

BT25 钛合金在两相区变形过程中的显微组织定量分析

王 杨¹, 曾卫东¹, 马 雄¹, 周建华², 王晓英², 王 腾¹

(1. 西北工业大学 材料学院, 西安 710072;

2. 上海市宝钢股份有限公司 特殊钢分公司, 上海 200940)

摘 要: 对具有片层 α 相的 BT25 合金圆饼在两相区进行 4 种变形程度的等温锻造, 用定量金相分析方法研究变形量对显微组织特征参数(α 相体积分数、 α 片层厚度和 α 相球化率)的影响规律。结果表明: 随着变形量增加, α 片层不断弯曲破碎, 导致 α 片层长宽比减小而球化率增大, 当变形量达到 80% 时球化率为 85.23%, 改善了合金组织的均匀性; 在变形过程中片层 α 两端的物质向中间扩散, 导致片层厚度增加, 变形量从 0% 增至 80%, α 片层厚度增加了 1.6 μm ; α 相的体积分数由于等温锻造温度不变而基本维持在 60% 左右, 大变形时有所降低。

关键词: BT25 合金; 定量金相; 显微组织参数; 变形量

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Quantitative metallography analysis of microstructure of BT25 titanium alloy deformed in two-phase field

WANG Yang¹, ZENG Wei-dong¹, MA Xiong¹, ZHOU Jian-hua², WANG Xiao-ying², WANG Teng¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China;

2. Special Steel Branch Company, Shanghai Baoshan Iron & Steel Co., Ltd., Shanghai 200940, China)

Abstract: The isothermal compression of BT25 titanium alloy with initial lamellar was carried out with four deformation degrees and the effect of deformation degree on microstructure parameters (volume fraction, thickness and globularization ratio of α phase) was investigated based on quantitative metallography. The results show that the process of α lamellar pinch-off/fragmentation takes place with increasing the deformation degree, which results in the decrease of the Feret ratio of α lamellar and the increase of globularization ratio. It reaches 85.23% when the deformation degree is 80%. The microstructure homogeneity of the alloy is improved. Mass diffusion from both ends of α lamellar to center happens during the deformation process, making the thickness of α phase increase (about 1.6 μm with increasing deformation degree from 0% to 80%). The volume fraction of α phase (about 60%) remains unchanged because of a stable deformation temperature. However, it decreases slightly in the case of high forging strains.

Key words: BT25 titanium alloy; quantitative metallography; microstructure parameter; deformation degree

钛合金因其良好的高温性能逐渐成为制造航空发动机的主要材料, 众多科研工作者围绕发动机用钛合金的组织性能开展了大量工作^[1-5], 然而对大规格钛合金锻件的研究不多见。由于航空发动机尺寸较大, 因此大规格钛合金锻件的组织性能研究更能贴近实际

生产应用。此外, 在已有的大尺寸钛合金锻件研究中, 多数只是对金属显微组织进行了定性的分析, 例如于卫敏等^[6]采用 $d160\text{ mm}$ 的大尺寸 BT25 合金棒材研究锻造温度对合金组织和性能的影响。定性分析虽也可以说明材料的性能, 然而定量金相分析方法能够更为

基金项目: 凝固技术国家重点实验室开放课题(35-TP-2009); 教育部博士点基金资助项目(20116102110015)

收稿日期: 2012-10-17; **修订日期:** 2013-04-07

通信作者: 曾卫东, 教授, 博士; 电话: 029-88494298; E-mail: zengwd@nwpu.edu.cn

准确地描述合金组织的显微特征, 为建立组织与性能之间的定量关系提供精确的组织依据, 因此, 采用定量分析方法在描述合金组织演变和获得高质量产品时显得尤为重要^[7]。

BT25 合金是一种综合性能优良的热强钛合金, 适合在 500~550 °C 长时间工作, 是用于飞机发动机压气机盘的理想候选材料之一^[8]。由于压气机盘的叶片部位与轮盘部位对材料性能的要求不同, 进而对合金的组织形态要求也不同, 因此需要对 BT25 钛合金的组织演变规律进行研究。本文作者基于生产实践, 采用 13.5 kg 级大规格圆饼, 通过定量分析方法来确定变形量对饼坯显微组织(α 相体积分数、 α 片层厚度和 α 相球化率)演变的影响规律, 研究结果对制备压气机盘具有理论和实践指导意义。

