

热变形参数对 Ti_2AlNb 基合金片层组织演变的影响

李君珺, 曾卫东, 薛 晨

(西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 西安 710072)

摘 要: 采用定量分析方法研究高温变形参数如变形温度、应变速率和变形程度对 Ti_2AlNb 基合金在 $O+B2$ 两相区片层组织球化行为的影响。结果表明: 变形温度影响 Ti_2AlNb 基合金的相组成和尺寸, 随温度升高, 两相区中 O 相逐渐转变为基体 $B2$ 相, 并变短、变粗。应变速率的减小可以促进合金元素的扩散, 有利于片层组织的球化。变形量对合金片层组织的球化促进作用最大, 片层组织球化的临界变形量在 0.3~0.5 之间, 变形量为 0.7 时合金片层组织几乎完全球化。

关键词: Ti_2AlNb 基合金; 变形参数; 片层组织; 球化行为

中图分类号: TG146

文献标志码: A

Effects of hot deformation parameters on lamellar microstructure evolution of Ti_2AlNb based alloy

LI Jun-jun, ZENG Wei-dong, XUE Chen

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

Abstract: The effects of deformation parameters, including deformation temperature, strain rate, and deformation degree, on the globularization behavior of lamellar structures of Ti_2AlNb based alloys with initial lamellar O were studied by isothermal compression in $O+B2$ field through quantitative metallography. The results show that the phase composition and size are affected by the deformation temperature. In two-phase field, the initial lamellar O transforms to $B2$ phase, and lamellar O becomes shorter and thicker with increasing the deformation temperature. The decrease of the strain rate is propitious to the diffusion of the microstructural composition, which improves the globularization of the initial lamellar O . Deformation degree exerts the greatest impact on the globularization of the lamellar O . The critical deformation degree is 0.3~0.5 and nearly all the lamellae are globularized when the deformation degree is 0.7.

Key words: Ti_2AlNb based alloy; deformation parameter; lamellar structure; globularization behavior

大型整体构件能有效提高结构效率、减轻结构质量、缩短生产周期和降低生产成本^[1]。双性能整体叶盘因其整体服役条件苛刻和各部位性能要求的不同, 要求叶片为等轴组织, 轮盘为网篮组织的理想组织分布^[2]。而获得该种组织的核心技术是先通过高温变形获得网篮组织, 然后在叶片部位的两相区变形获得等轴组织。因此, 研究片层组织在变形过程中的动态球化是制备双性能整体叶盘的关键。 Ti_2AlNb 基合金具

优异的高温力学性能^[3], 研究表明, 经热处理得到的 $B2$ 相基体上分布着 O 相片层的合金具有最佳的综合性能, 其等轴组织细小均匀, 蠕变抗力和高周疲劳性能好, 是理想的双性能整体叶盘候选材料^[4-7]。选用具有片层组织的 Ti_2AlNb 坯料, 通过变形使叶片部位的 O 相球化, 是加工 Ti_2AlNb 基合金双性能整体叶盘技术的关键。

BOEHLET^[8]研究发现 $O+B2$ 相仅存在于 875~

基金项目: 教育部博士点基金资助项目(20136102110034); 新世纪优秀人才计划资助项目(NCET-07-0696); 国家重点基础研究发展计划资助项目(2007CB613807)

收稿日期: 2013-10-11; **修订日期:** 2014-03-12

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

1010 °C 温度区间, 如何在狭小的加工区域获得理想的 Ti₂AlNb 基合金组织, 成为研究的挑战。众多科研工作者对 Ti₂AlNb 基合金力学性能进行研究, 已有的动态球化的研究则常见于钛合金中^[9-11]。目前有关 Ti₂AlNb 基合金组织动态球化的研究尚未见公开报道。本文作者用定量分析方法揭示两相区等温锻造阶段的变形温度、变形速率及变形量对合金片层组织球化的影响。其目的是为 Ti₂AlNb 基合金两相区的动态球化提供较为全面的理论和实践指导。

