

# TC18 钛合金在热变形过程中的组织不均匀现象

孙曙宇<sup>1</sup>, 吕维洁<sup>2</sup>

(1. 台州学院, 浙江 台州 318000)

(2. 上海交通大学 金属基复合材料国家重点实验室, 上海 200240)

**摘要:** 揭示了 Ti-5Al-5Mo-5V-1Fe-1Cr 合金在等温压缩过程中出现的组织不均匀现象。首先使用真空自耗炉制备出合金铸锭, 而后进行热加工和热处理, 使用热处理后的材料车削成圆柱形试样进行等温压缩试验, 试样端面没有进行打磨、抛光处理, 结果出现了严重的组织不均匀, 在试样内部发现了轴对称分布的局部大变形区, 这将增加材料受力时起裂的几率。并就该组织现象展开了研究。

**关键词:** TC18 钛合金; 等温压缩; 组织不均匀

**中图分类号:** TG146.2<sup>+</sup>3

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2016)06-1545-04

Ti-5Al-5Mo-5V-1Fe-1Cr(TC18)作为一种重要的航空材料,是热处理后能获得最高强度的钛合金之一,同时还具有良好的韧性和淬透性。不仅可用于制造飞机零部件,还可用于制造大型承力构件。对该合金热变形行为的研究已取得了一定的成果,其中包括了对剪切带的研究<sup>[1-5]</sup>。本研究采用热处理后的试样进行等温压缩试验,试样两端没有精加工或抛光,试样变形后,内部出现了组织特点完全不同的区域,组织不同的区域呈轴对称带状交替分布。虽然也是不均匀变形,但完全不同于剪切带。剪切带时常在高速大应变变形过程中出现,一旦出现,材料往往会发生突变性的破坏<sup>[5,6]</sup>。而本研究中试样变形过程稳定,试样内部并未发现微裂纹。

本实验就 TC18 钛合金热变形过程中的组织不均匀现象展开了研究。

## 1 实验

使用真空自耗炉制备出 TC18 钛合金铸锭,而后在 1150 °C 采用自由锻开坯,并在 840 °C 热轧成直径  $\Phi 15$  mm 的棒材,随后进行了热处理,热处理工艺为:在 830 °C 保温 1.5 h,炉冷至 750 °C 保温 1.5 h,空冷至室温,而后加热到 600 °C 保温 4 h 后空冷。等温压缩试验在 Gleeble 模拟机上进行,采用  $\Phi 8$  mm $\times$ 12 mm 的圆柱形试样,由热处理后的棒料车削制成。

微观组织观察分别使用了电子显微镜(OM)、透射电镜(TEM),此外,还使用了原子力显微测试(AFM)以及硬度测试。

## 2 结果与讨论

热处理过程中,初生  $\alpha$  相弥散分布在  $\beta$  相中,并在生长过程中有球化的趋势<sup>[7]</sup>。由于合金原子偏聚容易造成  $\alpha$  晶粒晶界迁移的各向异性,所以  $\alpha$  相因球化程度不同而呈现出不同的形貌。

图 1 显示的是等温压缩后试样纵剖面的金相照片。图 1a、1b 中试样的变形条件分别为 840 °C/0.01 s<sup>-1</sup>/60%(变形温度/变形速率/变形量)和 840 °C/0.001 s<sup>-1</sup>/40%。根据色差,白色是  $\beta$  相,黑色是  $\alpha$  相。试样变形过程稳定,未发生扭曲,但是都存在组织不均匀的现象。图 1a 显示的是靠近试样端面的组织,由于受到模拟机压头和试样摩擦力的约束,变形量较小,本实验将试样内局部变形较大的区域称为局部大变形区(local large deformation zone)。图 1a 中,该区域内的  $\alpha$  晶粒平均尺寸比相邻区域小,且球化率高。图 1b 显示的是接近试样侧面的组织,由于试样侧面没有约束,变形量高于端面。局部大变形区域内还保留有一部分伸长的  $\alpha$  相。且与球化的  $\alpha$  相并存,说明了变形过程中  $\alpha$  相不停地重复着伸长、分裂以及球化的过程。 $\alpha$  晶粒延伸如此之长,说明晶界易于迁移。

