

TC16 钛合金冷锻变形的特征

李 康¹, 付雪松¹, 胡建军², 张久文³, 周文龙¹

(1. 大连理工大学, 辽宁 大连 116024)

(2. 萍乡学院, 江西 萍乡 337000)

(3. 大连盛辉钛业有限公司, 辽宁 大连 116011)

摘 要: 通过快速顶锻实验研究退火态TC16钛合金冷锻变形行为, 利用显微硬度计、透射电镜及XRD技术分析TC16钛合金冷锻变形后的组织和性能变化。结果表明, 退火态TC16钛合金具有良好的塑性变形能力, 能实现无裂纹1/8锻压比冷锻变形。冷锻样品不均匀变形明显, 形成一字双叉剪切带, 硬度值在剪切带区域最大。锻压比小于1/4时以位错强化为主, 大于1/4时以细晶强化为主。锻压比为1/4时冷锻样品硬度梯度最大, 力学性能不稳定, 锻压比大于1/4后, 力学性能逐渐趋于稳定。

关键词: TC16 钛合金; 冷锻; 剪切带; 强化机理

中图分类号: TG316.1⁺1; TG146.2⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)06-1608-04

钛合金紧固件以其高强度、耐腐蚀、重量轻等优异的性能在航空领域得到迅速发展。生产钛合金紧固件最常见的方法是冷锻和热锻法。有报道称, 俄制冷锻钛合金紧固件与欧美生产的同类热锻产品相比, 其成本和工作量只有后者的30%~50%^[1]。然而, 俄制BT16钛合金是目前唯一可实现连续冷锻方式加工紧固件的钛合金材料。因此, 对钛合金冷锻性能的研究具有十分重要的实际意义。

TC16钛合金属于 $\alpha+\beta$ 两相钛合金, 名义成分为Ti3Al5Mo4.5V, 是21世纪初中国在俄制BT16钛合金成分设计基础上开发的具有良好工艺塑性的钛合金材料^[2-4]。目前, 俄制BT16以其良好的力学性能和工艺塑性等特点在航空领域得到广泛应用。采用退火状态下的BT16合金丝材冷锻制备航空紧固件技术在俄罗斯已基本成熟^[5]。相比于BT16钛合金, 国产TC16钛合金具有与其相当的力学性能和工艺塑性, 但是, 冷锻工艺远未成熟, 成品率不高, 无法实现量化生产。

本研究采用快速顶锻试验机对退火态TC16钛合金柱形试样进行了自由冷锻实验, 变形速率与实际生产中冷锻件的变形速率接近, 约为75 mm/s。对实验后的样品进行硬度、显微组织以及相转变检测。进一步分析冷锻变形过程中TC16钛合金材料微结构演化过程, 研究TC16钛合金冷锻加工过程的强化机制。

1 实 验

本实验用TC16钛合金棒材由大连盛辉钛业有限公司提供, 荧光试验测试其化学成分如表1所示。经过780 °C退火, 保温2 h后, 炉冷到550 °C, 空冷处理得到等轴细晶组织。由该合金的棒材加工成尺寸为 $\Phi 8$ mm \times 16 mm的短棒, 用作冷锻实验的原始试样。由维氏显微硬度计测试原始试样的硬度为2.30 GPa。

使用YQ-2000型快速顶锻试验机进行冷锻实验, 使试样锻压比($X=h_1/h$, 其中 h 为原始试样高度, h_1 为锻粗后试样的高度)分别达1/2、1/4、1/6、1/8, 变形量依次增大, 冷锻的速度与紧固件实际生产工艺接近, 为75 mm/s。采用HVS-1000型维氏显微硬度计分别测试冷锻处理后样品的纵截面垂直剪切带方向和平行剪切带方向的硬度变化(载荷4.9 N, 时间15 s)。其中, 垂直剪切带方向, 自中心向两端间隔0.2 mm为一测试区域; 平行剪切带方向, 自中心向两端间隔0.5 mm为一测试区域。每一区域内, 测试3~5个点取平均值作为该区域的硬度值(奇异点排除)。采用D/MAX-2400型X射线衍射仪(XRD)分析不同冷锻变形后试样内的相变过程。取冷锻样品纵截面制成透射电镜(TEM)样品, TEM薄片样品经抛光处理后, 选用配比为5%高氯酸+95%乙醇的电解液进行双喷电解抛光, 电解电压75V, 环境温度低于-30 °C, 双喷后的试样经LGB-1