1 实验

试验用 Ti₂AlNb 基合金棒材尺寸为 d 216 mm × 130 mm, 其名义成分为 Ti-22Al-25Nb, 化学成分(摩尔分数, %)如下: 22.3Al, 25.7Nb, 430×10^{-6} O, 52×10^{-6} N, 9×10^{-6} H, 其余为 Ti。图 1 所示为原始棒材的组织。由基体相 B2+片层 O 相组成。棒材加工成 d 8 mm × 12 mm 的圆柱体, 在 Gleeble-3500 热/力模拟试验机进行等温恒变速率压缩变形, 取变形温度分别为 930、950 和 970 °C; 变形速率分别为 0.001、0.01、0.1 和 1 s⁻¹; 变形量分别为 0.3、0.5 和 0.7, 保温 3 min, 压缩后水冷。将试样沿轴线对半剖开, 在光学显微镜和扫描电镜上观察剖面显微组织。用 Image-pro Plus 软件统计 O 相的体积分数(V_O)、片层平均长度(Length)、片层平均厚度(Width)以及长宽比(Feret ratio), 3 个观察点统计后取均值得到实验结果。本试验中长宽比阈值(Feret ratio)取为 2, 低于该值的 O 相被认为已经球化^[12]。

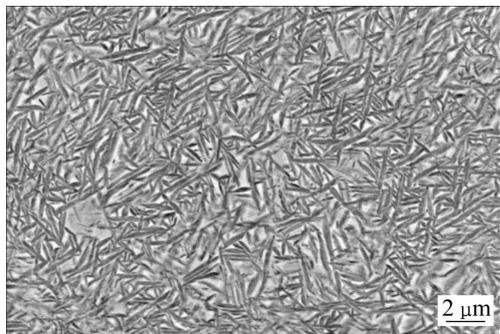


图 1 Ti₂AlNb 基合金原始棒材的微观组织

Fig. 1 Microstructure of initial bar for Ti₂AlNb alloy

2 结果与分析

2.1 变形量的影响

图 2 所示为变形量对 Ti₂AlNb 基合金组织的影响。

图 3 所示为 950 °C、0.1 s⁻¹ 条件下不同变形量时 Ti₂AlNb 基合金的变形组织。由图 2 和 3 可知, 变形量对 Ti₂AlNb 基合金组织球化的影响最为显著。随着变形量的增大, O 相的形态明显改变, 片层 O 的动态球化程度不断增大。变形量为 0.3(见图 3(a))时, 大量长片层组织逐渐失去原始的网篮交织分布特征, 部分 O 相出现断裂, 还可以发现少量扭曲的片层 O 相, 但球化 O 相较少, 变形程度为 0.5 时(见图 3(b)), 大量长片层组织断裂, O 相长度也有所减小, O 相动态球化程度提高, 片层 O 通过弯折或旋转更倾向于垂直于压缩方向排列, 在垂直于压缩方向保留着一些长片层组织; 变形程度为 0.7 时(见图 3(c)), O 相变短变粗, 长条组织基本小时, 大量 O 相出现明显等轴化。ZHOU^[13]发现当变形量达到 0.6 时 TC17 中出现等轴组织, 变形量达 0.8 时 α 组织才能完全球化。而本研究中 Ti₂AlNb 基合金球化的临界变形量在 0.3~0.5 之间, 在 0.7 时几乎完全球化。影响合金球化程度的原因很多: 本研究中 Ti₂AlNb 基合金片层的厚度比 TC17 的更小, 在变形过程中更易弯折或断裂; 另外相比于钛合金, Ti₂AlNb 基合金的各向异性更小, 这些有利于该合金的片层组织球化。

变形量增大促进 O 相球化的原因是: O 相片层的球化是一种动态再结晶过程^[14]。一方面, 变形量的增加为片层组织的弯折破碎提供能量, 增加了组织的畸变。小变形时, 仅不稳定的片层两端完成界面迁移, 完成动态再结晶, 能量较高的片层芯部受金属流动方向和竖直压力两正交力作用下, 发生弯折破碎(见图 3(b)箭头处), 形成新的失稳界面。变形速率一定时, 增大变形量延长了合金在高温停留的时间, 由物质扩

