移更加严重。

2.2.5 高温高应力下的蠕变微观组织

500 $^{\circ}\text{C}$ 、300 MPa 状态下合金蠕变后的 TEM 像如图 6 所示。由图 6 可知, 在该状态下样品中析出了大量的 α 相, 它们由于基体 β 相分布及受拉应力的关系而呈现出不同位向关系。此处的 α 相较粗大, 对变形不利^[8]故而在该状态下蠕变变形速率较快。在它们的旁边, 位错的塞积并不十分严重, 某些位错较多的区

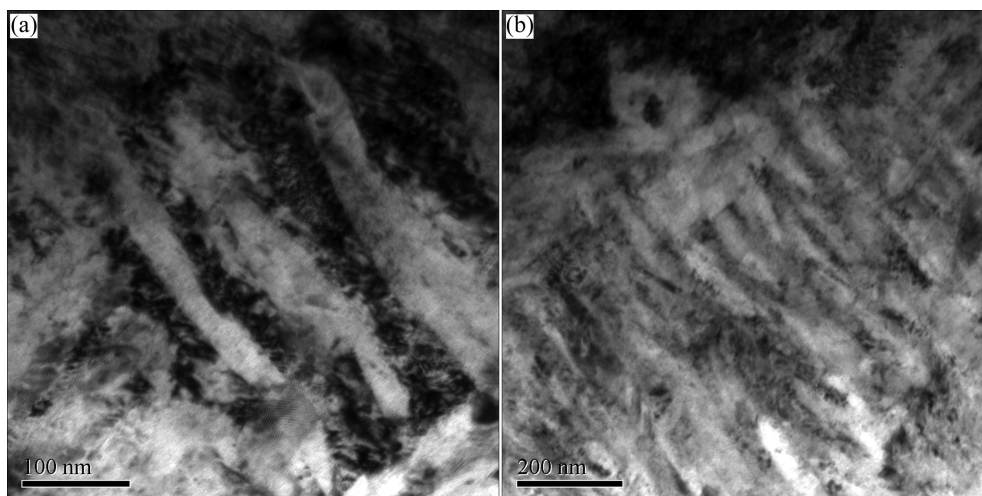


图 5 500 $^{\circ}\text{C}$ 和 200 MPa 下 TC18 合金蠕变后的微观组织

Fig. 5 Microstructures of TC18 alloy after creep at 500 $^{\circ}\text{C}$ and 200 MPa: (a) Higher magnification; (b) Lower magnification

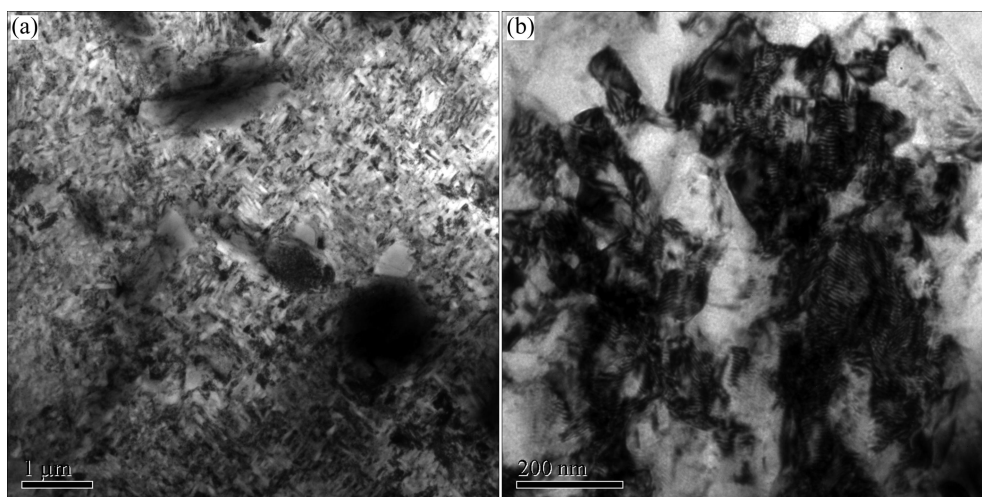


图 6 TC18 合金 500 $^{\circ}\text{C}$ 和 300 MPa 状态下蠕变后的 TEM 像

Fig. 6 TEM images of TC18 alloy after creep at 500 $^{\circ}\text{C}$ and 300 MPa: (a) Lower magnification; (b) Higher magnification

域放大后,可见到许多类似于一系列平行的位错线,它们包裹着 α 相,是一种边界位错。由于这些 α 相的存在,位错滑移至相界处的塞积作用明显,滑移受到的阻碍较严重。当内应力与外应力平衡时就制止了位错源的启动。当塞积群中某一个位错被激活而发生攀移,为了保持应力状态平衡,位错源必须释放出一个位错以恢复原来的位错排列^[9-10]。攀移后的位错将继续滑移直至新的界面处塞积,如此反复,蠕变变形也逐渐进行。

3 结论

1) 当温度较低、应力相对较小时,合金蠕变主要受到晶界扩散机制的影响。

2) 当温度较高、应力相对较低以及温度较低、应力相对较高时,在蠕变过程中占主导地位的蠕变机制为位错滑移机制。

3) 当温度较高、应力相对较高时,位错攀移在蠕变过程中占主导地位。

REFERENCES

- [1] SHENG Xian-feng. Effect of deformation and heat treatment on properties and microstructures of Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-Fe alloy [J]. Acta Metallurgica Sinica, 1999, 35(1): 465-468.
- [2] Editorial Board of Rare Metal Materials Processing Handbook. Rare metal materials processing handbooks [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1984: 3-5.
- [3] KU BIAK K, H ADASIK E, SIENIAWSKI J. Influence of microstructure on hot plasticity of Ti-6Al-4V and Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe titanium alloys [C]// LT JERING G, ALBRECH T J. Ti-2003 Science and Technology. Hamburg: DGM, 2004: 371-376.
- [4] BOYER R, EYLOND R. Application of beta titanium alloys in airframes [C]// Beta Titanium Alloys in the 1990's. Warrendale, 2003: 335-346.
- [5] 魏寿庸, 祝 瀑, 王韦琪. Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe 钛合金简介 [J]. 钛工业进展, 1998(4): 8-12.
WEI Shou-yong, ZHU Pu, WANG Wei-qi. Brief of Ti-55511 alloy [J]. Titanium Industry Progress, 1998(4): 8-12.
- [6] JAFFEE R I. Titanium science and technology [M]. Kyoto: Metall Soc AIME, 1980: 53-74.
- [7] HAYES R W, MARTIN P L. Properties of Timecl 555 (Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-0.6Fe) [J]. Acta Metall Mater, 1995, 43: 2761-2772.
- [8] ADEK J C, OIKAWA H V. Application of beta titanium alloys [J]. Mater Sci Eng A, 1995, 190: 9-23.
- [9] GIBELING J C, NIX W D. Metallurgy and technology of practice titanium alloys [J]. Metal Sci, 1977, 11: 453-457.
- [10] JONAS J J, SELLARS C M. Strength and structure under hot-working conditions [J]. Int Metallurgical Reviews, 1969, 14: 1-24.

(编辑 陈卫萍)