收稿日期: 2016-05-11

基金项目: 中国博士后科学基金(2014M551074); 江西省教育厅科学技术研究项目(GJJ13787)

作者简介: 李 康, 男, 1987年生, 博士, 大连理工大学材料科学与工程学院, 辽宁 大连 116024, 电话: 0411-84709967, E-mail: likang@mail.dlut.edu.cn

表1 TC16钛合金试样化学成分

Al	Mo	V	Fe	Si	P	Ti
2.40	4.92	4.57	0.07	0.06	0.04	Bal.

型离子减薄机减薄, 制得 TEM 样品。采用 PHILIPS CM200 透射电子显微镜观察样品微观组织, 加速电压 200 kV。

2 结果与讨论

图 1 为快速顶锻变形后样品纵截面的宏观照片。经腐蚀后, 均出现了明显的一字双岔形变剪切带。如图 1a 所示, 按变形程度大小将变形区大体可以分为 3 个区域, I 区的变形程度最小; II 区为剪切带区, 变形程度最大; III 区的变形程度居中^[6]。随着变形量的增大, 试样中心位置集合被压缩成一条线。有关文献报道^[3], 在冷锻过程中, 由于试样仅受到压缩应力, 中心部位不易产生裂纹; 而在一字双岔的分叉部分易产生裂纹。在本实验中, 冷锻试样组织内部并未发现微观或宏观的裂纹, 说明退火态的 TC16 钛合金具备良好的塑性变形能力。

2.1 硬度的变化

冷锻过程中, 样品内的应力场不均匀导致样品整体形变不均匀, 这对加工过程及产品质量的影响较大。在冷加工过程中, 塑性变形引起加工硬化, 因此本实验采用硬度法分析冷锻样品不均匀变形程度。对冷锻后不同锻压比的试样纵截面进行硬度测试, 结果如图 2 所示。冷锻后试样整体硬度都有所提高, 但各部位硬度变化的程度有很大差异。图 2a 为垂直剪切带方向上试样的硬度梯度。可以看出, 材料冷锻后硬度值整体上升, 在试样中心剪切带区域最高, 由剪切带向冷锻接触表面方向逐渐降低, 呈对称分布。当锻压比为 1/2 时, 剪切带 II 区的硬度值较为稳定, 约为 3.00 GPa, 自剪切带至冷锻表面方向, 硬度值逐渐降至 2.60 GPa, 硬度梯度差值为 0.40 GPa; 当锻压比为 1/4 时, 剪切带 II 区的硬度值达到最大, 约为 3.40 GPa, 而 I 区的硬度值则逐渐线性降至 2.85 GPa 左右, 硬度梯度差值为 0.55 GPa; 当锻压比为 1/6 和 1/8 时, 硬度变化趋于稳定, 两者硬度分布接近, 均由剪切带的 3.20 GPa 逐渐降至表面的 2.90 GPa。图 2b 为试样平行剪切带方向上的硬度梯度分布。当锻压比为 1/2 时, 剪切带 II 区的硬度值稳定在 3.00 GPa 左右, 而 III 区的硬度值逐渐降低至 2.90 GPa 左右, 高于 I 区的 2.60 GPa; 当锻压比为 1/4 时, 剪切带 II 区的硬度值达到最大(3.40 GPa), III 区硬度值线性降低至 3.05 GPa 左右, 高于 I

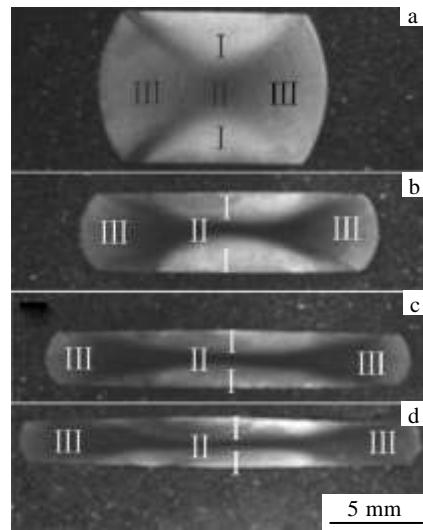


图1 不同锻压比试样的截面照片

Fig.1 Cross section of samples with different upsetting ratios: (a) 1/2, (b) 1/4, (c) 1/6, and (d) 1/8