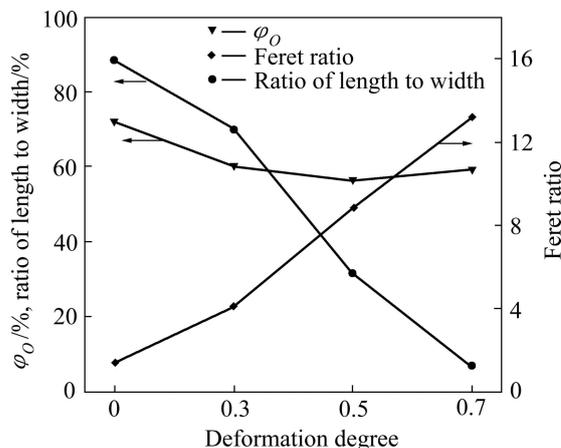


图 2 变形量对 Ti₂AlNb 基合金组织的影响

Fig. 2 Influence of deformation degrees on microstructure of Ti₂AlNb based alloy

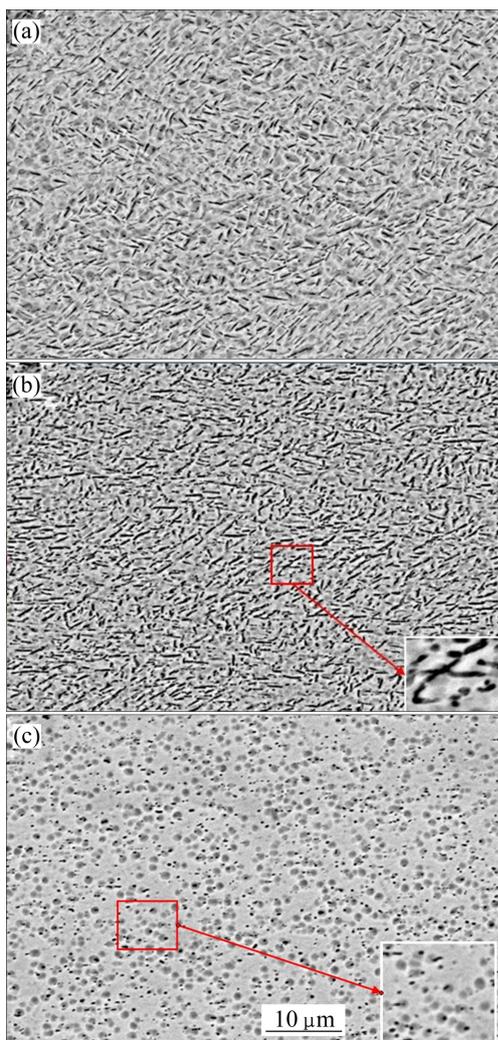


图3 950 °C、0.1 s⁻¹条件下不同变形量时 Ti₂AlNb 基合金的变形组织

Fig. 3 Microstructures of Ti₂AlNb alloy deformed at 950 °C and 0.1 s⁻¹ with different deformation degrees: (a) 0.3; (b) 0.5; (c) 0.7

散引起的 O/B2 界面迁移越充分, 晶粒串状片层越多 (见图 3(c)箭头所指); 小变形供给合金能量小且合金元素不充分扩散, 片层组织球化率低, 球化仅发生在不稳定的片层两端, 整体再结晶和界面迁移不易发生。

2.2 变形温度的影响

图 4 所示为变形量 0.3、0.001 s⁻¹ 条件下不同加热温度对 Ti₂AlNb 基合金的显微组织的影响。表 1 所列为不同温度下 Ti₂AlNb 基合金的各项显微组织参数。从图 4 和表 1 可以看到, 随着变形温度的升高, O 相逐渐向 B2 相转变, O 相的体积分数逐渐减少。温度升高, 合金的分子运动加剧, 因此片层组织更易于球化。这点与(α+β)两相钛合金温度升高时, α 相溶解向

