

# 热处理对 IMI834 钛合金组织及拉伸性能的影响

王 宁<sup>1,2</sup>, 贾蔚菊<sup>2</sup>, 毛小南<sup>1,2</sup>, 毛成亮<sup>2</sup>, 张思远<sup>2</sup>, 周 伟<sup>2</sup>, 李思兰<sup>2</sup>, 李 倩<sup>2</sup>

(1. 东北大学 材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110819)

(2. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

**摘 要:** 研究了3种热处理制度和2种冷却方式对 IMI834 钛合金组织及拉伸性能的影响。采用光学显微镜分析了不同热处理制度对合金显微组织的影响; 使用 Image-Pro Plus v5.1 (IPP) 和 Nano Measure 图像分析软件, 统计了组织中初生等轴  $\alpha$  相 ( $\alpha_p$ ) 及次生  $\alpha$  相 ( $\alpha_s$ ) 集束等的尺寸; 使用原位 SEM 拉伸并结合 EBSD 分析技术, 原位观察合金的变形行为, 并对变形前后的晶体取向进行了表征; 采用扫描电子显微镜, 表征了不同冷却方式下材料的断口形貌特征, 并借助 TEM 分析了组织中第二相分布情况。结果表明: 在双重退火试验中, 随着第一重退火温度的升高, IMI834 合金  $\alpha_p$  相含量及尺寸逐渐减小,  $\alpha_s$  相集束尺寸逐渐增大; IMI834 合金强度逐渐上升随后下降, 延伸率及断面收缩率无明显变化, 当第一重退火温度为 1020 °C 时, IMI834 钛合金在快冷和慢冷 2 种试验条件下强度均达到最高, 快冷强度高出慢冷约 50 MPa;  $\alpha_p/\alpha_s$  界面间  $\beta$  相的存在, 能够保证晶界两侧在几何协调性因子较低条件下仍能够进行滑移传递; 快冷条件下试样断口的准解离形貌为椭球状或多边形, 而慢冷条件下其为长条形,  $\alpha/\beta$  相界面第二相的析出差异是导致 2 种试样中准解离形貌不同的原因。

**关键词:** IMI834 钛合金; 显微组织; 热处理; 几何协调性因子; 准解离

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)08-3077-12

随着航空航天技术的发展, 钛合金的发展迎来了新的高峰, 其中近  $\alpha$  高温钛合金与传统的钢铁材料相比, 具有比强度高、热强性优异等特点, 在航空航天关键零部件的制造中得到了广泛应用<sup>[1]</sup>。典型的近  $\alpha$  高温钛合金包括 IMI834、Ti60、Ti600、BT36 和 Ti-1100 等, 这类合金的特点是其相组成为  $\alpha$ 、 $\beta$ 、硅化物和  $\alpha_2$  相, 允许  $\alpha_2$  相以强化相的形式存在, 其中 IMI834 合金是研制最早、最为成熟的 600 °C 使用的高温钛合金, 已成功应用于 Trent700, EJ200 和 PW350 等发动机上, 国外涡桨发动机离心叶轮也选用了 IMI834 合金<sup>[2]</sup>。

IMI834 高温钛合金为 Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Si 系合金, 合金中含有少量的  $\beta$  相稳定元素, 不同的热加工历史及热处理制度会对合金的显微组织结构有显著影响, 进而影响合金的力学性能。大量研究表明<sup>[3,4]</sup>, 双态组织的 IMI834 合金具有良好的疲劳和抗蠕变性能。然而, 现有文献对双态组织的定义较为模糊, 文献[5]指出双态组织的特征是片状  $\beta$  转变基体组织上分布着不超过 50% 的等轴初生  $\alpha$  相 ( $\alpha_p$ ),  $\beta$  转变组织中的  $\alpha$  相或次生  $\alpha$  相 ( $\alpha_s$ ) 的形态随合金类型的不同而有所区别, 不同钛合金类型的双态组织  $\alpha_p$  相的含量与分布

