

TC18 近 β 钛合金低温变形过程中的相变行为

李少君, 张晓泳, 李 超

(中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083)

摘 要: TC18 近 β 钛合金以其高强度、高断裂韧性和优良的抗腐蚀性能得到越来越广泛的应用, 且有望通过改变加工方式和通过低温塑性变形改善其微观组织从而进一步提升合金的综合力学性能。通过准静态拉伸试验, 实现 TC18 钛合金在低温下的塑性变形, 通过对变形微观组织的观察分析, 研究该合金在低温变形时的相变行为。结果表明: TC18 钛合金能够在低温、低应变速率下发生塑性变形。低温下变形过程中主要发生 ω 相变, 并且温度、应变会对 ω 相变行为产生一定的影响。

关键词: TC18 钛合金; 准静态拉伸; 低温变形; 低应变速率; ω 相变

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Phase transformation behavior of TC18 near β titanium alloy deformed at low temperature

LI Shao-jun, ZHANG Xiao-yong, LI Chao

(State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: TC18 near β titanium alloy was widely applied for its high strength, high breaking tenacity and good corrosion resistance. And it is possible to improve the comprehensive mechanical properties by changing the microstructure through low temperature deformation. The results show that the low temperature deformation of TC18 titanium alloy by using quasi static tensile test is elastic transformation, then, the phase transformation behavior of this alloy was investigated by observing and analyzing the microstructure. The plastic deformation of TC18 titanium alloy occurs under the low temperature and low strain rate. The ω phase transformation happens under low temperature, and will be affected by the temperature and strain.

Key words: TC18 titanium alloy; quasi static tensile; low temperature deformation; low strain rate; ω phase transformation

随着空客 A380 大型客机的问世, TC18 钛合金 (Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe) 也越来越多地受到人们的关注。作为一种近 β 钛合金, TC18 以其高强度、高断裂韧性和优良的抗氧化、抗腐蚀性能, 应用于 A380 机翼与挂架的连接装置^[1]。TC18 钛合金还具有 β 相线温度 (约 875 ± 10 °C) 和锻造温度低、加工变形性好、易于整体近净成形、综合力学性能优异 (强度 ≥ 1100 MPa, $K_{IC} \geq 50$ MPa·m^{1/2})、可通过塑性变形和热处理

调控组织性能等特点^[2-6]。不仅在航空航天领域, 而且在汽车、舰船、体育用品等领域也有广泛的应用前景。目前, TC18 钛合金成形主要采用多重等温锻造工艺, 在 $T_{\beta} - 80$ °C $\sim T_{\beta}$ 的温度范围内进行塑性变形^[7]。因为锻造时变形温度较高, 且大变形量提供了足够的驱动力, 因此, 在变形过程中易发生动态再结晶导致晶粒长大^[8]。最终得到的材料微观组织中 β 相晶粒粗大, 对材料性能有不利的影响。

基金项目: 国家自然科学基金委员会创新研究群体科学基金资助项目 (51021063); 湖南省科技重大专项资助项目 (2010F51004); 湖南省研究生科研创新项目 (CX2012B044); 中南大学前沿研究计划资助项目 (2009QZZD007)

收稿日期: 2013-07-28; **修订日期:** 2013-10-10

通信作者: 张晓泳, 讲师, 博士; 电话: 13975809204; E-mail: Zhangxiaoyong@csu.edu.cn

然而, TC18 近 β 钛合金低温下的变形难度较大。首先是由于近 β 钛合金能开动的滑移系少而难以发生塑性变形, 导致钛合金变形抗力较大。另一个重要的原因是近 β 钛合金低温时相变行为复杂, 其中 α' 、 α'' 及 ω 相变都属于马氏体相变。而 ω 相因为对 α 相变存在显著影响而受到研究人员的重视。研究表明^[9], 钛合金中 ω 相形成方式主要有绝热 ω 相和等温 ω 相两种。当钛合金中 β 稳定元素含量达到某一临界值时, 在 β 相区淬火可以形成 ω 相, 称为绝热 ω 相。绝热 ω 相的形成是一种成分不变的非扩散型相变。在 $\beta \rightarrow \omega$ 转变过程中, 点阵改组时原子只需移动很小的距离, 因此, ω 相转变的速度很快。而等温 ω 相与绝热 ω 相晶体结构相同, 差别仅为形成条件不同。淬火时冷却速度极快, 元素扩散来不及进行, 因此, 绝热 ω 相成分与 β 相基体相同, 而低温时效过程中会发生成分的改变, 等温 ω 相内的溶质元素浓度较低而相邻 β 相内溶质元素会富集。因此, NAG 等^[10]认为等温 ω 相变是一种位移-扩散混合相变模式。