1 实验

1.1 试验材料及方法

本试验原材料是由宝钢特种材料有限公司提供的 β 锻 BT25 合金圆饼, 其化学成分(质量分数, %)为 6.81Al, 2.1Mo, 2.25Zr, 2.0Sn, 0.94W, 0.2Si, 0.01Cr, 0.02Cu, 0.05Fe, 其余为 Ti。采用金相法测得($\alpha+\beta$)/ β 相变点为 1 025~1 030 °C。初始组织如图 1 所示: α 片层呈针状交错分布在原始 β 晶粒内, 编织成网篮状, 组织中仍有大量取向相同的 α 片层组成的 α 束域。

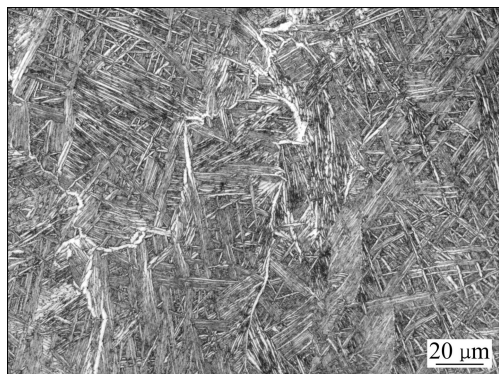


图 1 BT25 合金初始组织

Fig. 1 Initial microstructure of BT25 alloy

将 BT25 合金圆饼在($\alpha+\beta$)相区进行不同变形量(0%、30%、50%和 80%)的等温锻造获得最终的饼坯, 锻造温度为 990 °C, 压下速率为 2 mm/s。采用有限元软件 DEFORM-3D 模拟合金的变形过程, 计算出合金饼坯的等效应变分布, 根据模拟结果在各个变形量的饼坯上选取与理论应变值最接近的位置进行取样和拍

摄金相照片。其中变形量为 50% 的饼坯有限元模拟结果和金相取样位置如图 2 所示。

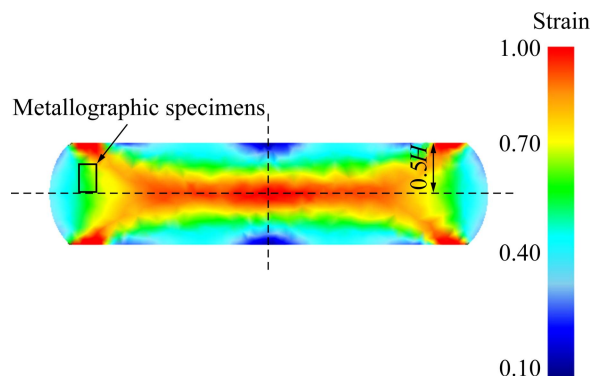


图 2 BT25 饼坯有限元模拟结果和金相取样位置(50%)

Fig. 2 Finite element modeling result of BT25 cake and locations of metallographic specimens(50%)

1.2 BT25 合金显微组织参数的定量测量

本试验计算 BT25 合金组织的 α 相体积分数、 α 相球化率和 α 片层厚度等显微组织参数, 每个变形量的合金饼坯取 27 张照片进行显微组织参数的计算。根据体视学公式^[9], 利用图像处理软件 Image-pro plus 5.0 计算单位测试面积中被测相的面积分数 A_A 来得到单位测试体积中被测相的体积分数 V_V , 二者数值上相等。同时, 利用 Image-pro plus 5.0 软件测量参数 Feret_{max}、Feret_{min}、Width 和 Length, 可以得到 BT25 合金组织中 α 相的 Feret ratio(Feret_{max}/Feret_{min})比值和片层厚度等参数。SEMIATIN^[10]将 Ti-6Al-4V 合金组织中 α 片层的长宽比(Feret ratio) ≤ 2 定义为球化, 本文作者结合试验 BT25 合金的微观组织特征将 Feret ratio 值达到 2.5 时定为球化阈值, 设定球化阈值后可求出 α 相的球化率。另外, 由于 α 片层在三维空间的取向具有任意性, 在金相照片中难以区分片层的宽度与厚度, 因此本研究计算出的平均厚度是金相平面上 α 片层厚度与宽度的统计值。

