

退火温度对 TC18 钛合金组织及 织构演变规律的影响

颜孟奇¹, 沙爱学¹, 李凯², 张旺峰¹, 王玉会¹

(1. 北京航空材料研究院, 北京 100095)

(2. 北京科技大学, 北京 100083)

摘要: 随着钛合金锻件的大型化, 锻造过程中应力场、温度场不均匀问题更加突出, 锻件局部形成锋锐织构的可能性大大增加, 易对产品的可靠性及安全性造成危害。利用 EBSD 技术, 对比了工业生产的大规格 TC18 钛合金棒材不同位置中心及表层的组织及织构差异, 通过观察两者在不同保温温度下 α 相及 β 相的组织及织构特征, 研究退火后组织及织构演变规律。结果表明: 在两相区, β 相主要发生回复, 部分 α 相发生再结晶, β 相晶粒尺寸及织构基本不发生变化。接近相变点时, 大尺寸回复态 β 晶粒易于利用尺寸优势吞并其他晶粒; 部分 α 相, 特别是晶界处取向接近的片层 α 相, 易于通过合并发生晶粒长大; 特殊取向的 α 相更易发生相变, 相变的 α 相不会形成新的 β 晶核。在单相区, β 相发生再结晶及晶粒长大, 且无择优现象, β 相织构明显减弱。

关键词: TC18 钛合金; 组织; 织构; EBSD

中图分类号: TG146.2*3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)S1-156-05

钛合金具有比强度高、耐高温、抗腐蚀性能好等优点, 广泛应用于航空、航天等领域。航空锻件的大型化、整体化, 满足飞行器可靠性高、使用寿命长、速度快、自重轻等的设计要求, 是钛合金制造技术重要的发展方向。在飞机结构件的设计中, 将传统的多段焊接组合隔框改为钛合金大型整体框, 不仅可以减少零件和连接件的数量, 减轻飞机结构重量, 同时还可以避免焊接、螺栓等连接的薄弱面, 提高飞机结构件的安全可靠性^[1]。在飞机发动机设计中, 多数发动机的低压转子鼓筒及风扇盘, 也由钛合金整体锻件机加工制成, 不但减少了零件数量, 而且避免了零件装配不当造成的安全风险, 提高了生产效率^[2]。

锻件的大型化必然导致制备锻件的钛合金棒材尺寸的增加。棒材尺寸放大后, 锻造过程中应力场、温度场不均匀问题更加突出, 加之锻造多为简单的单一方向拉伸或压缩变形, 棒材不同位置的组织及织构差异愈加明显。文献[3]指出, TC18 钛合金大规格棒材中心 α 相为片层状, β 相尺寸较大且极不均匀, 并形成较强的 $\langle 100 \rangle \beta$ 织构; 表层 α 相为等轴状, β 相尺寸较小, 形成弱的 $\langle 110 \rangle \beta$ 和 $\langle 100 \rangle \beta$ 混合织构。目前尚不清楚的是这种组织及织构的差异, 是否会在后续的锻件制备过程中遗传, 以及能否通过合理的热处理工艺减小。

利用金相及电子背散射衍射 (EBSD) 技术, 对比了工业化生产的 TC18 钛合金 $\phi 300$ mm 规格棒材横截面中心及表层的组织及织构, 观察两者在两相区、相变点附近、单相区退火后的组织及织构变化, 目的是分析退火过程中 α 及 β 相的回复、再结晶、晶粒长大行为, 为减小大型钛合金棒材的组织及织构差异提供理论依据。

1 实验

所用实验材料为工业制造的 TC18 钛合金 $\phi 300$ mm 棒材, 其化学成分 (质量分数, %) 为 Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe-0.1O, 相变点为 860 °C。通过线切割在棒材中心及表层截取 $\phi 10$ mm \times 20 mm 的试样。将中心及表层的试样分别在 600、800、855、870、900、950 °C 保温 0.5 h 后, 取出并淬水。使用光学显微镜及配备 HKL-EBSD 系统的 ZEISS SUPRA55 型场发射扫描电镜观察锻态及退火试样的组织及织构。