对于 ω 相变, 针对 TB19 亚稳 β 钛合金的研究表明, 在 β 相区固溶 1 h 后水冷, 当之后的时效温度较低时(300~350 $^{\circ}\text{C}$), 时效 10 h 出现 ω 相, 没有 α 相的析出。时效 50 h 后, 析出相数量增多, 分布弥散, 除 ω 相外, 还有 α 相析出。随着温度的升高(400~450 $^{\circ}\text{C}$), ω 相的析出减少, 主要析出 α 相^[9]。而针对 Ti-55531 的研究也展示出类似规律。在 β 相变点以上固溶 1 h, 水冷。之后在 250 $^{\circ}\text{C}$ 下时效 72 h, 只析出 ω 相而没有 α 相的析出。当温度升高至 300 $^{\circ}\text{C}$ 时, 72 h 时效后同时出现 ω 相和 α 相。

因为 ω 相变具有马氏体相变的一些特征, 而应力对马氏体相变会有一定的影响, 所以为研究应力-温度耦合作用对 TC18 近 β 钛合金低温时相变的影响, 需要在低温下对 TC18 钛合金进行塑性变形。而 TC18 等近 β 钛合金低温时变形抗力较大, 塑性较差, 因此, 本文作者采用应变速率较低的准静态拉伸试验方法使钛合金发生变形, 之后, 通过对变形区微观组织的观察, 研究变形过程中 ω 相变的特点。

1 实验

钛合金在 β 相变点以上淬火会析出绝热 ω 相, 而固溶后低温时效会析出等温 ω 相, 因此拉伸试验前样品的热处理工艺为 β 相变点以上(925 $^{\circ}\text{C}$)固溶 1 h 后水冷。完成上述热处理后按照国家标准 GB/T 4338—2006《金属材料高温拉伸试验方法》中规定的尺寸加

工拉伸试样(如图 1 所示), 其中直径 $d=5$ mm, 平行长度 $L=30$ mm, 标距 $L_0=25$ mm, 拉伸试样的原始截面积 $S_0=19.6$ mm², 夹持端加工为 d_{12} mm 的标准螺纹, 并将样品表面打磨光滑。然后进行应变速率 1×10^{-3} s⁻¹ 的准静态拉伸试验, 拉伸试验在美国 Instron3369 力学试验机上进行。拉伸温度选择适合 ω 相析出的 250 $^{\circ}\text{C}$ 。取靠近变形区的样品制备透射电子显微镜试样, 使用 JEM-2100F 透射电镜观察其微观组织。

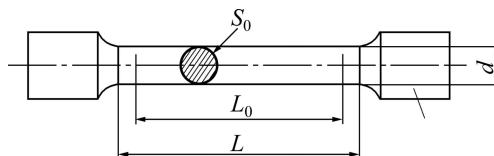


图 1 准静态拉伸试样示意图

Fig. 1 Schematic diagram of quasi static tensile test sample

2 结果与分析

拉断后样品的宏观形貌如图 2 所示。由图 2 可以看出, 试样发生很明显的颈缩, 同时可以观察到打磨光滑的试样表面出现吕德斯带, 体现了材料变形的不均匀性。在多晶体塑性变形过程中, 由于晶界的约束作用, 晶粒中心区的滑移量大于晶界附近区域的, 因而表面滑移台阶高, 而边缘区滑移量小, 滑移台阶低。正是这种变形的不均匀性就造成了试样自由表面形成吕德斯带。拉断后样品伸长率为 19.48%, 断面收缩率为 65.82%。样品的应力-应变曲线如图 3 所示, 样品抗拉强度为 592.60 MPa。从图 2 中可以看出, 试样拉伸过程中没有出现明显的屈服现象。明显屈服现象的产生是由于金属中间隙式溶质原子形成气团钉扎位错, 金属要发生变形需要较大的应力才能使位错摆脱钉扎, 而位错一旦脱钉, 使位错继续运动的应力就不



