

热循环对 Ti-6Al-4V 合金显微组织与疲劳性能的影响

刘运玺^{1,2}, 陈玮¹, 李志强^{1,2}, 姚罡¹, 韩秀全^{1,2}, 李金山³

(1. 北京航空制造工程研究所, 北京 100024)

(2. 塑性成形技术航空科技重点实验室, 北京 100024)

(3. 西北工业大学, 陕西 西安 710072)

摘要: 对 Ti-6Al-4V 轧制板材依次进行了 920, 800, 850, 900 °C 4 次热循环, 研究了材料在每次热循环后的显微组织及微观结构的演变, 并对热循环前后的拉伸和旋转弯曲疲劳性能进行了比较。结果表明, 原材料中存在的长条 α 相发生再结晶后趋于等轴化, 其组织不均匀性在 920, 800 °C 2 次热循环后得到根本性改善, 再经历 850, 900 °C 2 次热循环后, 初生 α 相进一步等轴化并稍有长大, 其体积分数维持稳定。原材料具有较强的横向织构, 有多个平行于轧制方向的宏观带存在, 导致了轧向的疲劳性能优于横向, 中值疲劳极限分别为 497 MPa/474 MPa。热循环后横向织构强度有所减弱, 并且出现了一定程度的 (0001) 基面织构。经历 4 次热循环后, 材料的显微组织发生粗化, 抗拉强度降低了约 20 MPa, 轧向/横向的中值疲劳极限下降至 441 MPa/441 MPa。

关键词: Ti-6Al-4V; 显微组织; 织构; 高周疲劳

中图分类号: TG146.2[†]1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)S1-235-06

钛合金具有较高的比强度、良好的耐腐蚀性、焊接性和优异的疲劳性能, 在航空、航天、石油化工、车辆工程、船舶、日常生活等领域获得了广泛的应用, 创造了良好的社会效益, 长期以来一直是材料领域的研究热点^[1-6]。Ti-6Al-4V 合金具有优良的综合性能, 因此应用最为广泛, 其使用量占全部钛合金的 80%。化学成分一定的钛合金的性能是由其微观组织形态决定的, 而微观组织主要取决于材料变形工艺和热处理制度, 通过合理控制热处理工艺参数, 可以实现对钛合金组织和强韧性的综合控制。对此, 国内外学者对钛合金显微组织、热处理和性能之间的关系进行了大量的研究^[7-11], 获得了不同类型钛合金加工工艺-显微组织-力学性能三者之间的关系。

钛合金室温变形抗力大、成型困难, 其构件成形一般在高温下进行。超塑成形/扩散连接是成形钛合金多层结构的重要近净成形工艺之一^[12,13], 它包含多个热过程, 而针对材料在多次热循环过程中组织和性能演变以及热循环对疲劳性能影响的研究工作较少。一直以来, 钛合金的高周疲劳问题都是其零件设计与服役中的难题之一^[14], 学界对钛合金高周疲劳行为的研究也不断深入。本工作研究了 Ti-6Al-4V 合金轧制板材在经历 920, 800, 850, 900 °C 4 次热循环过程中的显

微组织及微观结构的演化, 并分析了热循环对材料室温拉伸及高周疲劳性能的影响。

1 实验

试验选用的原材料是 25 mm 厚 Ti-6Al-4V 板材, 其化学成分如表 1 所示。通过差示扫描量热方法 (DSC) 测得原材料的相变点为 1034 °C。图 1 为 Ti-6Al-4V 合金原材料的显微组织, 它由等轴状的初生 α 相和 β 转变组织组成。初生 α 相晶粒平均直径为 12 μm , 体积分数约为 85%。 β 转变组织由次生 α 相片层和其间残留的 β 片层相间排列组成, 其中 α 片层宽度为 3~4 μm 。原材料轧向和横向的室温平均屈服强度分别为 965 MPa/980 MPa, 室温平均抗拉强度分别为 1012 MPa/1017 MPa。