2 实验结果

2.1 锻态组织及织构

由于锻造过程中棒材中心与表层的应力场、温度场差别较大, TC18 钛合金 $\phi 300$ mm 棒材中心与表层位置

收稿日期: 2016-12-14

作者简介: 颜孟奇, 男, 1985 年生, 博士, 北京航空材料研究院, 北京 100095, 电话: 010-62496632, E-mail: yanmengqi123@163.com

的组织及结构存在明显差异。中心位置的 α 相成片层状，表层 α 相多为等轴状（图 1）。图 2 为通过 EBSD 数据外插法，去除 α 相后获得的棒材 β 相宏观的取向成像分布图，扫描面积为 $2\text{ mm} \times 2\text{ mm}$ ，具有一定的统计性。中心位置的 β 相尺寸较小，存在较弱的 $\langle 110 \rangle$ 织构（强度 1.88），见图 2a；表层 β 相尺寸较大且极不均匀，大尺寸晶粒内具有较大的取向差，织构类型为较强的 $\langle 111 \rangle$ 织构（强度 3.88）和较弱的 $\langle 100 \rangle$ 织构，如图 2b 所示。值得注意的是， β 相的尺寸分布与文献[3]相反，织构类型也有所不同，说明两者的锻造工艺不同。

图 3 为棒材中心层及表层区域的 α 相和 β 相取向分布图，扫描区域较小，着重观察 α 相和 β 相之间的取向关系。众所周知，钛合金由体心立方至密排六方的 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变，满足 $\{0002\}\alpha // \{110\}\beta$ ， $\langle 11-20 \rangle\alpha // \langle 111 \rangle\beta$ 的晶体学关系，即 Burgers 关系^[4-7]。对比图 3a 的 β 相 $\{110\}$ 极图和 α 相 $\{0002\}$ 极图，棒材中心片层状的 α 相和 β 相之间保持了较好的 Burgers 关系；同样，表层等轴状的 α 相和 β 相之间也保持了较好的 Burgers 关系，见图 3b。

2.2 两相区保温后的组织及结构

当升温至 $600\text{ }^\circ\text{C}$ 时，棒材 β 相的晶粒尺寸及织构类型并未发生明显变化，见图 4。中心层 β 相的 $\langle 110 \rangle$ 织构有所加强（强度 2.41），如图 4a 所示；表层 β 相仍以 $\langle 111 \rangle$ 织构为主（强度 3.11），并存在较弱的 $\langle 100 \rangle$

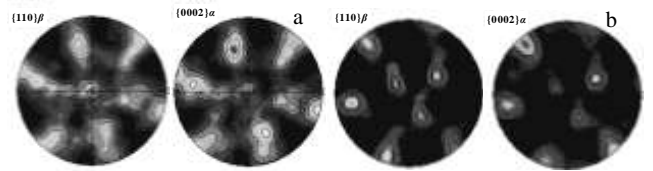


图 3 TC18 钛合金棒材中心层及表层的两相取向关系
Fig.3 Two phase orientation relationship of TC18 alloy forged bars at center (a) and surface layer (b)

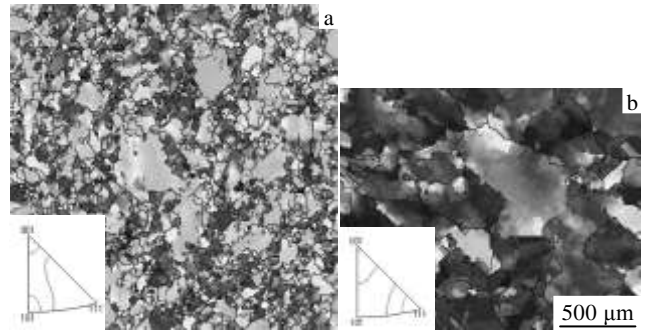


图 4 TC18 钛合金 $600\text{ }^\circ\text{C}$ 保温后中心层及表层的 β 相织构
Fig.4 β phase texture of TC18 alloy forged bars at center (a) and surface layer after annealing at $600\text{ }^\circ\text{C}$ (b)