也不同, 相对于近  $\alpha$  型和  $\alpha+\beta$  钛合金, 亚稳  $\beta$  钛合金的  $\alpha_p$  相较为细小。也有文献[6]指出双态组织中的等轴  $\alpha$  相含量低于 30%。Wanjaraa 等<sup>[7]</sup>在对 IMI834 合金热变形行为的研究过程中采用的是等轴  $\alpha$  相含量约为 20% 的双态组织, 而 Lüjering 等<sup>[8]</sup>的研究表明不同的  $\alpha_p$  片层也会导致后续形成 2 种不同等轴  $\alpha$  相的双态组织,  $\beta$  转变组织中的  $\alpha_s$  相也有较大差异, 同时指出当 IMI834 合金中等轴  $\alpha$  相含量介于 10% 至 20% 时屈服强度达到最大值。由此可见, 对于不同钛合金类型其双态组织的显微组织特征差异较大, 即使对于同一合金其双态组织中的等轴  $\alpha$  相数量、尺寸, 原始  $\beta$  晶粒大小及  $\alpha_s$  相的尺寸等均有较大差异, 而这些特征参数均对合金的力学性能有显著的影响。

采用 3 种不同的热处理工艺对 IMI834 合金进行热处理, 同时分别采用试样热处理 (快冷) 和试块热处理 (慢冷) 2 种不同的试样形态, 对比分析 IMI834 钛合金不同退火温度及冷速下的显微组织与拉伸性能, 采用原位 SEM 拉伸并结合 EBSD 测试技术进一步研究不同组织特征合金的变形特点, 为 IMI834 钛合金的显微组织选择及性能调控提供理论基础及技术支持。

收稿日期: 2021-08-30

基金项目: 西安市科技计划项目 (2020YZ0002)

作者简介: 王 宁, 男, 1996 年生, 硕士, 东北大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110819, E-mail: 18734811737@163.com

# 1 实验

IMI834 钛合金铸锭采用真空自耗电弧熔炼炉制备，铸锭经  $\beta$  单相区开坯锻造， $\alpha+\beta$  两相区多次锻造后获得  $\Phi 155$  mm 的成品棒材，合金成分见表 1，采用差热法测得合金的相变点为 1040 °C。为了研究不同的显微组织特征对合金性能的影响，本试验设计了 3 种不同的热处理制度：1000 °C/2 h、AC+700 °C/2 h、AC；1020 °C/2 h、AC+700 °C/2 h、AC；1030 °C/2 h、AC+700 °C/2 h、AC。另外，分别采用试块热处理和试样热处理的方法，研究不同冷却速度对合金组织性能的影响，其中试块热处理（慢冷）是直接从棒材上锯切  $\Phi 155$  mm $\times$ 40 mm 圆饼整体进行热处理。而试样热处理（快冷），是在  $\Phi 155$  mm $\times$ 40 mm 圆饼上线切割切取  $\Phi 10$  mm $\times$ 70 mm 的室温拉伸试样和 30 mm $\times$ 30 mm $\times$ 5 mm 原位拉伸试样直接进行热处理。

室温拉伸试样工作直径均  $d=5$  mm，标距有效长度为 25 mm 的标准试样。原位拉伸试样如图 1，工作段为 2 mm $\times$ 0.5 mm 的方形截面，标距有效长度为 6 mm，为了更好地确定原位拉伸变形开始的位置，在原位试样工作段中部加工一深度为 0.2 mm 的槽口。所有的拉伸试样取样方向均为圆饼弦向。

室温拉伸实验在 Instron5859 试验机上进行，测试依据标准 GB/T228.1-2012《金属材料拉伸实验第 1 部分：室温实验方法》进行，拉伸速率为 0.5 mm/min。

表 1 IMI834 钛合金化学成分

Table 1 Chemical composition of IMI834 alloy ( $\omega/\%$ )

Al	Sn	Zr	Mo	Si	Nb	C	Ti
5.8	4	3.5	0.5	0.35	0.7	0.05	Bal.