对热循环前后的 Ti-6Al-4V 板材进行了室温拉伸和旋转弯曲疲劳试验。根据 GBT 228.1-2010, 制定的室温拉伸试样形状和尺寸如图 2a 所示; 根据 GBT4337-2008 制定的旋转弯曲光滑圆柱疲劳试样形状如图 2b 所示。旋弯疲劳试样工作段直径为 7.5 mm, 全长 100 mm, 试样采用车削加工和纵向抛光方法制备。

对原材料 Ti-6Al-4V 板材进行 4 个热循环处理, 具体参数列于表 2。每 1 次热过程完成后, 采用线切

收稿日期: 2016-12-30

作者简介: 刘运玺, 男, 1989 年生, 博士生, 北京航空制造工程研究所, 北京 100024, E-mail: liuyunxi9906@163.com

表 1 Ti-6Al-4V 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti-6Al-4V alloy (wt%)

Elements	Al	V	O	C	N	Fe	H	Ti
Content	6.38	4.09	0.20	0.025	0.0031	0.17	0.0010	Bal.

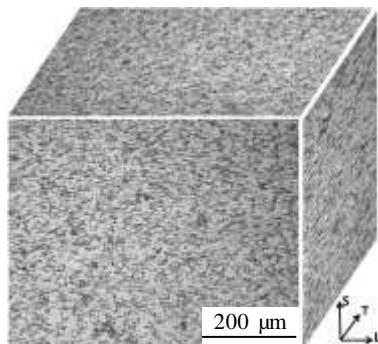


图 1 Ti-6Al-4V 合金原材料显微组织

Fig.1 Microstructure of as-received Ti-6Al-4V alloy

割的方法切取试样分别进行金相观察和 EBSD 微观组织分析。金相观察使用 Leica DM6000M 金相显微镜，EBSD 设备为场发射电镜，型号为 JSM-7001F，工作电压为 20 kV，配有 TSL 系统。

室温拉伸试验的应变速率为 0.001 s^{-1} ，分别对原材料轧向和横向的试样进行测试。同种状态的试样各进行 5 次拉伸试验，然后求取平均值；旋转弯曲高周疲劳试验应力比 $R=-1$ ，加载频率为 50 Hz，疲劳寿命超出 1×10^7 则终止试验。采用升降法对轧向和横向的试样进行疲劳测试并通过数理统计方法计算存活率为 50% 条件下的中值疲劳极限。

4 次热循环过程完成后，采用同样的方法进行室温拉伸和旋转弯曲疲劳试验，测试热循环后 Ti-6Al-4V 合金轧向和横向的室温力学性能和疲劳寿命。

2 结果与分析

2.1 显微组织

每次热循环后 Ti-6Al-4V 合金的显微组织如图 2 所示。经过第 1 个热循环后（图 2a），原材料中存在

表 2 热循环试验参数

Table 2 Experiment parameters of the thermal cycling

Thermal cycling number	Temperature/°C	Holding time/h	Cooling mode
1	920	2	AC
2	800	1	AC
3	850	1	AC
4	900	3	AC

的长条状 α 晶粒数量大幅减少，但仍有少量长宽比较高的晶粒残留。长条状 α 晶粒在第 1 个热过程中产生了静态回复和再结晶，在初生 α 晶粒内部或晶界处出现小晶粒。 β 转变组织中的 α 板条厚度有所增大，这是由于热过程后冷速较低造成的。经过第 2 次热循环后（图 2b），组织分布均匀，长条状 α 晶粒基本消失，前一过程出现的小晶粒有所长大，显微组织为等轴 α 晶粒和晶间 β 相。原初生 α 晶粒稍有长大，其体积分数没有变化。经过第 3（图 2c）、第 4（图 2d）次热循环后，组织分布更加均匀，初生 α 相比比例基本维持不变， α 晶粒尺寸稍有长大。