织构，见图 4b。由于该温度下仍存在着较多的 α 相，对 β 晶粒的长大起抑制作用，因此 β 晶粒主要发生回复，造成大尺寸 β 晶粒内部的取向差减小，见图 4b。对比图 5 中 β 相 $\{110\}$ 极图和 α 相 $\{0002\}$ 极图可知，中心及表层的 α 相和 β 相仍保持着良好的 Burgers 关系；部分 α 相可能发生了再结晶，使得 α 相在 $\{0002\}$ 极图中的位置有所偏移（箭头所指）。

当升温至 $800\text{ }^\circ\text{C}$ 时，中心层 β 相的晶粒尺寸更加不均匀，见图 6a。尺寸较大的 β 晶粒多为 $\langle 110 \rangle$ 及 $\langle 100 \rangle$ 取向，其晶粒内部存在一定的取向差，是回复而非再结晶造成的。表层 β 晶粒仍以回复为主，其中 $\langle 111 \rangle$ 织构仍占主导， $\langle 100 \rangle$ 织构有所加强，如图 6b 所示。对比图 1a 及图 7a，中心层片层状 α 相的数量明显减少，形成了较多更加细长的晶界 α 相，使取向接近的晶界 α 相合并，且发生了晶粒长大形成。与 $600\text{ }^\circ\text{C}$ 保温相似，中心与表层层也有 α 相与 β 相偏离 Burgers 关系的现象，如图 7、图 8 所示。

2.3 相变点附近保温后的组织及结构

当升温至 $855\text{ }^\circ\text{C}$ 时，中心层织构以 $\langle 100 \rangle$ 为主，大部分 β 晶粒内部仍存在一定的取向差，见图 9a。表层 β 晶粒组织及结构与 $800\text{ }^\circ\text{C}$ 保温时相似，如图 9b 所示。接近相变点时， α 相几乎完全消失，但剩余的 α 相与 β 相仍然在一定程度上保持着 Burgers 关系，见

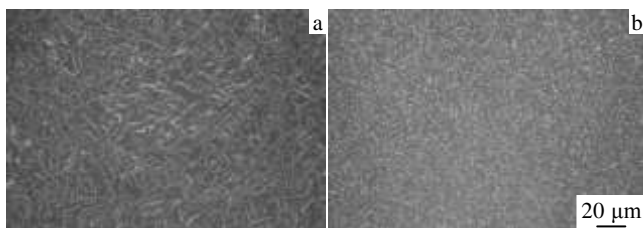


图 1 TC18 钛合金锻棒中心层及表层的显微组织
Fig.1 Microstructures of TC18 alloy forged bar at center (a) and surface layer (b)

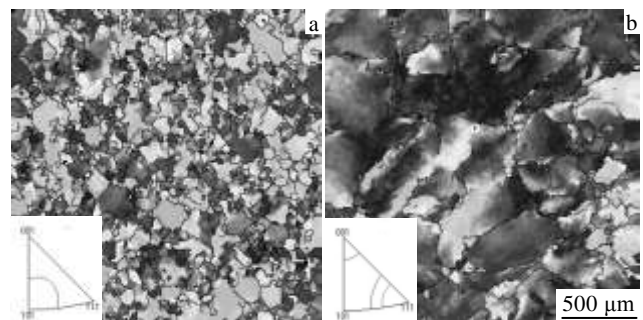


图 2 TC18 钛合金锻棒中心层及表层的 β 相织构
Fig.2 β phase texture of TC18 alloy forged bars at center (a) and surface layer (b)

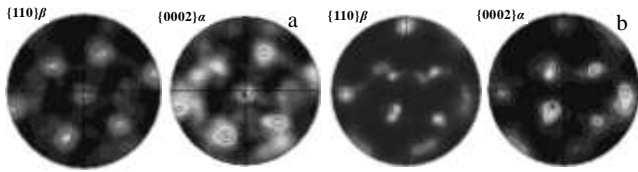


图 5 TC18 钛合金棒材 600 °C 保温后中心层及表层的两相取向关系

Fig.5 Two phase orientation relationship of TC18 alloy forged bars at center (a) and surface layer (b) after 600 °C annealing