2 结果分析与讨论

2.1 两相区变形的 BT25 钛合金显微组织

不同变形量 BT25 合金饼坯的典型组织如图 3 所示, 各项组织参数统计计算结果列于表 1。从图 3 中可以直观地看到, 随着变形量的增大, BT25 合金的组织形态发生了明显的变化。当变形量为 0%, 组织以长宽比较大的片状 α 相为主(见图 3(a)); 变形量增大时, 原来大长宽比的片状 α 开始局部被切断, α 相短

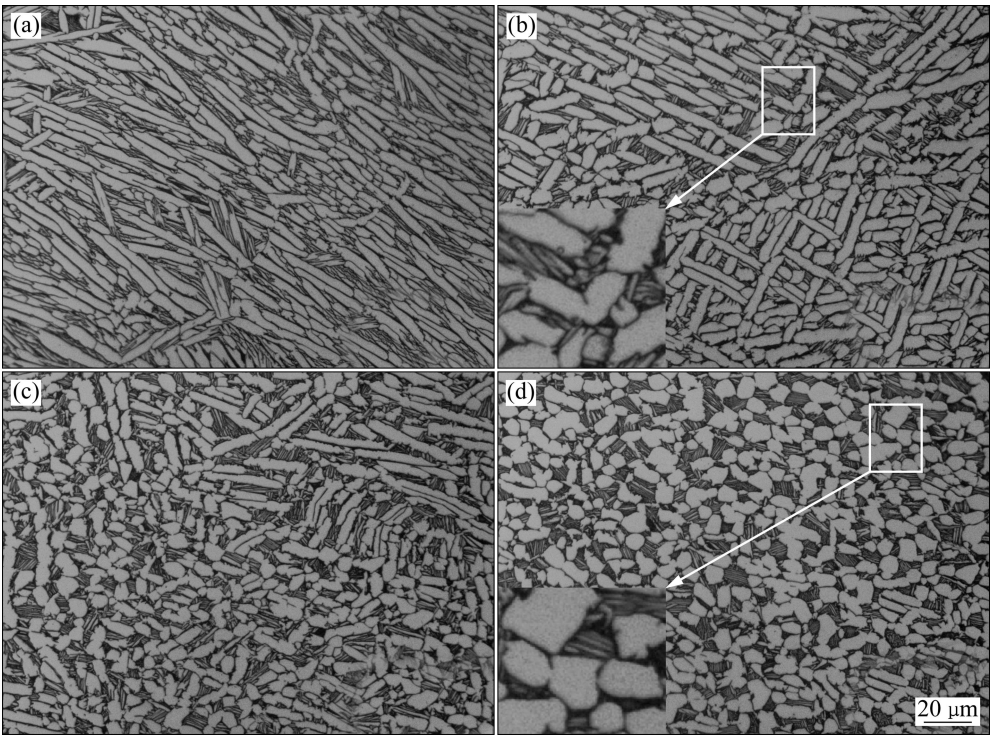


图 3 990 °C 等温锻造、不同变形量下 BT25 合金的显微组织

Fig. 3 Metallographic images of BT25 alloy isothermal compressed at 990 °C with different deformation degrees: (a) 0%; (b) 30%; (c) 50%; (d) 80%

表 1 不同变形量 BT25 合金的各项显微组织参数

Table 1 Microstructure parameters of BT25 alloy with different deformation degrees

Deformation degree/%	Globularization ratio/%	Thickness/ μm	Volume fraction/%
0	16.70	3.67	61.8
30	45.68	4.91	63.52
50	68.13	5.08	59.91
80	85.23	5.27	58.33

粗化, 小长宽比的 α 相越来越多(见图 3(b)~(c)); 当变形量达到 80%, 片状 α 几乎完全得到细小、均匀的等轴 α 晶粒, 球化率达到 80% 以上(见图 3(d))。变形量从 0% 增大到 80%, BT25 合金组织的 α 片层厚度从 3.67 μm 增加到 5.27 μm , 而 α 相体积分数在大变形时比小变形降低了 5% 左右。

2.2 变形量与 α 相球化率的关系

图 4 所示为不同变形量 BT25 合金组织中初生 α 相的球化分布。从图 4 可以发现: 变形量为 0% 的折线较为平缓, 峰值不明显, 随着变形程度增加, 折线的峰值显著增大, 小长宽比的 α 相含量急剧增加。因