Ti-6Al-4V 合金原材料 EBSD 晶粒取向分布、晶界取向差分布和极图如图 3 所示。多个初生 α 相晶粒在局部聚集形成微区结构，并且沿板材厚度方向（图中水平方向）呈现层状分布，如图 3a 中绿色部分所示。EBSD 分析给出初生 α 相比比例约为 85%，平均晶粒尺寸约为 $12\text{ }\mu\text{m}$ ，与金相观察结果一致。晶界取向差分布（图 3b）显示原材料 Ti-6Al-4V 合金晶界主要是大角晶界（蓝色），约占 60%，但仍然有较多的小角晶界（绿色和红色）存在，这些小角晶界区域与图 3a 中的微区结构对应，确认了原材料中局部结构的存在。通常情况下，板材中这种层状宏观带是铸锭开坯与轧制过程中 α/β 片层团的破碎和再结晶不完全造成的。极图（图 3c）显示 Ti-6Al-4V 合金存在较强的横向织构，其强度达到 5 倍的随机值。

经历每次热循环后，EBSD 分析测得的 Ti-6Al-4V 合金的晶粒取向分布 (GOD) 如图 4 所示（观察区域为 $400\text{ }\mu\text{m} \times 800\text{ }\mu\text{m}$ ），反极图沿着板材的名义法线方向，其对应的极图如图 5 所示。对比图 3c 可知，Ti-6Al-4V 合金经过热循环后仍保留着较强的横向织构，但基面织构逐渐形成，织构微区有沿板材厚度方向分层分布的趋势（图 4）。

从各热过程中极图（图 5）演化可以看出，Ti-6Al-4V 合金经过多个热循环后，仍然以横向织构为主，但其强度逐渐减弱，最大强度从 $7.6 \rightarrow 7.2 \rightarrow 6.2 \rightarrow 4.5$ 倍随机值，织构的分布范围也有所增大，并且出现了一定程度的 (0001) 基面织构。

每次热循环过程后，EBSD 分析测得的 Ti-6Al-4V 合金的晶界取向差分布图如图 6 所示。数据显示 Ti-6Al-4V 合金原材料中大角晶界（蓝色）比例约占 60%，经过热循环各过程后，大角晶界比例约占 80% 以上，小角晶界（绿色和红色）比例明显减少。可能原因是原材料虽然是轧制退火态，但组织中仍然含有一定的畸变能，在热循环过程中发生静态回复和再结晶，使得晶粒球形化形成等轴晶粒^[15]，并且大角晶界比例增加。

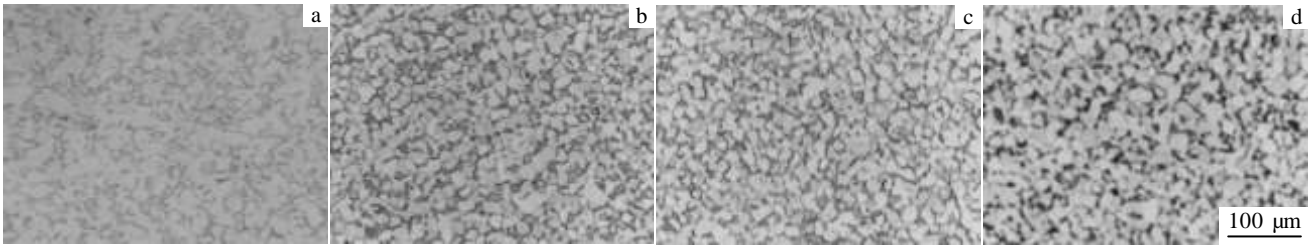


图 2 依次经过 4 个热循环后 Ti-6Al-4V 合金显微组织

Fig.2 Microstructures of Ti-6Al-4V alloy after four consecutive thermal cycles: (a) 920 °C/2 h; (b) 800 °C/1 h; (c) 850 °C/1 h; (d) 900 °C/3 h