图 2 拉断后样品宏观形貌

Fig. 2 Macromorphology of tensile samples after break

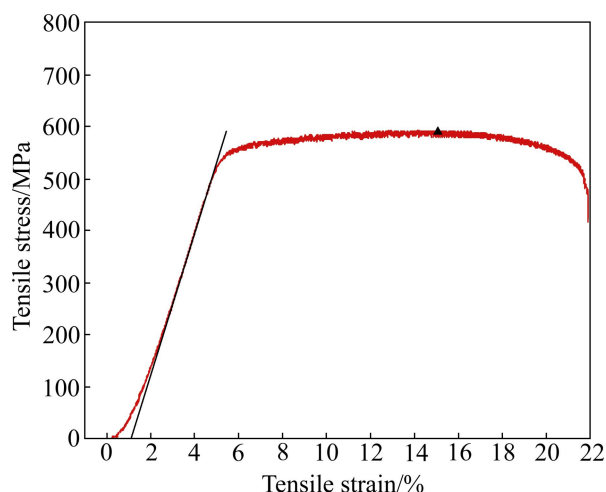


图 3 拉伸过程样品的应力—应变曲线

Fig. 3 Tensile stress—strain curve of sample during tensile process

需要开始时那么大, 故应力下降, 之后试样继续伸长, 应力保持不变或有微小波动, 以上过程在应力—应变曲线上表现为上、下屈服点和屈服平台。而钛合金中的合金元素大多是置换式溶质原子, 通过形成第二相阻碍位错运动。本研究中, 在温度和应力的作用下, 基体中析出了大量细小弥散分布的 ω 相。 ω 相硬度很高, 能阻碍位错运动, 并且由于其弥散分布, 变形的整个过程中位错的运动都受到 ω 相的阻碍, 表现为变形过程中应力一直处于比较高的水平而不会出现明显屈服现象。从图 2 可以看出, 准静态拉伸能够实现 TC18 近 β 钛合金在低温下的变形, 试样的断裂属于典型的韧性断裂。

通过透射电子显微镜观察断口附近即剧烈变形区的样品, 如图 4 所示。由图 4 可以看出, 试样中出现了明显的剪切变形带, 变形带分布于晶粒内部而没有穿过晶界。这是因为在低温下, 晶界强度大于晶粒内部, 因此, 变形带存在于晶粒内部而不能穿过晶界, 体现了晶界对变形的阻碍作用。从图 4 还可以看出, 不同晶粒中变形带的方向不同, 这是因为在塑性变形过程中每个晶粒都要发生变形, 而试样作为一个整体, 各个晶粒的变形不能是任意的, 必须相互协调, 否则在晶界处就会开裂。而晶界就起着在相邻晶粒之间协调变形的作用, 本研究条件下这种协调变形机制主要是通过晶粒转动来实现的, 因此, 不同晶粒内部变形带的方向不同。

图 5(a)所示为 β 相[011]晶带轴选区电子衍射的衍射花样, {200}晶面族 1/3、2/3 位置的附加衍射斑点对应 ω 相。而 1/2 处的斑点对应 α 相。图 5(b)所示为 β



图 4 试样中剪切变形带衍衬像

Fig. 4 Image of adiabatic shear band in sample

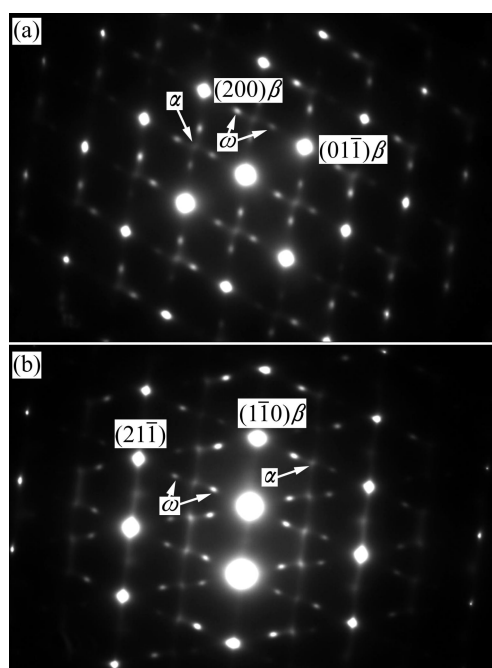
图 5 β 相[110]和[113]晶带轴的衍射花样

Fig. 5 Diffraction patterns of [110] (a) and [113] (b) zone axis in β phase

相[113]晶带轴的衍射花样, 位于 β 相{112}晶面族 1/3、2/3 位置的附加衍射斑点对应 ω 相, 而 1/2 处的斑点对应 α 相。说明 TC18 钛合金在低温下变形时主要发生 ω 及 α 相变。