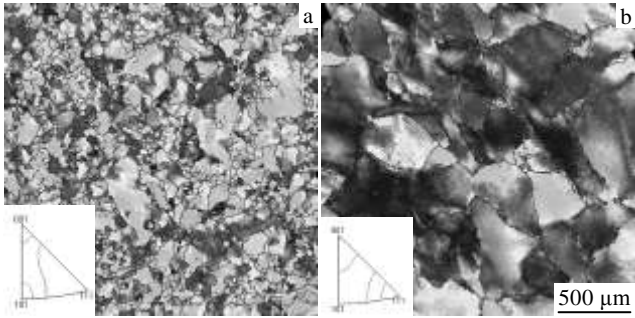


图 6 TC18 钛合金 800 °C 保温后中心层及表层的 β 相织构

Fig.6 β phase texture of TC18 alloy forged bars at center (a) and surface layer (b) after annealing at 800 °C

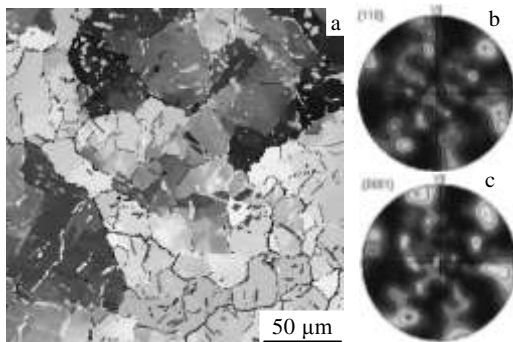


图 7 TC18 钛合金棒材 800 °C 保温后中心层的组织及织构

Fig.7 Microstructure and texture of TC18 alloy forged bars at center layer after annealing at 800 °C: (a) EBSD map; (b) {110} pole, β phase; (c) {0001} pole figure, α phase

图 10、图 11。值得注意的是某些特殊取向的片层 α 相先于其他 α 相发生回溶，如图 10 箭头处所示。

当升温至 870 °C（相变点以上）时，由于缺少了 α 相对晶界迁动的钉扎作用，β 相迅速发生再结晶并长大，但仍可以观察到内部存在较大取向差的回复态大尺寸 β 晶粒，见图 12。中心层的 β 相除了继承了原有的 <110>取向，<100>取向晶粒迅速长大并占据主导。与中心层相似，表层也以 <100>织构为主。

可知，加热到相变点以后，<100>取向晶粒迅速

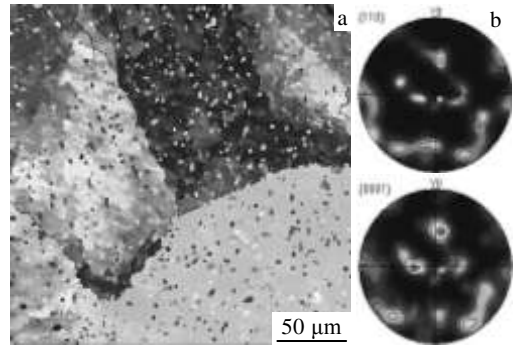


图 8 TC18 钛合金棒材 800 °C 保温后表层的组织及织构

Fig.8 Microstructure and texture of TC18 alloy forged bars at surface layer after annealing at 800 °C: (a) EBSD map; (b) {110} pole, β phase; (c) {0001} pole figure, α phase

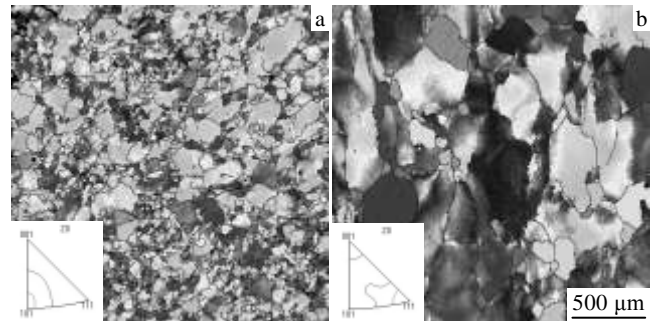


图 9 TC18 钛合金 855 °C 保温后中心层及表层的 β 相织构

Fig.9 β phase texture of TC18 alloy forged bars at center (a) and surface layer (b) after annealing at 855 °C