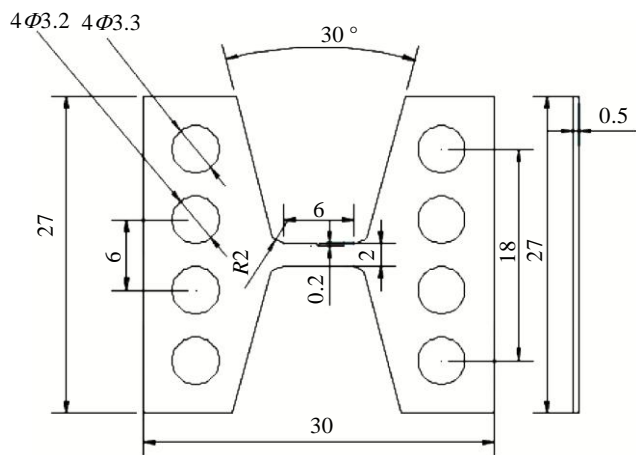


图 1 原位 SEM 拉伸试样尺寸

Fig.1 Dimensions of specimen for in-situ SEM tensile testing (mm)

在室温拉伸试样的螺纹夹持部位切取高倍试样，样品磨制剖光后用体积分数比为 HF:HNO<sub>3</sub>:乳酸=1:3:5 的腐蚀剂进行腐蚀，并采用 IPP 图像分析软件对显微组织结构特征进行统计；在室温拉伸断口附近切取透射电镜观察试样，采用 JEM-200CX 型透射电镜进行显微组织分析；采用 JSM-6460 型扫描电子显微镜进行断口形貌分析。原位 SEM 拉伸试验在 Zeiss Gemini500 场发射扫描电镜上进行，原位拉伸试样加载前采用 EBSD 模块获取观察部分的晶体取向信息，其观察部分位于工作段中部槽口右侧，试样加载后每隔 0.05 mm 位移暂停进行高倍拍摄，以获取试样表面组织的变化规律，试样加载至 0.2 mm 停止加载，用 EBSD 模块再次获取观察部分变形后的晶体取向信息。

# 2 结果与分析

## 2.1 显微组织

IMI834 合金原始铸态显微组织如图 2a 所示，为粗大的魏氏组织，合金原始锻态显微组织如图 2b 所示，由等轴  $\alpha$  相与  $\beta$  转变组织构成，其中等轴  $\alpha$  相约占 35%，大部分形貌为球状，少数呈被拉长的条状， $\beta$  转变组织中的  $\alpha_s$  相略带弯曲，图 2c 和 2d 为合金锻态组织的晶体取向 IPF 图和 BC 图，可见经两相区锻造后组织中无明显织构形成，晶体取向分布比较均匀。

图 3 为不同退火温度下，IMI834 钛合金的显微组织。慢冷和快冷 2 种方案经不同温度处理后的显微组织均由等轴  $\alpha$  与  $\beta$  转变组织构成，但等轴  $\alpha$  相含量，形态以及  $\alpha_s$  相的尺寸受退火温度及冷却速度影响较大。采用 IPP 图像分析软件对不同状态下组织中的  $\alpha_p$  相含量及尺寸、板条  $\alpha_s$  相集束尺寸、原始  $\beta$  晶粒尺寸等进行定量统计，结果见表 2。可见，随着退火温度的增加， $\alpha_p$  相含量及尺寸有逐渐减小的趋势，快冷条件下退火温度从 1000 °C 升至 1030 °C， $\alpha_p$  相含量降幅达到 30% 左右，慢冷条件下降幅约为 13%， $\alpha_p$  相晶粒尺寸均减小约 5  $\mu$ m。当退火温度达到 1030 °C 时，在快冷和慢冷 2 种冷速条件下其  $\alpha_s$  相集束尺寸均达到最大值，分别为 13.5、15.8  $\mu$ m，且在同种退火温度下，慢冷时  $\alpha_s$  相集束尺寸明显大于快冷。从图 3 中还可以清晰分辨出慢冷条件下  $\alpha_s$  相板条的厚度明显大于快冷，如图 3c、3f 中的箭头所示， $\alpha_s$  相集束尺寸及板条厚度与合金的强度密切相关，详细介绍见后文。由图 3d~3f 可见，慢冷时组织中观察不到原始  $\beta$  晶界，但在快冷试样中，第一重退火温度升至 1020 °C 时，能够观察到清晰的原始  $\beta$  晶界，且随着退火温度的升高，原始  $\beta$  晶粒尺寸增大（图 3b、3c）。