热变形过程中  $\alpha$  相的球化已有报道<sup>[8]</sup>,不过试样变形前初始组织中的  $\alpha$  相已具有球化趋势,这样本研究中  $\alpha$  相的球化机理就和以往的文献报道稍有差别。由于合金元素较多,且原子半径和电负性存在差异,原子倾向于在  $\alpha$  晶界偏聚以降低自由焓。图 2 中。曲线在达到再结晶峰值后,  $\sigma$  值急剧降低,说明动态软

收稿日期: 2015-06-11

基金项目: 浙江省教育厅科研项目(Y201533396)

作者简介: 孙曙宇,男,1971年生,博士,台州学院机械工程学院,浙江 台州 318000,电话: 0576-88661930, E-mail: sun\_shuyu@126.com

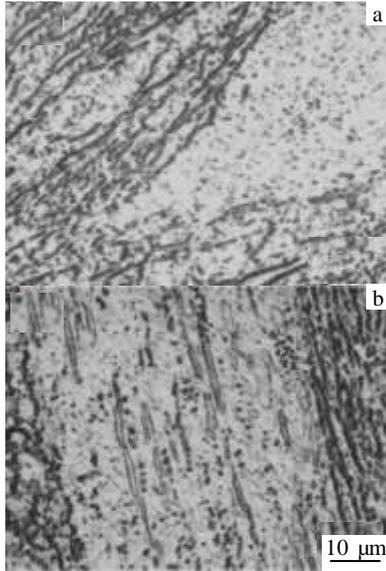


图 1 等温压缩后试样的金相照片

Fig.1 OM images of the specimens after isothermal compression: (a) under 840 °C/0.01 s<sup>-1</sup>/60% and (b) under 840 °C/0.001 s<sup>-1</sup>/40%

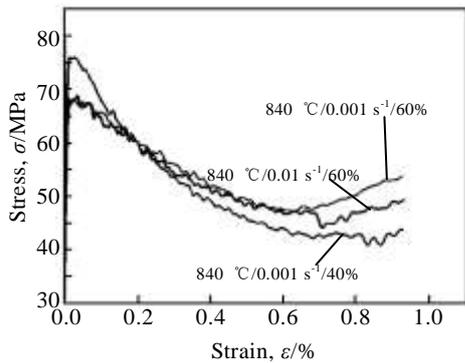


图 2 等温压缩过程 σ-ε 曲线

Fig.2 σ-ε curves during isothermal compression

化在与动态硬化的竞争中占有优势。位错运动至 α 晶界，被偏聚于晶界的原子形成的原子团钉扎，进一步增加了界面错配度，α 晶粒更容易球化。

图 3 显示的是 DEFORM 有限元软件对模拟机压头有效应力仿真计算的结果，变形条件为 840 °C/0.01 s<sup>-1</sup>/60%。图中箭头示意表示出变形量达到 30% 时有效应力的分布。由中心向边缘，有效应力大致呈现出梯度分布。因此，试样端面应力同样为梯度分布。

由于热变形过程中试样端面和模拟机压头的摩擦系数无法测得，所以使用了原子力显微技术。图 4 显示的是原子力显微测试的结果，试样变形条件为 840 °C/0.01 s<sup>-1</sup>/60%，从压缩后的试样端面中心到边缘