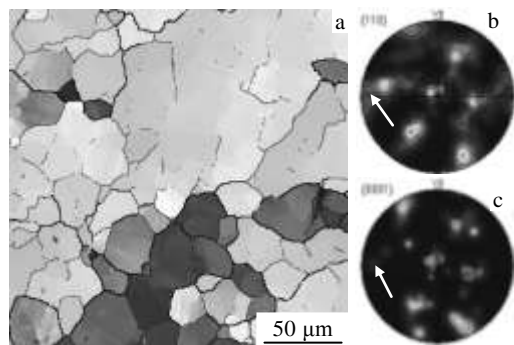


图 10 TC18 钛合金棒材 855 °C 保温后中心层的组织及织构

Fig.10 Microstructure and texture of TC18 alloy forged bars at center layer after annealing at 855 °C: (a) EBSD map; (b) {110} pole, β phase; (c) {0001} pole figure, α phase

长大，使得中心及表层的织构差异减小，但由于回复态大尺寸 β 晶粒的存在，中心及表层的尺寸均匀性仍有明显差异。

2.4 单相区保温后的组织及织构

当温度升至 900 °C 时，大尺寸的回复态 β 晶粒几

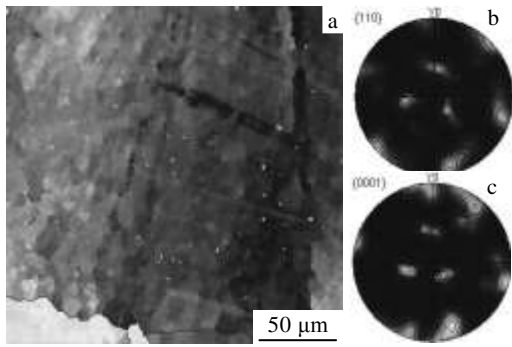


图 11 TC18 钛合金棒材 855 °C 保温后表层的组织及织构
Fig. 11 Microstructure and texture of TC18 alloy forged bars at surface layer after annealing at 855 °C: (a) EBSD map; (b) {110} pole, β phase; (c) {0001} pole figure, α phase

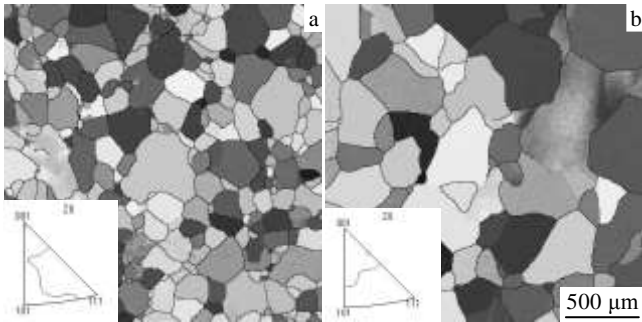


图 12 TC18 钛合金 870 °C 保温后中心层及表层的 β 相织构
Fig. 12 β phase texture of TC18 alloy forged bars at center (a) and surface layer (b) after annealing at 870 °C

乎完全消失，取而代之的是等轴再结晶态 β 晶粒，见图 13。再结晶后出现了原本不存在的新取向，如图 13a 中 $\langle 100 \rangle$ 与 $\langle 110 \rangle$ 之间的取向，图 13b 中 $\langle 110 \rangle$ 与 $\langle 111 \rangle$ 之间的取向等，这些新取向的出现使得棒材中心及表层只有单一取向占主导的状态得以改变，减小了中心与表层的织构差异。由于再结晶后并未出现择优长大现象，中心及表层的 β 相尺寸差异也相应减小。

当升温至 950 °C 时，中心与表层的 β 晶粒尺寸更加均匀，织构类型更加丰富，见图 14。值得注意的是，表层的 $\langle 100 \rangle$ 织构开始占据主导。

3 讨论

3.1 β 相的回复、再结晶、晶粒长大

由图 2、图 4、图 6、图 9 可知，在相变点以下保温时， β 相的软化机制主要以回复为主。图 15 为 EBSD 自带软件计算的各温度保温后 β 相的平均晶粒尺寸。可见在相变点以下， β 相的晶粒尺寸几乎不发生变化。接近相变点时，由于 α 相回溶，其钉扎能力减弱， β