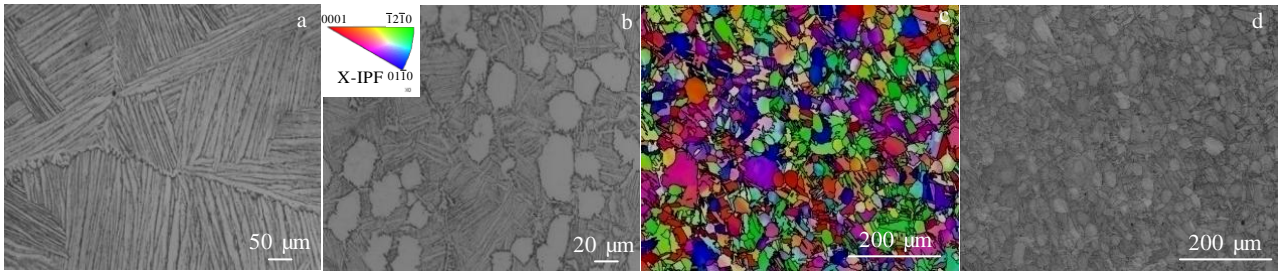


图 2 IMI834 合金铸态及锻态组织

Fig.2 Microstructures of as-cast (a) and forging (b) IMI834 alloy; X-IPF (c) and BC (d) images of forging IMI834 alloy