选

取

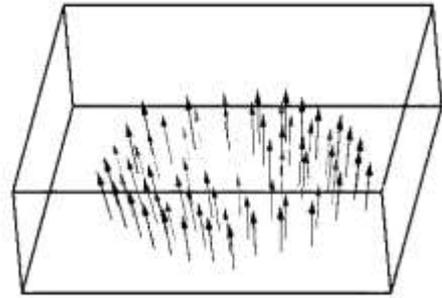


图 3 模拟机压头的有效应力分布示意图

Fig.3 Schematic diagram of effective stress distribution of push rod

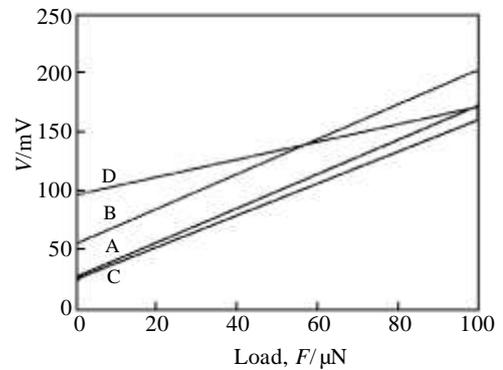


图 4 原子力显微测试结果

Fig.4 Results of AFM tests

距离相等的 4 个点 (A、B、C、D) 进行测试，探针和试样端面之间摩擦系数的变化以直线斜率对比的方式显示。斜率均不相同说明 4 个点摩擦系数均不相同。这 4 个点的维氏硬度 HV 分别为 3310, 3395, 3390, 3545 MPa，硬度和材料致密度有关，由中心到圆周，硬度有增大的趋势。这说明越是远离试样端面圆心，塑性变形量越大。边缘的硬度较大，可能是变形过程中，边缘的金属发生了翻卷。

试样端面金属流动受到摩擦力的约束，而摩擦力受应力、温度等条件的影响<sup>[9,10]</sup>。有效应力和温度均呈现梯度分布，由此造成摩擦系数由端面中心到边缘分布的不同，并且随着变形的进行发生着动态变化。变形过程中，试样内部组织变化和试样端面所受摩擦力有很大关系<sup>[11]</sup>。试样内局部大变形区呈现轴对称带状分布，而未经抛磨的试样端面上，微小凹凸呈环形分布，微小凹凸在变形过程中造成了端面摩擦力较大的变化，所以正是端面微小凸起在试样内部造成了局部大变形区。

图 5 显示出伸长的  $\alpha$  相以及  $\beta$  相中的位错。本研究透射电镜照片中试样的变形条件均为  $840\text{ }^\circ\text{C}/0.01\text{ s}^{-1}/60\%$ 。表 1 显示了图 5 中成分分析 (EDS) 的结果。结果表明,合金元素存在浓度梯度。从左至右,铝元素在  $\beta$  内的质量分数依次为 4.2%, 3.7%, 3.7%, 3.4%, 含量依次降低,钼元素在  $\alpha$  中的含量依次为 3.3%, 1.9%, 1.7%, 1%, 含量同样依次降低。参照物质传输理论,将金属流动近似看作是一系列有序的质点运动,这些质点运动具有近似的速度矢量,由此揭示出等温压缩过程中局部金属流动存在速度梯度。

图 6 中试样变形条件为  $840\text{ }^\circ\text{C}/0.001\text{ s}^{-1}/60\%$ ,局部大变形区和相邻区域交界处的  $\alpha$  相发生了粗化。由于相邻区域金属流动的速率不同,参照伯努利定律,金属流动时,即使很小的流速差也会在交界处产生应力差,应力差提高了应力扩散驱动力,从而使得交界区域

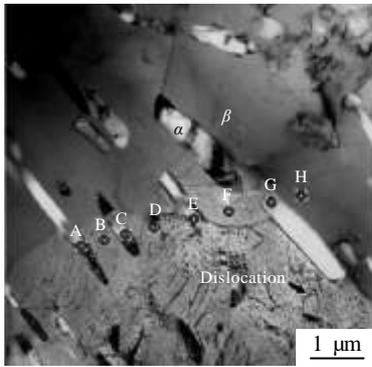


图 5 等温压缩后合金试样的透射电镜照片

Fig.5 TEM image of the alloy after isothermal compression

表 1 图 5 中的 EDS 分析结果

Table 1 EDS results of Fig.5 ( $\omega/\%$ )

Element	A	B	C	D	E	F	G	H
Al	4.2	5.1	3.7	5.9	3.7	6.5	3.4	5.3
Mo	7.1	3.3	6.0	1.9	7.7	1.7	6.4	1.0