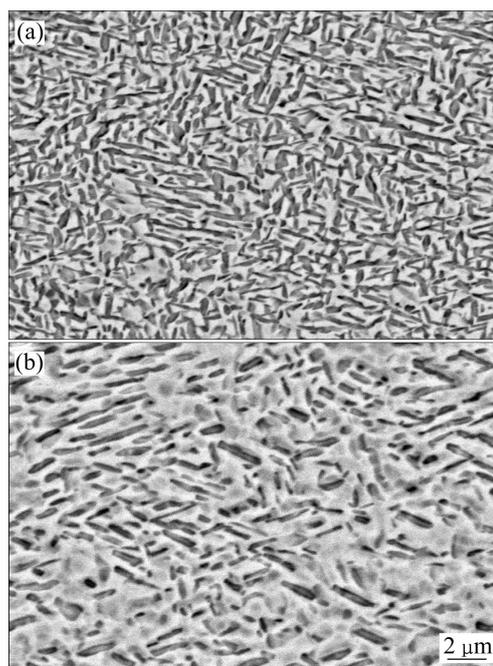


图4 变形量 0.3、应变速率 0.001 s⁻¹ 条件下不同加热温度对 Ti₂AlNb 基合金的显微组织的影响

Fig. 4 Microstructures of Ti₂AlNb alloy deformed at deformation degree of 0.3 and strain rate of 0.001 s⁻¹ with different deformation temperatures: (a) 930 °C; (b) 950 °C

表 1 不同温度下 Ti₂AlNb 基合金的各项显微组织参数

Table 1 Microstructure parameters of Ti₂AlNb alloy under different deformation temperatures

Temperature/ °C	ϕ_O / %	Length/ μm	Width/ μm	Fraction of feret ratio less than 2/%
Initial bar	72.31	2.23	0.14	7.85
930	68.98	2.14	0.19	32.34
950	56.25	1.53	0.27	39.21
970	40.61	1.48	0.64	50.32

β 相转变是相似。

变形温度的升高也会促进片层 O 相组织的球化行为。张志芳等^[15]在对 TC6 进行研究时提到: 钛合金中片状 α 向等轴 α 转变需要两个基本条件: 变形和加热。比较表 1 中的球化率可以发现, 同一应变速率和变形量下, 温度的升高利于 O 相片状组织的球化。同时在图 4 中可看到在变形量为 0.3、应变速率为 0.001 s⁻¹ 条件下, 930 °C 时合金中出现了部分弯折现象和部分破碎的等轴组织, 片层变短, 而当温度升高到 950 °C 时, O 相的片层组织也出现了较为明显的球化现象。可见随温度的升高分子间作用力的减小, 分子间由热传递获得的更大的动能降低了组织的稳定性, 合金元

素的界面迁移更充分。从表1中还可以看到, 当温度增加到 $970\text{ }^\circ\text{C}$ 时, 球化率明显提高, 这主要是由于在 $Ti-22Al-25Nb$ 合金中, $970\text{ }^\circ\text{C}$ 在 $O+B2/\alpha_2+B2+O$ 相变点附近。在 $O+B2$ 两相区, O 相主要以片层的形态析出, 而在 α_2+B2+O 三相区, O 相主要以等轴的形态析出^[16]。因此, 随着变形温度的升高, 尤其是在 $970\text{ }^\circ\text{C}$ 变形时, 合金更容易球化。因此, 温度对 $Ti-22Al-25Nb$ 合金的片层 O 相组织的球化过程也会产生影响: 应变速率和变形量相同的情况下, 随变形温度的升高, 片层结构弯折破碎的程度越高, 球化率越高, 但变形温度的球化行为的影响不如变形量的显著。

2.3 应变速率的影响

图5所示为 $930\text{ }^\circ\text{C}$ 、变形量 0.7、不同应变速率下 Ti_2AlNb 基合金的变形组织。图5应变速率对 O 相显微组织的影响表明: 应变速率的增大不利于 Ti_2AlNb 基合金组织球化的进行。片层球化的最佳应变速率介于 $0.001\sim 0.01\text{ s}^{-1}$ 之间。变形量一定时, 应变速率与变形时间呈反比。减小应变速率将延长组织变形时间。在高应变速率下, 由于较慢的原子扩散速率或者不充分的扩散时间片层很难通过界面迁移实现球化, 因而受强烈剪切等作用直接形成的球化小片层组织可能成为主要来源。从图5中可以看出明显的片层弯折特征。