区的 2.90 GPa; 当锻压比超过 1/4 时 (1/6, 1/8), II 区 III 区硬度值基本相同, 稳定在 3.20 GPa 左右, 无明显硬度梯度出现。

综上硬度特征分析, 当锻压比为 1/2 时, 硬度提高较小; 当锻压比为 1/4 时, 冷锻样品硬度梯度变化最大; 锻压比大于等于 1/6 时, 硬度梯度趋于稳定。同时, 随着锻压比增加, I 区和 III 区硬度值呈现增加趋势, 当锻压比大于等于 1/6 时趋于稳定, 分别为 2.90 和 3.20 GPa; 剪切带 II 区硬度值随着锻压比增加, 先增大再减小并趋于稳定, 锻压比等于 1/4 时硬度值最高 (3.40 GPa), 锻压比大于等于 1/6 时趋于稳定 (3.20 GPa), 稳态时 II 区和 III 区硬度值基本等同。这表明, 锻压比为 1/4 时, 冷锻样品力学性能最不稳定。而大变形情况下, 冷锻样品内部位错强化、细晶强化以及 α'' 相转换马氏体等微观组织的变化均能导致硬度变化。

2.2 剪切带内微观组织的变化

图 3a 为锻压比 1/2 时样品剪切带区域的 TEM 照片。原始等轴晶粒组织经变形被压扁, 但未破碎断开。由于 β 相比 α 相更易变形, β 相首先发生形变^[1], 图中 β 相被压扁后呈宽度约 250 nm 的长条状, 晶内出现了明显的位错墙, 邻近的 α 相相界面也出现了位错聚积。图 3b 为锻压比 1/4 时剪切带的 TEM 照片。晶粒被进一步压扁, 部分 β 相有破碎、细化现象出现, α 相与 β 相被压缩为宽度不足 100 nm 的条状组织, 位错快速增殖并在晶界、相界面处塞积。图 3c 为锻压比 1/6 时剪切

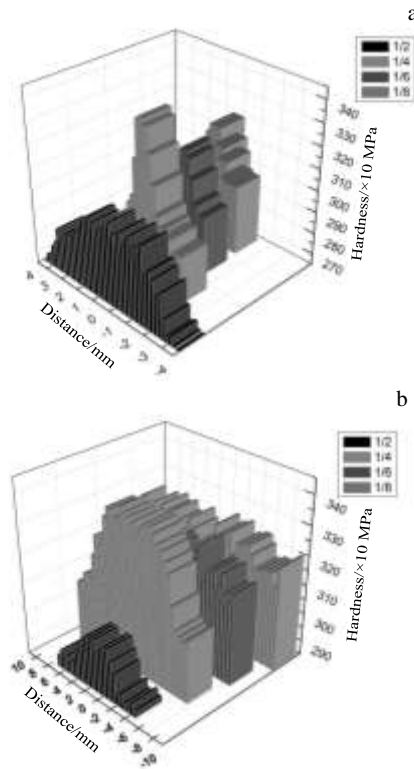


图 2 垂直剪切带方向和平行剪切带方向硬度梯度

Fig.2 Hardness gradient with direction vertical to shearing band (a); hardness gradient with direction parallel to shearing band (b)

带的 TEM 照片。随着变形量的增大，剪切带晶粒宽度越来越小，条状组织不明显， α 相和 β 相均出现晶粒细化现象，被压扁的 β 相条状组织已经严重破碎，细化成 100 nm 左右的等轴晶，镶嵌在 α 相晶粒之间，部分被压缩为宽度 25 nm 左右的板条状组织。