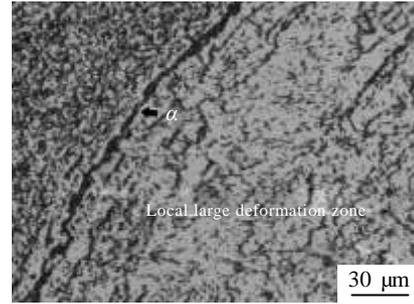


图 6 合金等温压缩后的金相照片

Fig.6 OM image of the alloy after isothermal compression

的  $\alpha$  相熟化程度要高于周围的  $\alpha$  相,由此,证明了  $\alpha$  相的生长不仅与微观偏析有关,还和宏观偏析有关。

图 7a 显示的是伸长的  $\alpha$  晶粒,晶粒内的亚晶界清晰可见,占主导地位的广义扩散驱动力是应力扩散驱动力。图 7b 中,  $\alpha$  晶粒内同号位错正在形成亚结构。晶界上有热蚀沟,在此处可能发生晶粒分裂。图 7a 中晶粒的回复程度高于图 7b。图 7c 中  $\alpha$  晶粒已经球化,  $\alpha$  晶粒球化受温度影响较大<sup>[7]</sup>。由于再结晶程度高,晶粒内已经没有了亚结构,其应变能比图 7a、7b 中的晶粒低,晶界不再沿最大剪应力方向迁移,而是通过球化降低晶粒总的表面积,并以此降低界面能。图 7d 中,  $\beta$  晶粒内锯齿状亚晶界的迁移为应变诱发大角度晶界的典型特征。

车削试样时容易粘刀,说明该合金的导热性较差。 $900\text{ }^\circ\text{C}$  时钛的热扩散系数在  $20\text{ W m}^{-1}\text{ K}^{-1}$  左右,而其比热容却很高,在  $900\text{ }^\circ\text{C}$  时可以超过  $860\text{ J kg}^{-1}\text{ K}^{-1}$ <sup>[12]</sup>。也就是说,在变形过程中容易造成内能的快速提高,但是热能却不容易在试样中迅速均匀传递。变形程度的差异造成温升效应的差异,而材料导热性又极差,所以这种差异对动态软化与动态硬化的竞争影响较大,从扩散的角度,应力扩散驱动力和温度扩散驱动力影响着  $\alpha$  晶粒的生长,同时也诱发了宏观偏析,

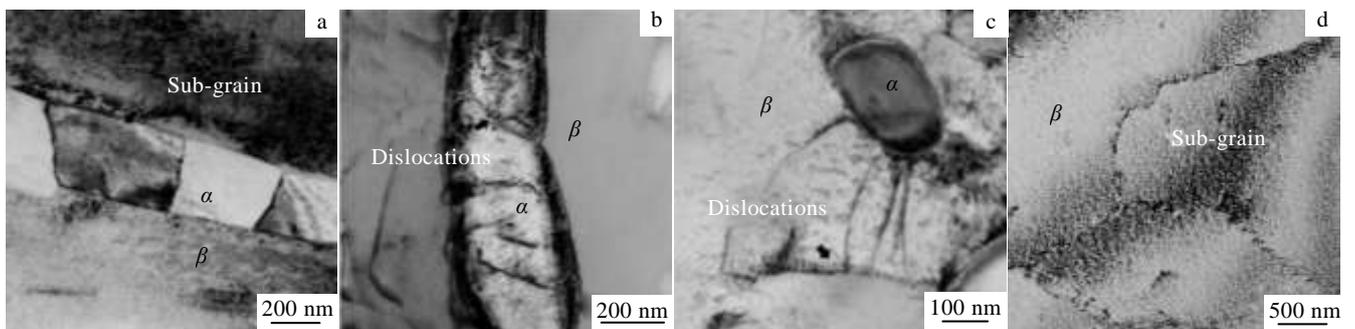


图 7 合金等温压缩后的透射照片

Fig.7 TEM images of the alloy after isothermal compression: (a, b, c)  $\alpha$  grain and (d)  $\beta$  grain

