

TC17 钛合金热变形过程中片状组织球化演变及 Burgers 关系的破坏

贾志强, 曾卫东, 王凯旋

(西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

摘要: 采用 EBSD 技术研究了 TC17 钛合金片状组织在热变形过程中的球化演变规律, 并对比分析了变形前后 α 相与 β 相间 Burgers 关系的变化。结果表明, 热变形导致 β 相发生明显的动态再结晶。变形初期, 片状组织内部首先在动态回复作用下形成位错亚结构, 此时各亚结构间的亚晶界均为小角度晶界; 随着变形的增大, 亚晶界转化为大角度晶界导致片状 α 的破裂; 破碎 α 相的相界再通过扩散作用继续迁移, 最终实现 α 相的球化。热变形在改变片状组织形貌和稳定性的同时, 也破坏了片状组织中 α 相和 β 相间严格的 Burgers 关系, 热变形过程中, 柱滑移和其他滑移系或孪晶系的启动是造成 α 相与 β 相间严格 Burgers 关系破坏的根本原因。

关键词: TC17 钛合金; Burgers 关系; 显微组织; EBSD; 小角度晶界; 大角度晶界

中图分类号: TG146.2⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)10-2895-05

钛及钛合金以其低密度、高比强度以及优良的耐腐蚀等优点, 被广泛地应用于航天航空、生物医疗和化学工业等领域^[1-4]。对于 $\alpha+\beta$ 两相钛合金而言, 其等轴组织因其良好的塑性和强度匹配^[5], 而得到广泛应用。通常, 等轴组织是通过对片状组织热加工处理后获得的。需要指出的是, 经 β 单相区冷却形成的片状组织中, α 相和 β 相之间存在严格的 Burgers 关系, 即 $\{0001\}_\alpha // \{110\}_\beta$ 和 $\langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha // \langle 111 \rangle_\beta$ ^[6]。这种取向关系使 α 和 β 两相间形成(半)共格的相界^[7]。同时, 由于 α 相与 β 相间 Burgers 关系的存在, 这种界面能的高度各向异性决定了片状组织具有较高的稳定性。要使片状组织发生球化转变, 就需要破坏其各向异性, 降低组织的热力学稳定性。因钛合金片状组织的界面能较钢中珠光体界面能低, 所以不能像钢一样通过循环热处理使片状组织发生球化, 只能通过两相区的大变形才能使片状组织失去稳定性, 最终导致其球化^[8]。

因其技术重要性, 中外学者对片状组织的动态球化行为开展了深入研究。Shell^[9]等研究了初始组织对 Ti-6Al-4V 合金动态球化行为的影响。Song^[10]等研究了热变形参数对 Ti-6.5Al-1.5Zr-3.5Mo-0.3Si 合金的动态球化过程的影响。此外, 作为一种广泛应用于航空发动机的近 β 型合金, TC17 合金的球化行为也得到了广泛关注。Wang^[11]等研究了具有初始片层组织的 TC17

合金动态球化动力学行为。Jia^[12]等建立了 TC17 合金的动态球化预测模型。Xu^[13]等研究了 TC17 钛合金的静态球化动力学行为。然而由于受研究条件的限制, 上述研究对片状组织球化过程中晶界特征和微观组织的位向关系变化并没有深入研究。

近年来, 通过广泛应用于材料科学研究的 EBSD(electron backscattered diffraction)技术, 不仅能够获得晶粒大小、形状及分布等基本信息, 还能获得各晶粒的取向、不同相的分布、晶(相)界的类型等重要信息^[14]。这些信息对于研究钛合金动态球化机制具有重要意义。然而, 采用该技术研究钛合金片状组织球化的文献仍较少。本实验以 TC17 钛合金为研究对象, 采用 EBSD 技术对比研究了热变形过程片状组织的演变, 并讨论了 α 相和 β 相间 Burgers 关系的变化。

1 实验

实验所采用的 TC17 钛合金由宝钢特钢有限公司提供。其化学成分(质量分数, %)为 5.02Al, 3.93Cr, 3.88Mo, 2.37Sn, 1.95Zr, 0.05Fe, 0.01C, 0.01N, 0.003H, 0.12O, 其余为 Ti。通过金相观察法测得其相变点为 900 °C。

对初始组织为网篮组织的合金进行热模拟压缩试验。试验在 Gleeble 1500 热模拟机上进行。试样(尺寸

收稿日期: 2016-10-04

基金项目: 教育部博士点基金(20136102110034); 新世纪优秀人才支持计划(NCET-07-0696)

作者简介: 贾志强, 男, 1984 年生, 博士, 西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072, 电话: 029-88494298, E-mail: jzq19841102@163.com