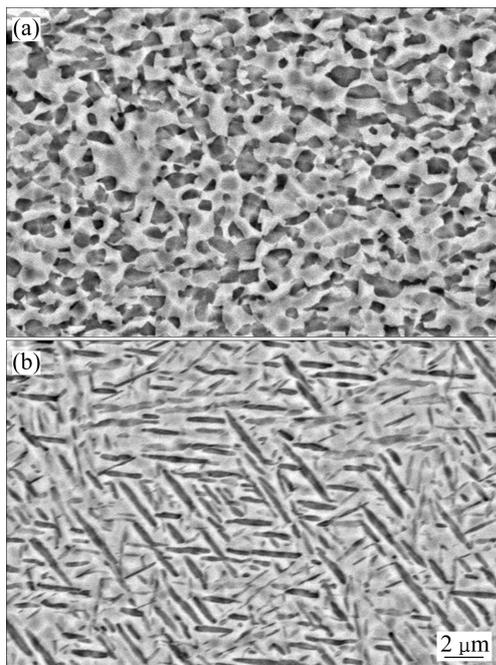


图5 $930\text{ }^\circ\text{C}$ 、变形量 0.7、不同应变速率下 Ti_2AlNb 基合金的变形组织

Fig. 5 Microstructures of Ti_2AlNb alloy deformed at $930\text{ }^\circ\text{C}$, deformation degree of 0.7 with different strain rates: (a) 0.001 s^{-1} ; (b) 0.01 s^{-1}

片层弯折处是位错塞积和缺陷集中的地方, 孙新军^[17]研究发现, 片层弯曲节点是动态球化的形核优先位置之一且片层往往从弯折处分离。但在低温或者高应变速率的条件下显著的片层弯折现象又在一定程度上说明了界面的迁移十分缓慢。在较低的应变速率下, 由于较快的扩散速率或充分的扩散时间, 界面迁移将更彻底, 片层沿相内界面发生断裂和断裂小片层球化更加显著, 而界面迁移也是动态球化的最后一个阶段, 强烈的界面迁移将提高动态球化动力学速率以及球化的效果。另一方面, 低应变速率下, 大量位错可获得足够能量产生攀移重新分布, 以较快的动态回复促进片层内部迅速形成小角度亚晶界, 而这些小角度晶界是片层相内界面形成的开端, 因此较低的应变速率也将促使片层组织的动态球化。

3 结论

1) 变形量对 Ti_2AlNb 基合金影响最大, 组织的球化率随变形量的增大近似呈线性增长。该合金球化的临界变形量在 0.3~0.5 之间, 在变形量为 0.7 时合金完全球化, 其球化相比于普通钛合金更容易。

2) 两相区 $930\sim 970\text{ }^\circ\text{C}$ 变形的 Ti_2AlNb 基合金随变形温度的升高, 初生片层 O 相向基体 $B2$ 相转变, O 相体积分数降低, 球化率升高。在变形温度为 $970\text{ }^\circ\text{C}$ 时, 球化更容易, 这主要是由于变形温度在 $O+B2/\alpha_2+B2+O$ 相变点附近。

3) 在 $0.001\sim 1\text{ s}^{-1}$ 的应变速率范围内, 在较低的应变速率下, 较快的扩散速率或充分的扩散时间使界面迁移更加彻底, 片层沿相内界面发生断裂和断裂小片层球化就更显著。片层球化的最佳应变速率介于 $0.001\sim 0.01\text{ s}^{-1}$ 之间。

REFERENCES

- [1] 郭鸿镇, 姚泽坤, 魏迎光, 刘广义, 李圆春. 等温精密锻造技术的研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(1): 570-576.
GUO Hong-zhen, YAO Ze-kun, GUO Ying-guang, LIU Guang-yi, LI Yuan-chun. Research progress of isothermal precision forging technology[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(1): 570-576.
- [2] WANG Kai-xuan, ZENG Wei-dong, ZHAO Yong-qing, SHAO Yi-tao, ZHOU Jian-hua, WANG Xiao-ying, ZHOU Yi-gang. Quantitative analysis on microstructural evolution of lamellar alpha phase in titanium alloy during hot working[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2010, 39(4): 565-569.