并由此导致不同变形区域内组织差异较大。局部大变形区内  $\alpha$  晶粒分裂和球化进行较快, 所以平均尺寸较小。

变形不均匀常常会诱发附加应力。这是造成试样微观损伤的主要原因。但是本研究中, 在不同变形区交界处(图 6), 即使  $\alpha$  相明显粗化, 由于  $\alpha$  相再结晶程度高, 且晶界易于迁移, 所以试样内部并未发现微裂纹。试验过程中, 试样变形平稳, 说明该合金热成形性好, 可是一旦加工成零件, 在受到交变载荷或较大冲击载荷的情况下, 在不同变形区交界处的附加应力会大大增加, 从而增大起裂的风险。

### 3 结 论

在本实验条件的等温压缩试验中, 由于 TC18 钛合金试样端面有微小的凹凸不平, 结果在试样内部造成严重的组织不均匀。外在原因是由于试样端面的微小凹凸影响到试样和压头的摩擦力, 并由此在试样内部造成了局部大变形和宏观偏析。究其内在原因, 晶界偏析造成  $\alpha$  晶粒晶界易于迁移, 易于球化, 而宏观偏析造成局部大变形区和相邻区域之间  $\alpha$  晶粒尺寸和体积分数较大的差异。不过由于动态软化在与加工硬化的竞争中占有优势, 所以试样变形平稳, 并未出现微裂纹。

#### 参考文献 References

- [1] Zhang Yongqiang(张永强), Guo Hongzhen(郭鸿镇), Liu Rui(刘瑞) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*

(稀有金属材料与工程) [J], 2013, 42(3): 634

- [2] Li C, Zhang X Y, Li Z Y *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 573(20): 75
- [3] Qu Fengsheng(曲凤盛), Zhou Jie(周杰), Liu Xuguang(刘旭光) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2014, 43(1): 120
- [4] Liu S F, Li M Q, Luo J *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 589(1): 15
- [5] Xu Yuan(徐媛), Sun Kun(孙坤), Yang Yongan(杨永安). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(8): 1454
- [6] Xue Q, Meyers M A, Nesterenko V F. *Acta Materialia*[J], 2002, 50(3): 575
- [7] Sun S Y, Wang L Q, Qin J N *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 530(15): 602
- [8] Zherebtsov S, Murzinova M, Salishchev G *et al.* *Acta Materialia*[J], 2011, 59(10): 4138
- [9] Liu Zhenglin(刘正林). *Principles of Tribology*(摩擦学原理)[M]. Beijing: Higher Education Press, 2009: 73
- [10] Beynon J H. *Tribology International*[J], 1998, 31(1): 73
- [11] Wang Danian(汪大年). *Principles of Metal Plastic Forming* (金属塑性成形原理)[M]. Beijing: China Machine Press, 1986: 82
- [12] Tu Zhenmi(屠振密), Li Ning(李宁), Zhu Yongming(朱永明). *Application and Technology on Surface Treatment of Titanium and Titanium Alloy*(钛及钛合金表面处理技术和应用)[M]. Beijing: National Defence Industry Press, 2010: 3

## Microstructure Heterogeneity of TC18 Ti Alloy during Hot Deformation

Sun Shuyu<sup>1</sup>, Lv Weijie<sup>2</sup>

(1. Taizhou University, Taizhou 318000, China)

(2. State Key Laboratory of Metal Matrix Composites, Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200240, China)

**Abstract:** The microstructure heterogeneity of Ti-5Al-5Mo-5V-1Fe-1Cr Ti alloy during isothermal compression was revealed. Firstly, the alloy was fabricated via a consumable vacuum arc-remelting furnace. Then the as-cast ingot was subjected to thermo-mechanical processing and heat treatment. The cylindrical specimens were machined from the heat-treated rods. Isothermal compression tests were conducted subsequently. The two ends of the specimens were not rubbed or polished. Results show that large local deformation zones appear in the specimens after isothermal compression, which may cause crack nucleation in the material in the case of loading. Finally, the microstructure phenomenon was investigated.

**Key words:** TC18 Ti alloy; isothermal compression; microstructure heterogeneity

Corresponding author: Sun Shuyu, Ph. D., School of Mechanical Engineering, Taizhou University, Taizhou 318000, P. R. China, Tel: 0086-576-88661930, E-mail: sun\_shuyu@126.com