由图 3 可知，冷镦变形过程中 TC16 钛合金的剪切带微观组织演化规律为：首先， β 相变形量较大，晶粒被压扁，晶内有大量位错墙， α 相变形较小，晶界有较少位错聚积，如图 3a 所示；随着变形继续增大， α 相和 β 相均被压缩至小于 100 nm 宽的条状组织，部分 β 相发生破碎细化，如图 3b 所示；当锻压比超过 1/4 时， α 相和 β 相均发生细化， β 相细化更明显，如图 3c 所示。对比图 2 试验结果，在初始阶段（锻压比 1/2），随着变形量增加，位错密度增加，发生位错塞积和缠结，位错强化主导的加工硬化显著，剪切带区硬度升高。当锻压比为 1/4 时，晶粒被进一步压扁，位错塞积程度随晶粒变形程度增大而增大，剪切带区硬度继续升高。当锻压比 $\geq 1/6$ 时，随着变形量增加，塞积的位错发生湮没和动态回复，独立晶界（大角度晶界）逐渐形成，晶粒细化为纳米等轴晶^[7]，位错动

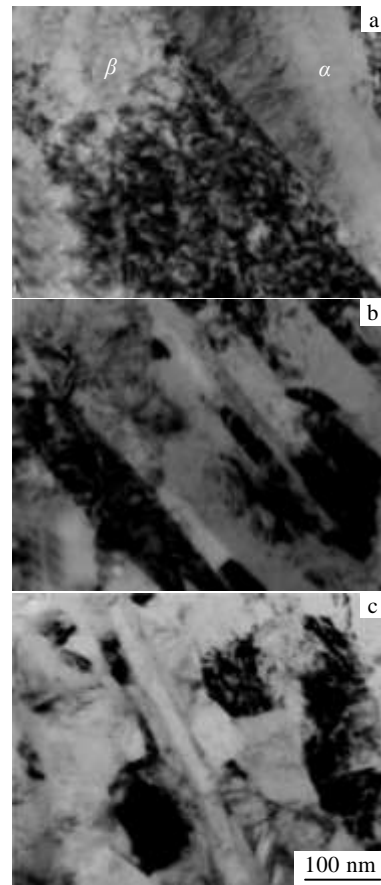


图 3 不同锻压比试样的剪切带 TEM 组织

Fig.3 TEM microstructures of shearing band of samples with different upsetting ratios: (a) 1/2, (b) 1/4, and (c) 1/6

态回复主导的加工软化作用导致剪切带区硬度有所降低并趋于稳定。硬度变化趋势反映变形过程中材料加工硬化程度，即位错增殖变化规律。这种现象揭示位错在大变形过程中不断增殖、塞积形成位错胞、亚晶等亚稳态组织，而位错湮没和动态回复导致独立纳米晶粒的形成。在晶粒细化过程中，位错的动态回复和湮没等加工软化作用高于硬化作用^[8,9]，导致硬度值有所下降。

2.3 剪切带相变分析

经 XRD 图谱分析（图 4），发现其内部除组织形态发生变化外，也出现了相变过程。汪冰峰等^[10]对绝热剪切带组织进行透射分析，发现了 α'' 相马氏体的存在， α'' 相是由于空冷后亚稳态的 β 相在较大应力作用下转变而成的马氏体，即应力诱发马氏体相变。图 4 为不同锻压比试样的 XRD 图谱。可以看出，经冷镦加工的试样 α 相与 β 相峰强均有所降低， 2θ 角在 56° 附近 β 峰一分为二，出现了少量的 α'' 马氏体相。随着变形增大， α'' 峰呈现略有增强趋势，但是峰强仍很弱，表明这种应力诱发的 α'' 相变马氏体含量很少，不足以影响冷镦样品的硬度。