- [3] BANERJEE D. The intermetallic Ti_2AlNb [J]. *Progress in Materials Science*, 1997, 42: 135–158.
- [4] 沈健. AA7005 铝合金的热加工变形特征[J]. *中国有色金属学报*, 2011, 11(4): 593–597.
SHEN Jian. Hot deformation behaviors of AA7005 aluminium alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2011, 11(4): 593–597.
- [5] 李世琼, 张建伟, 梁晓波, 程云君. Ti_3Al 和 Ti_2AlNb 基合金的研究与应用[J]. *中国有色金属学报*, 2010, 20(1): 104–109.
LI Shi-qiong, ZHANG Jian-wei, LIANG Xiao-bo, CHENG Yun-jun. Research and application of Ti_3Al and Ti_2AlNb based alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2010, 20(1): 104–109.
- [6] MAO Y, LI S, ZHANG J, ZOU D, ZHONG Z. Microstructure and tensile properties of orthorhombic Ti-Al-Nb-Ta alloys[J]. *Intermetallics*, 2000, 8(5/6): 659–662.
- [7] 孙嫣然, 段辉平, 康宁. Er 对 Ti-16Al-27Nb 合金组织和性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2011, 21(11): 2769–2774.
SUN Yan-ran, DUAN Hui-ping, KANG Ning. Effect of Er on microstructure and properties of Ti-16Al-27Nb alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2011, 21(11): 2769–2774.
- [8] BOEHLET C J. The phase evolution and microstructural stability of an orthorhombic Ti-23Al-27Nb alloy[J]. *Journal of Phase Equilibria*, 1999, 20: 101–108.
- [9] SESHACHARYULU T, MEDEIROS S C, MORGAN J T. Hot deformation mechanisms in ELI Grade Ti-6Al-4V[J]. *Scripta Materialia*, 1999, 41(3): 283–288.
- [10] WU Chen-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: 1963–1969.
- [11] LI Ding-qing, WRIGHT S I, BOEHLET C J. The grain boundary character distribution of a fully orthorhombic Ti-25Al-24Nb(at.%) alloy[J]. *Scripta Materialia*, 2004, 51: 545–550.
- [12] 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.
- [13] 周军, 曾卫东, 舒滢. 应用热加工图研究 TC17 合金片状组织球化规律[J]. *稀有金属材料与工程*, 2006, 35(2): 266–269.
ZHOU Jun, ZENG Wei-dong, SHU Ying. Study on globularization of lamellar α structure in TC17 titanium alloy during hot deformation using processing map[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2006, 35(2): 266–269.
- [14] 徐斌. 基于加工图理论的 O 相合金高温变形机理研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2007: 231–320.
XU Bing. Research on elevated temperature deformation mechanism of O phase based processing map theory[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2007: 231–320.
- [15] 张志芳, 刘占胜. 关于 TC6 钛合金 α 相形态变化行为的研究[J]. *稀有金属材料与工程*, 1991, 20(1): 32–36.
ZHANG Zhi-fang, LIU Zhan-sheng. Research on evolution behavior of α phase of TC6 titanium alloy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 1991, 20(1): 32–36.
- [16] XUE Chen, ZENG Wei-dong, WANG Wei, LIANG Xiao-bo, ZHANG J W. Quantitative analysis on microstructure evolution and tensile property for the isothermally forged Ti_2AlNb based alloy during heat treatment[J]. *Mater Sci Eng A*, 2013, 573: 183–189.
- [17] 孙新军. 钛合金片层组织的等轴化规律及超细晶钛合金超塑性的研究[D]. 北京: 清华大学, 1999: 32–53.
SUN Xin-jun. Research on the equiaxial rules of lamellar structure and the superplasticity of ultrafine of titanium alloy[D]. Beijing: Tsinghua University, 1999: 32–53.

(编辑 龙怀中)