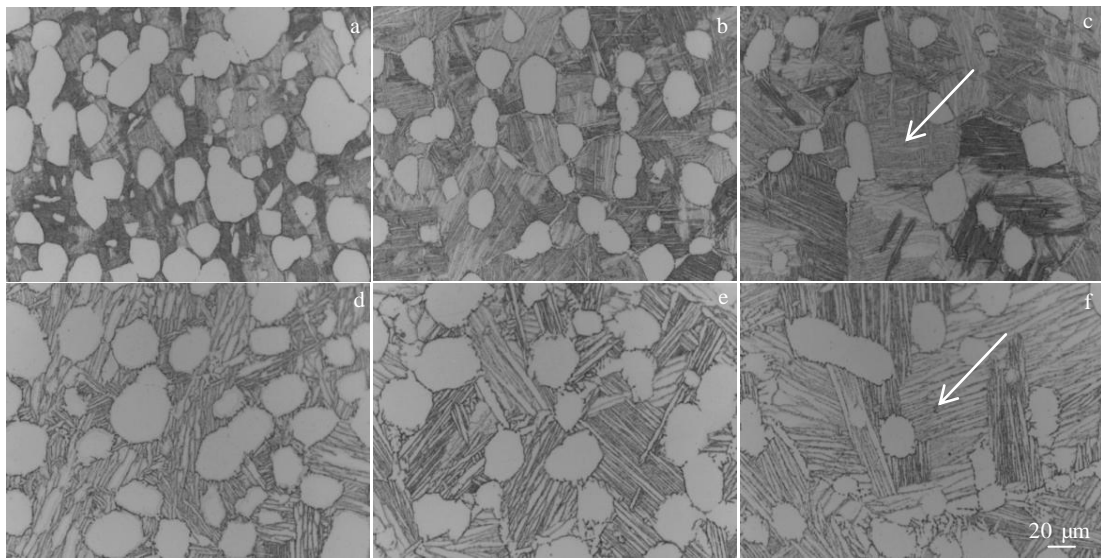


图 3 不同退火温度及冷却速度 IMI834 合金的显微组织

Fig.3 Microstructures of IMI834 alloy after annealing at different temperatures and cooling rates: (a) fast cooling, 1000 °C/2 h, AC+700 °C/2 h, AC; (b) fast cooling, 1020 °C/2 h, AC +700 °C/2 h, AC; (c) fast cooling, 1030 °C/2 h, AC+700 °C/2 h, AC; (d) slow cooling, 1000 °C/2 h, AC+700 °C/2 h, AC; (e) slow cooling, 1020 °C/2 h, AC+700 °C/2 h, AC; (f) slow cooling, 1030 °C/2 h, AC +700 °C/2 h, AC

表 2 不同温度退火后 IMI834 合金中不同相占比及尺寸

Table 2 Proportion and size of phase in IMI834 alloy after different annealing heat treatment

Heat treatment	Cooling way	$\alpha_p$ proportion/%	$\alpha_p$ size/ $\mu\text{m}$	$\alpha_s$ colony size/ $\mu\text{m}$	$\beta$ size/ $\mu\text{m}$
1000 °C/2 h, AC+700 °C/2 h, AC	Fast cooling	41.4	29.3	12.2	-
	Slow cooling	32.3	28.6	14.9	-
1020 °C/2 h, AC+700 °C/2 h, AC	Fast cooling	19.3	25.6	12.7	168.0
	Slow cooling	20.8	27.0	15.6	-
1030 °C/2 h, AC+700 °C/2 h, AC	Fast cooling	10.1	23.8	13.5	170.2
	Slow cooling	19.2	23.8	15.8	-

对于双态组织的 IMI834 钛合金, 其  $\alpha$  相的析出过程是一个形核和长大的过程。形核位置及数量, 长大速率与合金的成分及冷却条件有关, 当合金从  $\alpha+\beta$  两相区冷却时, 随着第一重高温退火温度升高,  $\beta$  相转变组织占比上升,  $\alpha_p$  相占比下降, 相应  $\alpha_s$  相晶粒尺寸也减小, 导致在随后的冷却过程当中, 析出的  $\alpha_s$  相占比增加。慢冷时,  $\alpha$  相的形核率较低, 相邻的  $\alpha_s$  相具有高度重合的界面, 且其倾向于向同一方向生长,  $\alpha_s$  相在冷却过程中有充足的时间进行析出, 所以板条厚度变宽, 长度加长, 集束尺寸也明显增加<sup>[8-10]</sup>。

2.2 拉伸性能

图 4 为 IMI834 钛合金不同退火温度及冷却速度处理后拉伸变形时的工程应力-应变曲线。可见, 在弹性变形阶段, 采用快冷与慢冷 2 种冷却方式应力应变曲线保持相同的变化率, 在接近屈服强度时, 快冷条件下应力随应变的变化率高于慢冷。此外, 在整个塑性变形阶段, 快冷的工程应力始终高于慢冷。

表 3 为 IMI834 钛合金不同温度退火后的室温拉伸性能, 采用不同退火温度处理后, IMI834 钛合金快冷及慢冷的室温抗拉强度分别在 1079 及 1035 MPa 以上, 断面收缩率都在 8% 以上, 可见 IMI834 钛合金在具有高强度的同时也保持了良好塑性。对比发现, 随着退火温度从 1000 °C 上升至 1020 °C, IMI834 合金抗拉伸强度也逐渐上升, 延伸率无明显波动, 断面收缩率略有上升。退火温度从 1020 °C 升至 1030 °C, 其抗拉伸强度逐渐降低, 断面收缩率略有降低; 在保持退火温度一致的情况下, 快冷条件下合金室温抗拉伸强度高出慢冷约 50 MPa, 塑性基本无变化。由表 2 可见, 随着退火温度从 1000 °C 升高至 1020 °C, 组织  $\alpha_p$  含量降低、尺寸减小, 小尺寸的  $\alpha_p$  相不易发生变形<sup>[11]</sup>, 为其强度增加贡献的一因素。另外, 退火温度升至 1020 °C 时,  $\alpha_s$  相集束尺寸增加, 1000 °C 退火得到组织的  $\alpha_p$  含量在快冷及慢冷 2 种状态下均高于 30%, 此时合金元素再分配效应显著, 次生相区拥有更低的强度<sup>[8]</sup>, 小尺寸的  $\alpha_s$  相集束带给其强度的增幅效果小于合金元素分配对其强度的弱化, 故其强度低于 1020 °C 高温退火。当退火温度从 1020 °C 升高至 1030 °C, 由表 2 可