为片层组织的球化需要一定的临界应变, 当应变超过临界值时, 球化效果会突然增加, 临界变形量可能存在于 0% 到 30% 之间。另外, 折线的峰值区间越来越窄, 说明合金组织的均匀性提高; 峰值过后的下降梯度越来越陡, 因为变形量的增加使得球化程度逐步增加。

塑性变形能够明显改变 BT25 合金的片状组织形

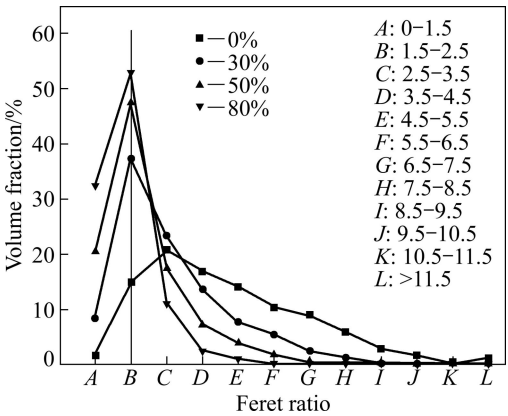


图 4 990 °C 等温锻造、不同变形量下 BT25 合金中 α 相的球化率分布

Fig. 4 Distribution of Feret ratio of α phase for BT25 alloy isothermal compressed at 990 °C with different deformation degrees

貌, 达到球化目的的原因: 当变形量较小时, BT25 合金组织中仅有少量具有有利位向的 α 片层能够在变形力的作用下发生球化, 而大多不利位向的 α 片层将受到金属流动方向和竖直压应力方向两个相互垂直的力的作用, 发生弯折断裂(如图 3(b)中箭头处), 进而在压力作用下逐渐向有利位向转动。 α 片层断裂及球化是一个复杂的过程, 目前对球化机制并没有统一的模型, STEFANSSON^[11]提出了晶界分离模型, SESHACHARYULU 等^[12]提出了动态再结晶模型。根据本文作者观察及研究, 当变形量增大时, α 片层发生局部剪切变形, 若直接形成 α/β 相界面, 则可能完全切断 α 片层; 若剪切变形不完全贯穿, 则 α 片层发生相对错移或扭折, 在 α/α 晶界和 α/β 相界面组成的三方交点处形成热凹槽(三叉点处各界面能之间的平衡关系如图 5 所示), 随后片状组织通过 WESS 等提出的平直分离机制发生分裂^[13]。

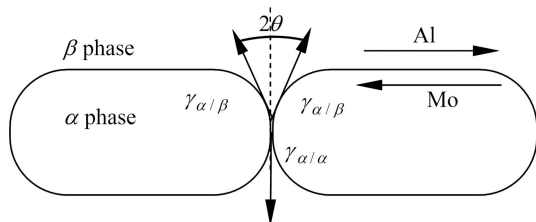


图 5 三叉点处各界面能之间的平衡图

Fig. 5 Interfacial energy balance of triple junctions

由图 5 可得出界面能 $\gamma_{\alpha/\alpha}$ 与 α/β 相界面能 $\gamma_{\alpha/\beta}$ 的关系式为

$$\gamma_{\alpha/\alpha} = 2\gamma_{\alpha/\beta} \cos \theta \quad (1)$$

一般认为 $\gamma_{\alpha/\beta}$ 为恒定值, 由式(1)可知, 界面能 $\gamma_{\alpha/\alpha}$ 越高, θ 就越小, β 相楔入 α 片层就越深。当 α/α 界面为小角度晶界时($<15^\circ$), 界面能 $\gamma_{\alpha/\alpha}$ 随晶界角的增加而增大, 然而, 当成为大角度晶界后($>15^\circ$), 界面能 $\gamma_{\alpha/\alpha}$ 与晶界角的大小几乎无关, 即由晶界角增加导致的界面能升高对 β 相的楔入作用是非常有限的。因此, 随后的 α/α 界面分离需要靠物质扩散引起的 α/β 相界面迁移来实现。由于凹槽附近处 α/β 相界面的曲率半径小于远离凹槽处 α/β 相界面的曲率半径, 前者 β 相内 Al 元素(α 稳定元素)含量高于后者, 而 Mo 元素(β 稳定元素)含量则相反, 这种浓度差使 Al 原子和 Mo 原子发生扩散, 进而导致凹槽附近的 α 相溶解, 其结果促使 α/β 界面发生迁移。图 3(d)中箭头处为 α 片层在 β 相楔入后发生平直分离。与此同时, 试验结果表明: 在变形量增大的过程中, α 片层厚度也增加。SHELL 等^[14]研究发现, 细片层的 α 相动态球化比粗片层的 α 相要快, β 相对 α 相的穿透作用也相对较强。结合上