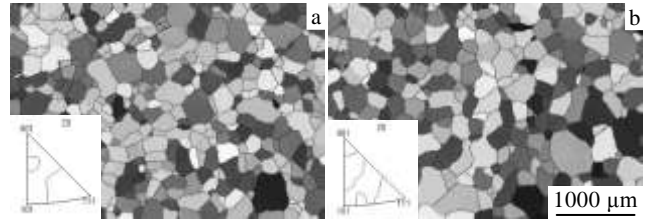


图 13 TC18 钛合金 900 °C 保温后中心层及表层的 β 相织构
Fig. 13 β phase texture of TC18 alloy forged bars at center (a) and surface layer (b) after annealing at 900 °C

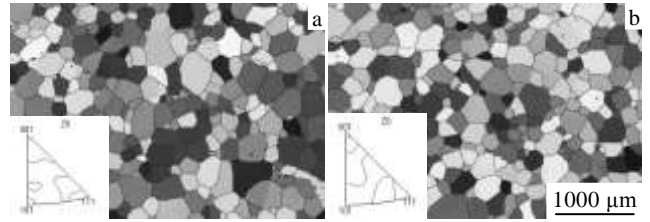


图 14 TC18 钛合金 950 °C 保温后中心层及表层的 β 相织构
Fig. 14 β phase texture of TC18 alloy forged bars at center (a) and surface layer (b) after annealing at 950 °C

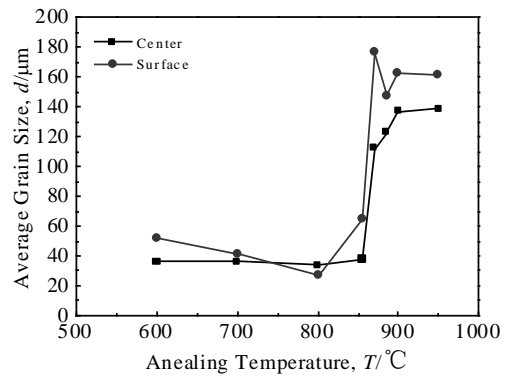


图 15 TC18 钛合金不同温度退火后 β 相的平均晶粒尺寸
Fig. 15 Average grain sizes of β phase texture in TC18 alloy forged bars after annealing at different temperatures

相晶粒迅速增大。在该阶段， β 相晶粒的长大以大晶粒优势吞并小晶粒为主，原本占优势的 $\langle 110 \rangle$ （中心）及 $\langle 111 \rangle$ （表层）晶粒迅速长大，与文献[8]相符。对比图 2、图 9，棒材中心及表层 β 相的晶粒尺寸及主要织构类型几乎完全不变，这说明相变点以下保温无法减小 TC18 钛合金棒材中心及表层的组织及织构差异。在接近相变点的单相区保温时，再结晶晶粒难以吞并部分回复态的大尺寸 β 晶粒，见图 12。当升温至相变点以上 40 °C 时， β 晶粒尺寸迅速增大，并产生了新的取向，这是再结晶后晶粒长大的结果。由于晶粒长大的驱动力增大，回复态大尺寸 β 晶粒基本消失，见图 13。在该阶段，由于未出现择优长大现象，中心及表层的织构减弱，晶粒尺寸更加均匀。说明在该温度下保温，有

利于减小中心及表层 β 相的晶粒尺寸及织构差异。升温至相变点以上 90 °C 时, $\langle 100 \rangle$ 取向的 β 晶粒增多, 是否是择优长大的结果, 还需要进一步的研究, 见图 14。