为 $\Phi 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$) 经电阻加热至 $840 \text{ }^\circ\text{C}$ 并保温 300 s 后, 在应变速率为 0.01 s^{-1} 的条件下变形 30% 。随后, 为了保持变形态的组织结构, 热压缩后的试样立即水冷。将变形后的试样沿变形轴面剖开, 以对其微观组织进行观察和分析。

为了研究热变形过程对 TC17 钛合金 Burgers 关系的影响, 采用 EBSD 技术对原始态组织(网篮组织)和变形态组织进行对比观察和分析。为了消除机械打磨和抛光带来的残余应力, 对手工打磨至无明显划痕的试样表面进行电解抛光。抛光液成分(体积分数)为 $5\% \text{HClO}_4 + 95\% \text{CH}_3\text{COOH}$ 。抛光过程中以纯钛板为阴极, 电解电压为 40V , 在液氮冷却环境中抛光, 直至试样表面光亮。观测试验在配备了 EBSD 探头的 FEINova400 场发射扫描电镜上进行。观测过程中加速电压为 20 kV , 工作距离为 15 mm 。由于合金中片状 α 相具有较小的厚度, 因此应尽可能小地选择扫描步长。本研究中扫描步长为 $0.05 \text{ }\mu\text{m}$ 。扫描区域面积约为 $20 \text{ }\mu\text{m} \times 20 \text{ }\mu\text{m}$ 。观测结束后采用 HKL-Channel5 软件对数据进行处理。需要指出的是, 为了增强与原始组织的对比效果, 热模拟压缩试样观察区域选在中心位置, 即应变最大的部位进行。

2 结果及讨论

2.1 微观组织演变

图 1a, 1b 和 1c, 1d 分别给出了 TC17 钛合金变

形前后的相分布图和取向成像图。

相分布图(图 1a 和 1c)中红色代表 α 相, 蓝色代表 β 相。从图 1a 中可以看出, 初始组织为典型的网篮组织。红色 α 条交错分布在蓝色 β 相基体上。由于 TC17 钛合金中含有较高的 β 稳定元素(8%), 大量的稳定元素不仅能提高 β 相的稳定性, 还使合金中的 α 相较其他 β 稳定元素含量较低的钛合金更细^[15], 约 $0.35 \text{ }\mu\text{m}$ 。经 $840 \text{ }^\circ\text{C}$ 下 30% 的变形后, α 相的含量和形态都发生了较大的改变。变形后(图 1c), α 相的含量下降较为明显。这是因为在离相变点较近的温度变形使部分 α 相发生了溶解。此外, 试样在较高温度下承受了一定的变形, 该条件虽不足以使片状 α 相完全全球化, 但其形态也发生了显著变化。片状 α 相逐渐失去了原始网篮组织特征, 大部分 α 相出现扭曲和断裂, 仅在垂直于压缩轴方向有少量片状 α 相得以保存。这是因为随着变形的增加, 变形前与压缩轴方向较为接近的 α 条, 在金属流动和变形应力的共同作用下, 容易因为失稳而发生弯折; 而与压缩轴方向差异较大(90° 左右)的片状 α 相, 在较软的 β 相的调节作用下, 发生转动, 最终趋于垂直压缩轴方向分布^[16]。

取向成像图(图 1b 和 1d)中给出了合金中不同相的取向分布及其晶界(或相界)的特征变化情况。图中大角度晶界($\geq 15^\circ$)采用黑色粗线表示, 小角度晶界($< 15^\circ$)采用灰色细线表示。