述讨论可知, 变形量越大, 有更多的 α 片层处于有利位向, 同时大量应变累积使得不同厚度的 α 片层能够形成热凹槽, 随后 α/β 相界面迁移而分离, 球化率大大增加, 组织均匀性提高。

2.3 变形量与 α 相体积分数的关系

从表 1 中所列的各变形量 BT25 合金组织的 α 相体积分数可以看出: 在锻造温度一定的变形过程中, α 相体积分数并未随变形量发生明显变化, 只是当变形量由 30% 继续增大时, α 相体积分数有略微的下降。本实验的锻造温度一定, 理论上 α 相含量不会发生变化。因为在相图上若温度改变, α 相和 β 相的含量将按照杠杆定理逐渐变化, 也即发生了 α/β 转变。所以锻造温度确定后, α 相的体积分数不会有太大的变化。然而在实际的锻造过程中, 钛合金的导热性较差, 变形热效应会使合金产生局部温升, 根据相图、温度升高将导致 α 相体积分数降低, 并且变形量越大, 温升效应越明显, 所以在变形量达到 30% 以后, 随着变形量的继续增大, α 相体积分数又略微下降。

2.4 变形量与 α 片层厚度的关系

图 6 所示为不同变形量下 BT25 合金组织中 α 相片层厚度的分布情况。从图 6 可以看出: 随着变形量增加, α 相片层厚度分布的峰值所在区间由 e 区间($3.5 \mu\text{m} < e \leq 4.5 \mu\text{m}$)移至 g 区间($5.5 \mu\text{m} < g \leq 6.5 \mu\text{m}$), 同时各曲线峰值降低, 峰值过后的下降梯度也减小, 说明 α 相总体上在小厚度区间的体积分数减少, 而在大厚度区间的体积分数增加。

POTHS 等^[15]在研究 Ti-6Al-4V 合金变形时发现 α

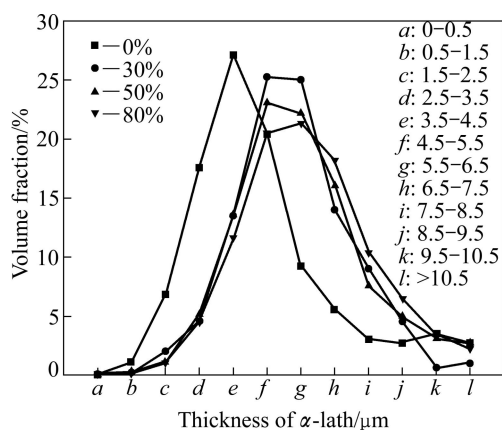


图 6 990 °C 等温锻造、不同变形量下 BT25 合金中 α 相片层厚度分布

Fig. 6 Distribution of thickness of α phase for BT25 alloy isothermal compressed at 990 °C with different deformation degrees

片层有类似的粗化现象。首先,在锻压过程中, α 片层不会明显减薄,因为密排六方结构的 α 相滑移系少,其比体心立方结构的 β 相具有更高的变形抗力,在压力作用下 α 相不会发生显著的压扁现象。另外,由2.2节的分析,在变形量增大的过程中 α/α 晶界和 α/β 相界交接处形成了热凹槽。由于热凹槽的存在,在邻近和远离凹槽处形成化学势梯度,使物质由片层两端向中间部位迁移,导致片层厚度增加。变形量越大(变形量为50%和80%)且锤头压下速率一定时,合金在高温下停留的时间就越长,有利于物质的充分扩散,因而厚度增加越快。综合以上两方面原因, α 片层厚度在整体上表现出增大趋势而非减小趋势。

3 结论

1) 随着变形量增加, α 片层通过弯曲断裂,平直分离逐步切断、粗化。长宽比(Feret ratio)小的 α 片层含量急剧增加,球化率增大,Feret ratio折线的峰值区间越来越小,大变形使合金组织均匀性提高。