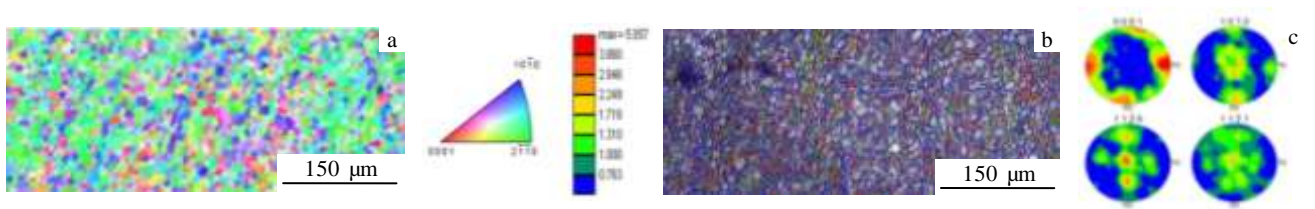


图 3 Ti-6Al-4V 合金原材料 EBSD 分析

Fig.3 EBSD analysis of as-received Ti-6Al-4V alloy: (a) grain orientation distribution, (b) grain boundary misorientation distribution, and (c) pole figures

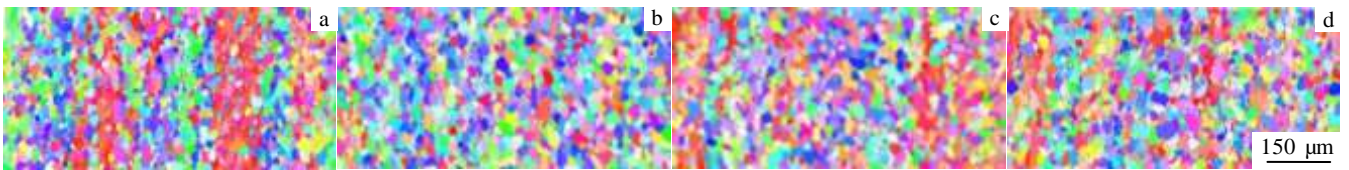


图 4 依次经过 4 个热循环后 Ti-6Al-4V 合金晶粒取向分布图

Fig.4 GOD of Ti-6Al-4V after four consecutive thermal cycles: (a) 920 °C/2 h; (b) 800 °C/1h; (c) 850 °C/1 h; (d) 900 °C/3 h

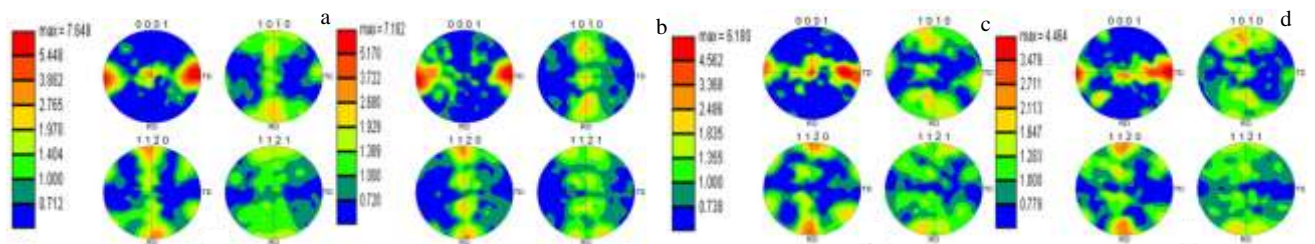


图 5 依次经过 4 个热循环后 Ti-6Al-4V 合金各晶面极图

Fig.5 Pole figures of Ti-6Al-4V after four consecutive thermal cycles: (a) 920 °C/2 h; (b) 800 °C/1 h; (c) 850 °C/1 h; (d) 900 °C/3 h

EBSD 分析显示，经过 4 次热循环后，Ti-6Al-4V 合金的晶粒有所长大，平均尺寸由 12 μm 增大至 16 μm。

2.2 拉伸性能

热循环前后 Ti-6Al-4V 合金的拉伸性能如表 3 所示。原材料沿横向的屈服强度、抗拉强度和弹性模量稍高于

纵向，而塑性稍低，这是由横向织构造成的。钛合金 α 相沿 c 轴的弹性模量高于沿 a 轴，变形过程中，由于〈c+a〉滑移系统启动的临界分切应力远远高于 a 滑移^[16]，所以原材料横向的的模量和强度稍高，而相应的塑性就稍低，但材料宏观拉伸性能的各向异性不明显。