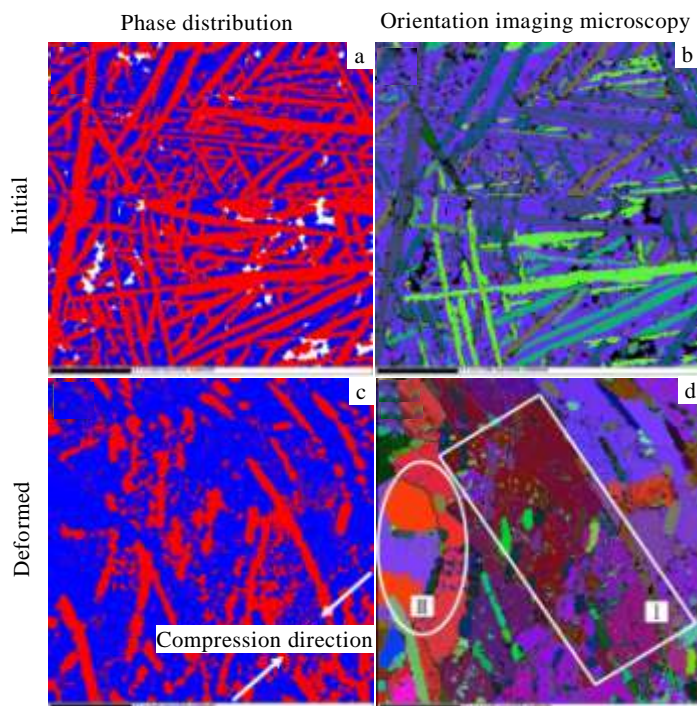


图 1 TC17 钛合金显微组织的相分布图和取向成像图

Fig.1 EBSD analyses of the microstructures of TC17 alloy

对比变形前后的取向成像图可以看出, 变形前的 β 相中观察不到明显的晶界, 且其取向分布基本一致。而变形后的 β 相中不仅出现了明显的晶界, 其取向分布也出现了变化。这说明 β 相发生了明显的动态再结晶。在金属流动的作用下, 图 1d 中 I 区域的晶粒明显被拉长, 并且该晶粒内部出现了两个明显的亚晶, 两个亚晶之间为小角度晶界。而区域 II 中的晶粒因为之前承受了较大变形, 已完成动态再结晶, 其晶界已转化为大角度晶界。因此, 可以推断出 β 相的动态再结晶过程是由亚晶(亚结构)引起的再结晶, 并没有新晶粒的形核过程。

从取向成像图(图 1b 和 1d)中可以看出, 变形前后 α 相的相界特征也发生了明显的变化。变形前初始片状组织(图 1b)中的 α 相相界几乎全部为大角度晶界; 变形后的组织中(图 1d), 片状 α 内部的小角度晶界明显增加, 新的大角度晶界出现, 这说明片状组织的完整性被破坏。

为了研究动态球化过程中界面的变化, 本研究分别统计了变形前后微观组织中 α 相相界的取向差角分布, 如图 2 所示。为降低统计噪音对结果的影响, 试验结果中消除了取向差小于 5° 的数据^[17]。

图 2a 为初始片状组织中 α 相相界取向差角分布。从图中可以看出, 初始态相界多为大角度晶界($\geq 15^\circ$)。其取向差分布较为离散, 但在 10° 、 30° 、 60° 和 90° 附近出现了明显的峰值。这与文献[18]中提出的同一 β 相中析出片状 α 可能的取向差分布基本一致。变形后 α 相晶界的取向差角分布发生了明显的变化(图 2b)。小角度晶界明显增加, 并且大角度晶界呈连续分布。Furuhara 等^[19]认为, 小角度晶界的存在表明钛合金的片状组织发生了动态回复, 而大角度晶界的出现则表明发生了动态再结晶。变形后 α 相中小角度晶界的明显增加是因为变形产生的大量位错在片层内聚集后, 随着位错间交互作用的增加, 片层内部的位错会通过动态回复机制重新排列, 形成低能量的位错界面或亚晶界结构, 这些新形成的界面均为小角度晶界。小角度晶界把片状组织分割成低位错密度的亚晶区域。随着变形程度的进一步增加, 小角度晶界通过不断吸纳位错发生动态再结晶, 从而形成大角度晶界, 这也解释了变形后组织中大角度晶界增加的原因。大角度晶界的形成也标志着初始组织遭到了破坏, 片状组织发生了球化转变。Seshacharyulu 等^[20]认为, 钛合金片状组织动态再结晶(球化)过程包括片层内部小角度晶界的形成和界面迁移导致片层断裂两个过程。通过上述分析发现, 钛合金片状 α 相的球化过程也没有传统再结晶的形核过程。取而代之的是出现了由位错界面和

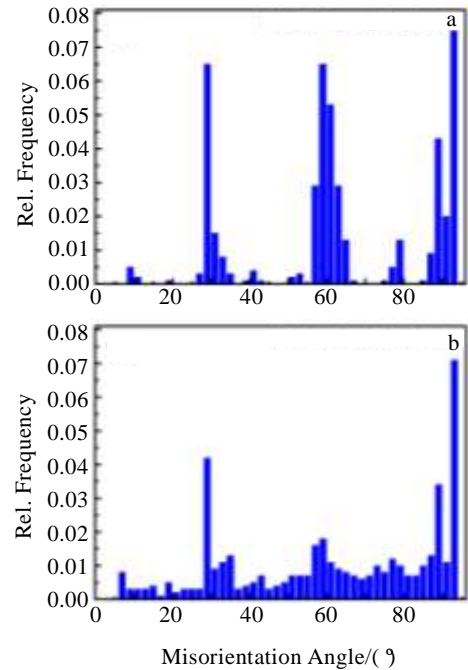


图 2 初始片状组织和变形组织中 α 相的取向差角分布
Fig.2 Misorientation angle distribution of α phase: (a) initial lamellar microstructure and (b) deformed microstructure