在 β 相[113]晶带轴方向对样品同一位置明场像(图 6(a))和暗场像(图 6(b))进行对比分析。其中明场像中较暗的区域为晶体中畸变较为严重即应力较为集中的区域。因为金属变形量较大, 内部产生大量位错, 在这种情况下位错塞积、缠结在一起导致观察不到清晰的单独位错。而位错的塞积、缠结造成晶体内部应力分布不均匀, 应力较为集中的区域晶体畸变较大, 电子束透过时发生更大程度的衍射, 使得透射束相应减弱, 因此在衍射衬度下较暗, 如图 6(a)所示。而根

据图 5(b) 的选区电子衍射花样, 对应 β 相 $\{112\}$ 晶面族 $1/3$ 或 $2/3$ 处 ω 相的特征斑点所成的暗场像如图 6(b) 所示, 暗场像中明亮的弥散细小的相为 ω 相, 可以看出 ω 相的析出较为弥散, 但存在明显不均匀析出的现象, ω 相倾向于在图 8 所示区域优先析出, 与明场像中应力集中的区域(如图 6(a) 中标示)相对应, 由此可以说明应变对 ω 相变的影响。 ω 相变具有马氏体相变的特征, 属于无扩散型转变, 原子只需移动很小的距离就能完成转变, 而在应力集中的区域结构起伏较大, 集中的应力可以作为形核驱动力帮助突破形核能垒, 因此 ω 相在该区域析出更容易。

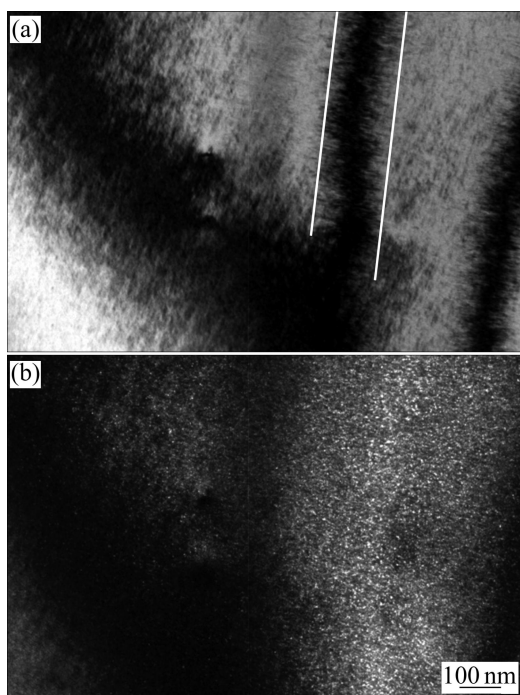


图 6 明场像和暗场像衍衬照片

Fig. 6 Bright (a) and dark (b) field image at relevant position

图 7 所示为晶界处明场像和对应位置的暗场像。由图 7 可以看出, ω 相不会在晶界处析出, 而是在离晶界一定距离的晶粒内部分布。这是由于等温 ω 相变属于位移-扩散混合相变模式, 虽然等温 ω 相与绝热 ω 相结构相同, 但形成条件有所差别。淬火形成绝热 ω 相时, 钛合金成分来不及变化, 因此, 形成的 ω 相成分与 β 基体相同。而在本研究条件下, 应变速率较慢, 拉伸变形持续时间较长, 且拉伸温度为 $250\text{ }^{\circ}\text{C}$, 所以原子能够发生一定程度的扩散。因此, 等温 ω 相的形成伴随着成分的变化, 其形核长大不仅与晶体切变有关, 还与溶质原子分布有关。晶界附近往往富集溶质原子, 而晶粒内部溶质原子相对贫乏, 因此, ω 相会优先在离晶界一定距离的晶粒内部析出。