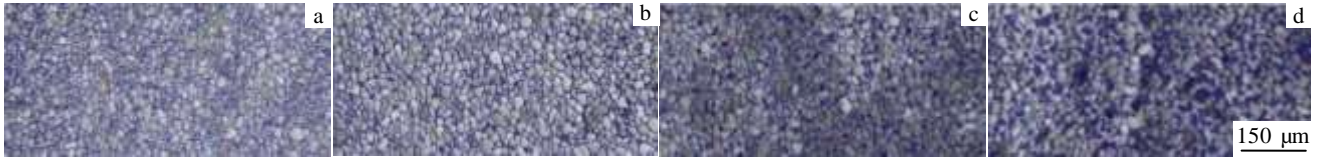


图 6 依次经过 4 个热循环后 Ti-6Al-4V 合金晶界取向差分布

Fig.6 GBMD of Ti-6Al-4V alloy after four consecutive thermal cycles: (a) 920 °C/2 h; (b)800 °C/1 h; (c)850 °C/1 h; (d)900 °C/3 h

表 3 热循环前后 Ti-6Al-4V 合金室温拉伸性能

Table 3 Room temperature tensile properties of Ti-6Al-4V alloy before and after thermal cycling

	Orient.	σ_b /MPa	$\sigma_{p0.2}$ /MPa	A /%	Z /%	E_t /GPa
Before	Long.	1011.8	965.0	15.4	35.4	119.8
	Trans.	1017.0	972.4	14.6	33.0	122.2
After	Long.	996.8	932.8	14.0	37.6	118.6
	Trans.	983.8	918.6	13.9	35.0	115.0

4 次热循环后材料强度有明显下降，轧向强度和杨氏模量都稍高于横向。这是由于热循环后 α 相晶粒尺寸增长了 33% (12 μm →16 μm)，这种晶粒粗化造成了热循环后材料的屈服和抗拉强度均有所降低。

2.3 疲劳性能

Ti-6Al-4V 合金原材料与热循环后材料的旋转弯曲疲劳 $S-N$ 曲线分别如图 7 与图 8 所示。将试验数据按照升降法进行配对处理，按照公式(1)计算各条件下材料的中值疲劳强度，即存活率为 50% 的疲劳强度。

$$S_{50} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^m v_i s_i \quad (1)$$

式(1)中， S_{50} 是存活率为 50% 的中值疲劳强度； n 是有效的试样总数； m 是应力等级的数量； v_i 是第 i 级应力等级下的有效试验次数； s_i 是第 i 级应力水平。

采用升降法配对分别计算原材料与热循环后材料的中值疲劳极限。原材料沿轧向的中值疲劳极限高于横向，分别为 497 与 474 MPa (图 7)。一般来说，材料的高周疲劳性能与屈服强度成正比，由于原材料横向与轧向的屈服强度非常接近，这种疲劳性能各向异性是由织构引起的。研究表明，对 Ti-6Al-4V 合金在室温空气环境中进行疲劳测试，加载方向与 α 相 c 轴垂直时的疲劳强度要高于平行时的疲劳强度。I. Bantounas 等^[17,18]研究了 Ti-6Al-4V 合金疲劳源区附近晶粒取向对其高周疲劳性能的影响，发现当 α 相晶粒 c 轴与加载方向平时时，有利于疲劳裂纹萌生和扩展，降低了疲劳性能；当 c 轴与加载方向垂直时，会阻碍

裂纹萌生和扩展，有助于提高疲劳性能。这是因为加载方向与 α 相晶粒的 c 轴夹角小于 15° 时，织构为宏观带内刻面的生长与连接提供了路径。在本研究中，织构导致轧向试样中的 α 相晶粒 c 轴与疲劳加载方向垂直，因此其疲劳性能优于横向试样。