亚晶界转变的界面(小角度晶界)。随后该界面向相界逐渐迁移, 并在该界面与相界接触位置形成热蚀沟槽。随着应变的增大, 小角度晶界转化为大角度晶界, 并在 β 相的楔入作用下(如图 3 所示), 片状 α 相逐渐破碎。为了具有较低的表面能, 破碎的 α 相的相界在扩散作用下继续迁移, 最终实现 α 相的球化。

2.2 α 相和 β 相间的 Burgers 关系

为了研究变形前后 α 相和 β 相间 Burgers 关系的变化, 对 EBSD 数据进行分析和处理。图 4 为初始片状组织和变形组织的 β 相 $\{110\}$ 与 $\{111\}$ 极图和 α 相 $\{0001\}$ 与 $\{11\bar{2}0\}$ 极图。从图 4a 中可以看出, 初始片状组织中存在着严格的 Burgers 关系。这种位向关系可以视为网篮组织中 α 相和 β 相间(半)共格相界形成的先决条件。(半)共格相界不仅使片状组织具有较低的界面能和较高的稳定性, 还使滑移系的滑移因两相中的位错间极小的取向差而具有最小的滑移阻力^[6]。变形后的组织中 α 相和 β 相的位向关系明显偏离了 Burgers 关系(图 4b)。这也说明热变形过程破坏了初始片状组织的稳定性。 α 相和 β 相间相界能势必会因为变形引起的位错增殖而剧烈增加。

晶界取向差变化主要是由于变形过程中片状 α 的旋转造成的。对于 α -Ti 而言, 其 c/a 轴比小于密排六方结构的理想值, 因此其原子最密排面不是基面

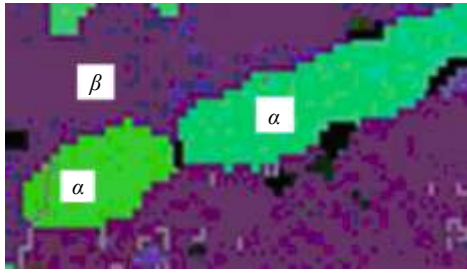


图 3 β 相楔入 α 相示意图

Fig.3 Penetration of β phase along the groove into α lamella

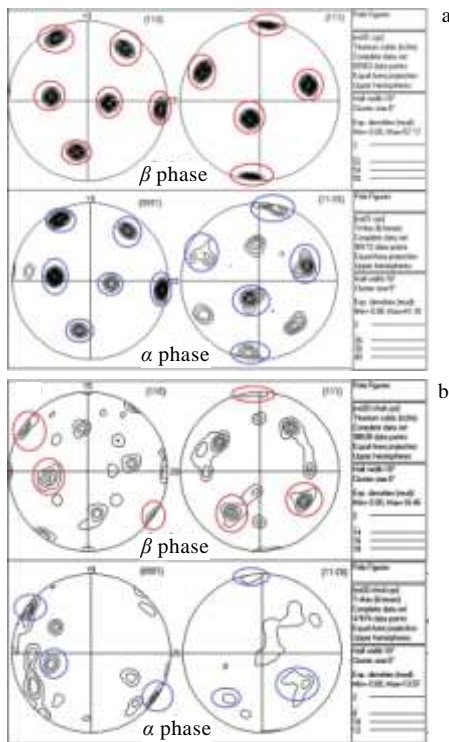


图 4 TC17 钛合金显微组织中的 α 相和 β 相的位向关系

Fig.4 Orientation relationship between α and β phases in TC17 alloy: (a) initial lamellar microstructure and (b) deformed microstructure

(0002), 而是一级柱面($10\bar{1}0$)。由于滑移总是沿着最密排面和最密排方向进行的, 因此 α -Ti 的主要滑移方式为 $(1010)\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 的柱面 a 滑移^[21]。由于在 α -Ti 的所有滑移系中仅有柱滑移能提供 $[0001]$ 方向的旋转, 因此, 这也从另一个角度证明了 α -Ti 变形过程中柱滑移会优先启动, 并成为主要变形方式。由于 α -Ti 中柱滑移的数目并不能满足 Von Mises 准则中所要求的 5 个独立滑移系, 因此, 变形过程中势必会有其他的滑移系或孪晶系的启动。Wang^[18]等认为, 在 $85 \sim 90^\circ$ 取向差附近的旋转轴 $\langle 2\bar{1}10 \rangle$ 和 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 可能有助于 $\{10\bar{1}2\}$ 和 $\{11\bar{2}3\}$