3.2 α 相的回复、再结晶、晶粒长大

在室温下, α 相与 β 相之间保持着良好的 Burgers 关系, 而当温度升高时, 部分 α 相与 β 相出现了偏离 Burgers 关系的现象, 这应该是 α 相发生再结晶的缘故。当温度接近相变点时, 一部分 α 相发生了相变, 一部分 α 相则发生了晶粒长大, 见图 7、图 8、图 10、图 11。对于片层状的 α 相, 位向接近的晶界 α 相更易发生合并, 并沿晶界方向生长, 见图 7。发生相变的 α 相, 有明显的择优现象, 如图 10 中箭头所指位置, 该取向的 α 相更容易发生相变。此外, 接近相变点时, β 相并未形成新的取向, 说明发生那部分相变的 α 相并未形成新的 β 相核心, 而是回溶至原有的 β 相中, 与文献[9]相符。

4 结 论

1) 在两相区, β 相主要发生回复, β 相晶粒尺寸及织构基本不发生变化; 接近相变点时, 大尺寸回复态 β 晶粒易于利用尺寸优势吞并其他晶粒, β 相平均晶粒增大; 在单相区, 由于 β 相发生了再结晶及晶粒长大, 且无择优现象, β 相织构明显减弱。

2) 在两相区, 部分 α 相发生再结晶, 使得 α 相与 β 相偏离 Burgers 关系; 接近相变点时, 部分 α 相, 特别是晶界处取向接近的片层 α 相易于通过合并发生晶粒长大; 特殊取向的 α 相更易发生相变; α 相只会固

溶至原有的 β 相中, 不会形成新的 β 相晶核。

3) 在相变点以下保温时, 无法改变 TC18 钛合金棒材中心与表层的组织及织构差异; 在相变点以上 40 °C 保温时, 棒材中心与表层的 β 相晶粒尺寸差异及织构差异明显减小。

参考文献 References

- [1] Yao Zekun(姚泽坤), Guo Hongzhen(郭鸿镇), Zou Yongheng(邹永恒) *et al. Forging & Stamping Technology(锻压技术)*[J], 2005, 30(5): 4
- [2] Wu Huan(吴欢), Zhao Yongqing(赵永庆), Ge Peng(葛鹏). *Materials Review(材料导报)*[J], 2011, 25(7): 101
- [3] Li Kai(李凯), Yang Ping(杨平), Sha Aixue(沙爱学) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2014, 50(6): 707
- [4] Karthikeyan T, Dasgupta Arup, Khatirkar R *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 528(2): 549
- [5] Furuhashi T, Takagi S, Watanabe H *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1996, 27(6): 1635
- [6] Bhattacharyya D, Viswanathan G B, Fraser H L. *Acta Materialia*[J], 2007, 55(20): 6765
- [7] Obasi G C, Biroscu S, Leo Prakash D G *et al. Acta Materialia* [J], 2012, 60(17): 6013
- [8] Yan M Q, Sha A X, Zhang W F *et al. Materials Science Forum* [J], 2014, 817: 263
- [9] Leo Prakash D G, Honniball P, Rugg D *et al. Acta Materialia* [J], 2013, 61(9): 3200

Effect of Annealing Temperature on Microstructure and Texture Evolution of TC18 Titanium Alloy

Yan Mengqi¹, Sha Aixue¹, Li Kai², Zhang Wangfeng¹, Wang Yuhui¹

(1. Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

(2. University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: Sharp texture in large sizing integration of titanium alloy forgings, which were more easily formed by heterogeneity of stress field and temperature field during forging, is harmful for safety and reliability of products application. By EBSD techniques we observed the microstructure and texture of TC18 titanium bars at center layer and surface layer, and analyzed the evolution regularity of microstructure and texture after forging and annealing process at different temperatures. Results show that after $\alpha+\beta$ region annealing, most β grains are recovered, some α grains recrystallized, and the grains size and texture of β phases are scarcely changed. When annealed near phase transformation temperature, large sized recovery β grains grow by grains size advantage; some α grains, particularly the lamellar α grains in β grain boundaries, grow by the combination of near oriented α grains; some special oriented α grains trend to transform, and the transformed α grains would not create new β phase nuclei. After β region annealing, β phase texture is weakened obviously because β grains recrystallize and grow up without orientation preference.

Key words: TC18 titanium alloy; microstructure; texture; EBSD

Corresponding author: Yan Mengqi, Ph. D., Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, P. R. China, Tel: 0086-10-62496632, E-mail: yanmengqi123@163.com