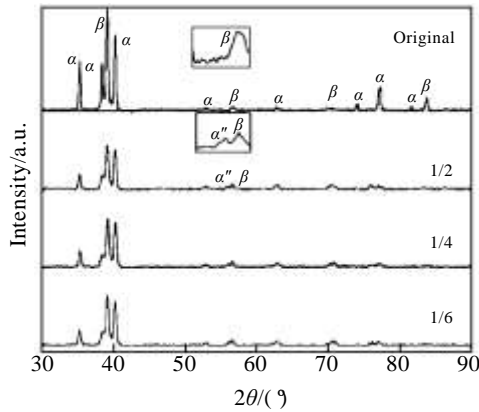


图 4 不同锻压比试样剪切带的 XRD 图谱

Fig.4 XRD patterns of shearing band of samples with different upsetting ratios

3 结 论

1) 退火后 TC16 钛合金具有良好塑性, 在冷锻变形过程中, 位错强化和细晶强化是冷锻样品硬度提高的主要原因, 而 α'' 相变马氏体含量少, 不足以对硬度产生影响。

2) 当锻压比为 1/2 时, 硬度提高不明显; 当锻压比为 1/4 时, 硬度值最大, 但是变形不均匀, 冷锻件力学性能不稳定; 当锻压比大于 1/4 时, 冷锻样品达到稳定状态。

3) 锻压比为 1/2 时, 由于塑性失稳现象, 试样局部产生剧烈变形, 并在中心形成了形变剪切带, 位错强化导致剪切带区域硬度明显增高, 冷锻样品硬度梯度较大; 当锻压比达到 1/4 时, 硬度达到最大值, 但硬度梯度也最大; 随着变形量继续增大, 剪切带内晶

粒细化为 100 nm 左右的等轴晶, 硬度有所降低, 达到稳定状态, 硬度梯度较小。

参考文献 References

- [1] Wang Fuqiang (王富强), Sha Chunpeng (沙春鹏), Sun Xiaolan (孙小岚). *Journal of Materials and Metallurgy*(材料与冶金学报)[J], 2013, 12(3): 218
- [2] Wu Chongzhou (吴崇周). *Acta Metallurgica Sinica* (金属学报) [J], 2002, 38(9): 94
- [3] Wu Chongzhou (吴崇周), Li Xingwu (李兴无). *Titanium Industry Progress* (钛工业进展) [J], 2006, 23(6): 17
- [4] Wu Chongzhou (吴崇周), Li Xingwu (李兴无). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(9): 580
- [5] Sha Aixue (沙爱学), Wang Qingru (王庆如), Li Xingwu (李兴无). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(3): 455
- [6] Zhang Juan(张娟). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Xi'an: Xi'an University of Architecture and Technology, 2009
- [7] Yao Zongyong (姚宗勇), Liu Qing (刘庆), Godfrey A *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2009, 45(6): 647
- [8] Zhou Jifeng(周继锋). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2005
- [9] Li Fengzhen (李凤珍), Liu Zhaojing (刘兆晶), Jin Quan(金铨) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals* (中国有色金属学报) [J], 1997, 7(1): 98
- [10] Wang Bingfeng (汪冰峰), Yang Yang(杨扬). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals* (中国有色金属学报)[J], 2007, 17(11): 1767

Deformation Features of TC16 Alloy Treated by Cold Upset Process

Li Kang¹, Fu Xuesong¹, Hu Jianjun², Zhang Jiuwen³, Zhou Wenlong¹

(1. Dalian University of Technology, Dalian 116024, China)

(2. Pingxiang College, Pingxiang 337000, China)

(3. Suntec Titanium LTD, Dalian 116011, China)

Abstract: The cold upset deformation behavior of as-annealed TC16 titanium alloy samples was investigated by a fast upsetting testing machine. Mechanical properties and deformation microstructure evolutions of deformed samples were analyzed by micro-hardness tester, TEM and XRD techniques. The results show that the as-annealed TC16 titanium alloy exhibits good plasticity deformation ability without cracks at the forging ratio of 1/8. However, the strain is not uniform in the deformed samples, which produces a split shear band during cold upset deforming, while the shear band has the largest hardness value. When the forging ratio is less than or equal to 1/4 the dislocation strengthening plays a major role; otherwise, fine grain strengthening is dominant. The deformed sample shows the largest hardness gradient when the forging ratio is 1/4, indicating the mechanical properties are not steady. When the forging ratio is greater than 1/4 the mechanical properties become steady gradually.

Key words: TC16; cold upset; shear band; strengthening mechanism

Corresponding author: Zhou Wenlong, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, P. R. China, Tel: 0086-411-84709967, E-mail: wlzhou@126.com