孪晶的形成。

综上所述, 热变形过程中柱滑移和其他滑移系或孪晶系的启动, 是造成 α 相与 β 相间严格 Burgers 关系破坏的根本原因。

3 结 论

1) TC17 钛合金片状组织球化过程中, β 相发生由亚晶(亚结构)引起的动态再结晶。

2) 变形初期, 片状组织内部首先在动态回复作用下形成位错亚结构。随着变形的增大, 由于动态再结晶的作用, 亚晶界转化为大角度晶界导致片状 α 的破裂。为了具有较低的表面能, 破碎 α 相的相界通过扩散作用继续迁移, 最终实现 α 相的球化。

3) 热变形破坏了 TC17 合金初始片状组织中 α 相和 β 相间严格的 Burgers 关系, 片状组织的稳定性遭到破坏。热变形过程中柱滑移和其他滑移系或孪晶系的启动, 是造成 α 相与 β 相间严格 Burgers 关系破坏的根本原因。

参考文献 References

[1] Boyer R R. *Mater Sci Eng A*[J], 1996, 213(1-2): 103

[2] Schutz R W, Watkins H B. *Mater Sci Eng A*[J], 1998, 243(1-2): 305

[3] Boyer R R. *Adv Perform Mater*[J], 1995, 2(4): 349

[4] Qian Jiuhong(钱九红). *Rare Metals*(稀有金属)[J], 2001, 25(4): 303

[5] Yang Yi(杨 义), Huang Aijun(黄爱军), Xu Feng(徐 峰) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2005, 15(5): 768

[6] Bhattacharyya D, Viswanathan G B, Denkenberger R *et al. Acta Mater*[J], 2003, 51(16): 4679

[7] Furuhashi T, Ogawa T, Maki T. *Philos Mag Lett*[J], 1995, 72(3): 175

[8] Wang Kaixuan(王凯旋), Zeng Weidong(曾卫东), Zhao Yongqing(赵永庆) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(S3): 411

[9] Shell E B, Semiatin S L. *Metall Mater Trans A*[J], 1999, 30: 3219

[10] Song H W, Zhang S H, Cheng M. *J Alloy Compd*[J], 2009, 480: 922

[11] Wang K X, Zeng W D, Zhao Y Q *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2010, 527: 2559

[12] Jia Z Q, Zeng W D, Xu J W *et al. J Mater Eng Perform*[J], 2015, 24(4): 1771

[13] Xu J W, Zeng W D, Jia Z Q *et al. J Alloy Compd*[J], 2014, 603: 239

- [14] Randle V. *Microtexture Determination and Its Applications* [M]. London: Institute of Metals, 1992: 3
- [15] Park C H, Won J W, Park J W *et al. Metall Mater Trans A*[J], 2012, 43(3): 977
- [16] Tian Fei(田 飞), Zeng Weidong(曾卫东), Ma Xiong(马 雄) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(6): 998
- [17] Yang Ping(杨 平). *Electron Backscattered Diffraction Technology and Application*(电子背散射衍射技术及其应用)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2007: 5
- [18] Wang S C, Aindow M, Starink M J. *Acta Mater*[J], 2003, 51: 2485
- [19] Furuhashi T, Poorganji B, Abe H *et al. JOM* [J], 2007, 1: 64
- [20] Seshacharyulu T, Medeiros S C, Morgan J T *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2000, 279: 289
- [21] Wang Hao(王 皞), Xu Dongsheng(徐东生), Yang Rui(杨 锐). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(S3): 654

Globularization Evolution of Lamellar Microstructure and Destruction of Burgers Orientation Relationship for TC17 Titanium Alloy during Hot Deformation

Jia Zhiqiang, Zeng Weidong, Wang Kaixuan

(State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: The microstructure evolution and the change of Burgers orientation relationship between α and β phase of TC17 titanium alloy with initial lamellar microstructure were researched by EBSD. The results show that dynamic recrystallization of β phase occurs during the hot deformation process. Meanwhile, the dynamic globularization of α phase includes the formation of subboundary and the fragmentation of α phase. The fragmented α phase eventually transforms to globularized particle. In addition, the strict Burgers orientation relationship between α and β phase is destroyed, due to the activation of prismatic slip system and other slip or twin systems.

Key words: TC17 titanium alloy; Burgers orientation relationship; microstructure; EBSD; low-angle grain boundary; high-angle grain boundary

Corresponding author: Zeng Weidong, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-88494298, E-mail: zengwd@nwpu.edu.cn