热循环后材料的疲劳性能发生了显著下降，轧向/横向的中值疲劳极限从 497 MPa/474 MPa 分别下降到 441 MPa/441 MPa (图 8)，这是由于显微组织粗化导致屈服强度下降，进而造成疲劳寿命下降。此外，高周疲劳过程中裂纹萌生阶段占据大部分寿命，此

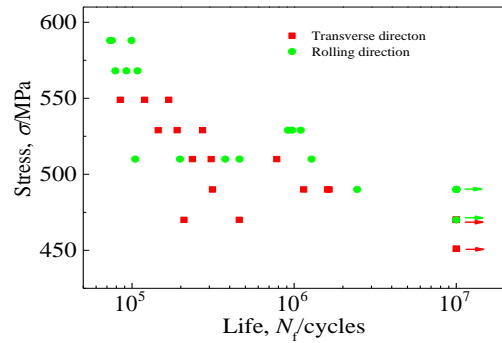


图 7 Ti-6Al-4V 原材料旋转弯曲疲劳 S-N 曲线

Fig.7 Fatigue S-N curves of as-received Ti-6Al-4V alloy

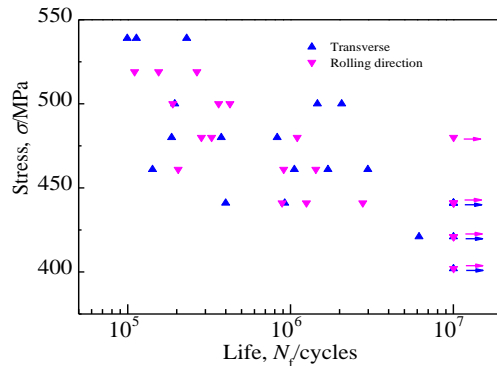


图 8 热循环后 Ti-6Al-4V 合金旋转弯曲疲劳 S-N 曲线

Fig.8 Fatigue S-N curves of Ti-6Al-4V alloy after four thermal cycles

阶段主要是位错滑移与微裂纹形成。晶界是位错运动强有力的阻碍, 而晶粒粗化造成晶界面积减小, 对位错滑移的阻碍作用降低造成了疲劳性能下降。Ti-6Al-4V 合金经过热循环各过程后, 虽然织构仍以横向为主, 但其强度逐渐减弱, 分布范围也有所增大, 并且出现了(0001)基面织构, 造成了材料疲劳性能各向异性的减弱, 轧向与横向的中值疲劳极限趋于相等。

3 结 论

1) 经过 4 次热循环后, Ti-6Al-4V 合金原始组织中的长条状 α 晶粒消失, 显微组织更加均匀, 初生 α 相晶粒等轴化, 平均直径从 12 μm 增大为 16 μm 。

2) 原材料存在较强的横向织构, 织构微区沿板材厚度方向呈现层状分布; 经历每次热循环后, 材料横向织构强度逐渐减弱, 分布范围有所增大, (0001)基面织构逐渐形成。

3) 原材料横向和轧向拉伸性能相近, 织构对拉伸性能的影响不明显; 由于晶粒粗化, 热循环后材料的强度下降约 20 MPa。

4) 原材料轧向/横向的中值疲劳极限分别为 497 MPa/474 MPa, 表现出一定的各向异性, 这是原材料中的横向织构导致的; 经历了 4 个热循环后, 横向和轧向的中值疲劳极限下降至 441 MPa/441 MPa。 α 晶粒在热循环过程中的粗化是造成疲劳强度下降的主要原因, 而横向织构的减弱使疲劳性能各向异性降低。