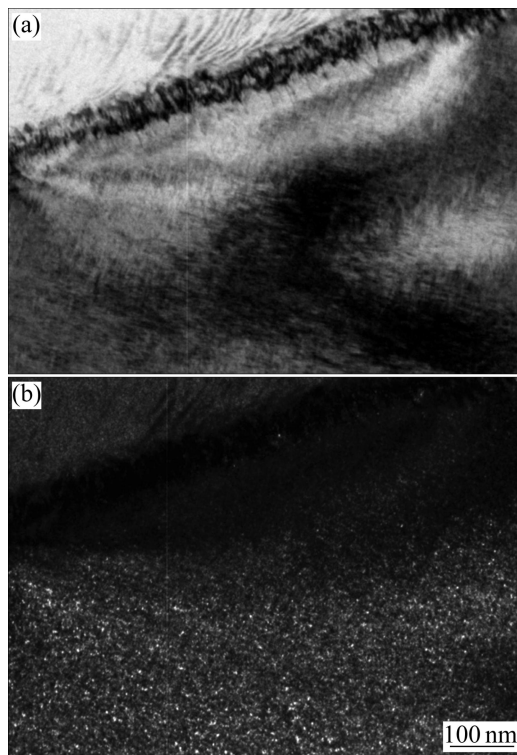


图 7 晶界处明场像(a)及在 $[113]_{\beta}$ 晶带轴方向的暗场像(b)

Fig. 7 Bright field image of grain boundary (a) and dark field image of $[113]$ zone axis (b)

4 结论

1) TC18 近 β 钛合金低温时变形抗力大, 但通过低应变速率的准静态拉伸可以实现在低温下的塑性变形。

2) TC18 钛合金在 β 相变点以上固溶 1 h, 水冷后在 $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下以 $1 \times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$ 的应变速率进行准静态拉伸, 样品表现出明显的塑性, 断裂方式为韧性断裂。

3) TC18 钛合金低温下变形时主要发生 ω 相变, ω 相优先在晶体内应力较集中的区域以及离晶界一定距离的晶粒内部析出。说明应力及溶质原子的分布都对 ω 相变产生影响。

REFERENCES

- [1] 曹春晓. 一代材料技术, 一代大型飞机[J]. 航空学报, 2008, 29(3): 704.
CAO Chun-xiao. One generation of material technology, one generation of large aircraft [J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2008, 29(3): 704.
- [2] 韩 栋, 张鹏省, 毛小南, 卢亚锋, 奚正平, 杨建朝. BT22 钛

- 合金及其大型锻件的研究进展[J]. 材料导报, 2010, 24(2): 46–50.
- HAN Dong, ZHANG Peng-sheng, MAO Xiao-nan, LU Ya-feng, XI Zheng-ping, YANG Jian-chao. Research progress of BT22 titanium alloy and its large forgings [J]. Materials Review, 2010, 24(2): 46–50.
- [3] 沙爱学, 王庆如, 李兴无. 航空用高强度结构钛合金的研究及应用[J]. 稀有金属, 2004, 28(1): 239–242.
- SHA Ai-xue, WANG Qing-ru, LI Xing-wu. Research and application of high-stress titanium alloys used in airplane structure [J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2004, 28(1): 239–242.
- [4] BOYER R R. An overview on the use of titanium in the aerospace industry [J]. Materials Science and Engineering A, 1996, 213: 103–114.
- [5] JACKSON M, JONES N G, DYE D, DASHWOOD R J. Effect of initial microstructure on plastic flow behavior during isothermal forging of Ti-10V-2Fe-3Al [J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 50: 248–254.
- [6] WELK B A. Microstructural and property relationships in β -titanium alloy Ti-5553 [D]. Ohio: The Ohio State University, 2010.
- [7] KARASEVSKAYA O P, IVASISHIN O M, SEMIATIN S L, MATVIYCHUK Y V. Deformation behavior of beta-titanium alloys [J]. Materials Science and Engineering, 2005, 405: 296–305.
- [8] VALIEV R Z, ISLAMGALIEV R K, ALEXANDROV I V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation [J]. Progress in Materials Science, 2000, 45: 103–189.
- [9] 赵永庆, 陈永楠, 张学敏, 曾卫东, 王磊. 钛合金相变及热处理[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2012: 106–111.
- ZHAO Yong-qing, CHENG Yong-nan, ZHANG Xue-min, ZENG Wei-dong, WANG Lei. Phase transformation and heat treatment of titanium alloys [M]. Changsha: Central South University Press, 2012: 106–111.
- [10] NAG S, BANERJEE R, SRINIVASAN R, HWANG J Y, HARPER M, FRASER H L. ω -assisted nucleation and growth of a precipitates in the Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-0.5Fe β titanium alloy[J]. Acta Materialia, 2009, 57: 2136–2147.

(编辑 李艳红)