2) 在变形量增大的过程中,由于锻造温度一定, α 相体积分数基本保持不变;当变形量达到30%以后,合金变形热效应产生的局部温升又使其有所降低。

3) 变形量增加,片层 α 两端的物质在扩散作用下向中间迁移,所以片层厚度增加, α 片层在小厚度区间的比例逐步减少,在大厚度区间的比例增加, α 片层厚度整体上表现出增大趋势。

REFERENCES

- [1] WU Cheng-bao, YANG He, FAN Xiao-guang, SUN Zhi-chao. Dynamic globularization kinetics during hot working of TA15 titanium alloy with colony microstructure[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21(9): 1963–1969.
- [2] LUO Jiao, LI Miao-quan. FE-based coupling simulation of Ti60 alloy in isothermal upsetting process[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010, 20(5): 849–856.
- [3] 李赛毅, 文 浩, 雷力明, 张慧儒. TC11 合金两相区退火对微观组织与微观结构的影响[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(11): 3022–3028.
LI Sai-yi, WEN Hao, LEI Li-ming, ZHANG Hui-ru. Effect of annealing in two-phase field on microstructure and microtexture of TC11 alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(11): 3022–3028.
- [4] HAMOUDA G. Microstructure and fatigue crack growth mechanisms in high temperature titanium alloys[J]. International Journal of Fatigue, 2010, 32(9): 1448–1460.
- [5] ZHOU Zhong-bo, FEI Yue, LAI Min-jie, KOU Hong-chao, CHANG Hui, SHANG Guo-qiang. Microstructure and mechanical properties of new metastable β type titanium alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010, 20(12): 2253–2258.
- [6] 于卫敏, 吴跃江, 潘跃进. 锻造温度对 BT25 钛合金组织和性能的影响[J]. 热处理, 2009, 24(4): 36–40.
YU Wei-min, WU Yue-jiang, PAN Yue-jin. Influence of forging temperature on microstructure and property of BT25 titanium alloy[J]. Heat Treatment, 2009, 24(4): 36–40.
- [7] WARCHOMICKA F. Quantitative analysis of the microstructure of near β titanium alloy during compression tests[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2006, 177(1/3): 473–477.
- [8] 彭新元, 刘元春, 周贤良, 华小珍. 双重退火对 BT25 钛合金组织与性能的影响[J]. 金属热处理, 2010, 35(4): 42–46.
PENG Xin-yuan, LIU Yuan-chun, ZHOU Xian-liang, HUA Xiao-zhen. Effect of double annealing on microstructure and properties of BT25 titanium alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2010, 35(4): 42–46.
- [9] 王凯旋, 曾卫东, 赵永庆, 周义刚. 钛合金显微组织与性能定量关系的模型[J]. 稀有金属材料与工程, 2011, 40(5): 784–787.
WANG Kai-xuan, ZENG Wei-dong, ZHAO Yong-qing, ZHOU Yi-gang. Modeling the quantitative correlation between the microstructure and mechanical properties in titanium alloys[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2011, 40(5): 784–787.
- [10] SEMIATIN S L. Flow behavior and globularization kinetics during hot working of Ti-6Al-4V with a colony alpha microstructure[J]. Materials Science and Engineering A, 1999, 263(2): 257–271.
- [11] STEFANSSON N. The kinetics of static globularization of Ti-6Al-4V[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2002, 33(11): 3527–3534.
- [12] SESHACHARYULU T, MEDEIROS S C, FRAZIER W G, PRASAD Y V R K. Microstructural mechanisms during hot working of commercial grade Ti-6Al-4V with lamellar starting structure[J]. Materials Science and Engineering A, 2002, 325(1/2): 112–125.
- [13] 王临茹, 赵永庆, 周 廉. 热轧 TC21 板材中 α 相形貌的演变[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(2): 350–355.
WANG Lin-ru, ZHAO Yong-qing, ZHOU Lian. Evolution of α phase morphology in hot-rolling TC21 titanium alloy plate[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(2): 350–355.
- [14] SHELL E B, SEMIATIN S L. Effect of initial microstructure on plastic flow and dynamic globularization during hot working of Ti-6Al-4V[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1999, 30(12): 3219–3229.
- [15] POTHS R M, ANGELLA G, WYNNE B P, RAINFORTH W M, SEMIATIN S L, BEYNON J H. Effect of strain reversal on the dynamic spheroidization of Ti-M-4V during hot deformation[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2004, 35(9): 2993–3001.

(编辑 何学锋)