参考文献 References

- [1] Leyens C, Peters M. *Titanium and Titanium Alloys*[M]. Weinheim: Wiley-VCH VerlagGmbH&Co.KgaA, 2003: 1
- [2] Lütjering G, Williams J C. *Titanium*[M]. Berlin: Springer, 2007: 1
- [3] Zhou Lian(周 廉). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2003, 32(8): 577
- [4] Boyer R R. *Materials Science & Engineering A*[J], 1996, 213(1-2): 103
- [5] Yang Yingli(杨英丽), Luo Yuanyuan(罗媛媛), Zhao Hengzhang(赵恒章) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(S2): 538
- [6] Li Yujia(李煜佳), Xuan Fuzhen(轩福贞), Tu Shandong(涂善东). *Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2015, 51(6): 45
- [7] Luo Jiao(罗 皎), Li Miaoquan(李淼泉), Yu Weixin(于卫新). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(8): 1323
- [8] Shao Hui(邵 晖), Zhao Yongqing(赵永庆), Zeng Weidong(曾卫东) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(7): 1313
- [9] Liu Wanying(刘婉颖), Zhu Yike(朱毅科), Lin Yuanhua(林元华) *et al. Materials Review*(材料导报)[J], 2013, 27(18): 108
- [10] Chen Jun(陈 军), Yang Haiying(杨海瑛), Zhao Yongqing(赵永庆) *et al. Hot Working Technology*(材料热处理技术)[J], 2010, 39(6): 143
- [11] Shi Zhifeng(石志峰), Guo Hongzhen(郭鸿镇), Han Jinyang(韩锦阳) *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*(中国有色金属学报)[J], 2013, 23(10): 2882
- [12] Bottomley M I E, Ginty M B. *The Development of DB/SPF Titanium Technology for Military Aircraft Applications*[M]. Netherlands: Springer, 1991: 232
- [13] Han Xiuquan(韩秀全), Li Xiaohua(李晓华), Bai Xuepiao(白雪飘). *Journal of Plasticity Engineering* (塑性工程学报)[J], 2012, 19(4): 12
- [14] Zhou Weifu(周为富), Zhao Zhenhua(赵振华), Chen Wei(陈伟). *Modern Machinery*(现代机械)[J], 2009(3): 90
- [15] Zhao Yongqing(赵永庆), Chen Yongnan(陈永楠), Zhang Xuemin(张学敏) *et al. Phase Transformation and Heat Treatment of Titanium Alloys*(钛合金相变及热处理)[M]. Changsha: Zhongnan University Press, 2012: 13
- [16] Banerjee D, Williams J C. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(3): 844
- [17] Bantounas I, Dye D, Lindley T C. *Acta Materialia*[J], 2009, 57(12): 3584
- [18] Bantounas I, Dye D, Lindley T C. *Acta Materialia*[J], 2010, 58(11): 3908

Effect of Thermal Cycling on Microstructure and Fatigue Properties of Ti-6Al-4V Alloy

Liu Yunxi^{1,2}, Chen Wei¹, Li Zhiqiang^{1,2}, Yao Gang¹, Han Xiuquan^{1,2}, Li Jinshan³

(1. Beijing Aeronautical Manufacturing Technology Research Institute, Beijing 100024, China)

(2. Aviation Key Laboratory of Science and Technology on Plastic Forming, Beijing 100024, China)

(3. Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: Consecutive thermal cycling at 920, 800, 850, 900 °C were performed on the Ti-6Al-4V alloy to investigate microstructure, texture evolution, tensile and rotating bending fatigue properties. Results show that after four cycles, the elongated grains in the as-received alloy disappeared due to recrystallization and the microstructure is homogenized. Equiaxed grains grow from ~12 to ~16 μm , while the volume fraction remains stable. The as-received Ti-6Al-4V alloy exhibits a transverse texture, and forms microzones parallel to the rolling direction. The rotating bending fatigue limit in the rolling direction 497 MPa is higher than that of the transverse direction 474 MPa. The intensity of the transverse texture is weakened after each thermal cycle and (0001) basal texture appears. Both the tensile strength and yield strength decrease after four thermal cycles due to α grain coarsening. The fatigue limit in the transverse and longitudinal directions decrease to 441 MPa and 441 MPa, respectively.

Key words: Ti-6Al-4V; microstructure; texture; high cycle fatigue

Corresponding author: Chen Wei, Ph. D., Senior Engineer, Beijing Aeronautical Manufacturing Technology Research Institute, Beijing 100024, P. R.China, Tel: 0086-10-85701493, E-mail: werner_nju@163.com