见,  $\alpha_p$  相含量降低、尺寸减小,  $\alpha_s$  相集束尺寸增大, 此时合金元素再分配作用降低, 其力学性能主要受  $\alpha_s$  相集束尺寸控制, 集束尺寸越小, 位错滑移距离越短, 强度和塑性越好<sup>[10,12]</sup>, 从图 5 可见, 1030 °C 退火后采用快冷及慢冷, 均可观察到明显的大尺寸  $\alpha_s$  集束, 大尺寸集束的出现有效促进了位错滑移, 造成其强度降低。此外根据表 2, 采用快冷和慢冷 2 种试验条件, 其  $\alpha_p$  相的尺寸无明显变化, 但是在慢冷条件下  $\alpha_s$  相集束尺寸在 3 种退火温度下均显著高于快冷, 而且由图 3 可以看出, 慢冷时  $\alpha_s$  相板条厚度均大于快冷, 较厚的板条与尺寸较大的集束, 使得位错滑移距离增加且粗大的  $\alpha_s$  板条易变形, 从而导致慢冷试样的抗拉伸强度较快冷试样的有大幅度降低<sup>[8,10-12]</sup>。

2.3 原位拉伸

IMI834 钛合金在快冷及慢冷 2 种冷却方式下的原位 SEM 拉伸载荷-位移曲线见图 6, 为了能清晰地表征在加载过程中显微组织的变化, 试样位移距离为 0.1、0.15、0.2 mm 时暂停变形, 进行原位观察, 当试样的位移距离达到 0.2 mm 时停止加载, 避免引入过变形量降低 EBSD 数据采集时的解析率。由图 6 可见, 2 种组织对应的试样所载荷随位移的增加而增加,

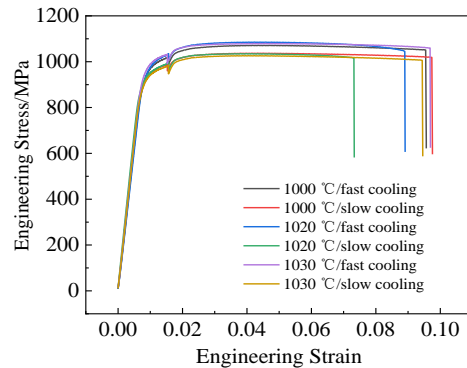


图 4 不同退火温度及冷却速度 IMI834 合金的工程应力-应变曲线

Fig.4 Engineering stress-strain curves of IMI834 alloy at different annealing temperatures and cooling rates

表 3 IMI834 合金不同温度退火处理后的拉伸性能

Table 3 Room-temperature tensile properties of IMI834 alloy after different annealing heat treatments

Heat treatment	Cooling way	$R_m$ /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	$A$ /%	$Z$ /%
1000 °C/2 h, AC+700 °C/2 h, AC	Fast cooling	1079	968	8.5	10.5
	Slow cooling	1035	930	9.3	15.5
1020 °C/2 h, AC+700 °C/2 h, AC	Fast cooling	1089	983	8.5	17.5
	Slow cooling	1039	938	9.0	18.0
1030 °C/2 h, AC+700 °C/2 h, AC	Fast cooling	1080	981	10.3	14.0
	Slow cooling	1027	929	9.5	14.0

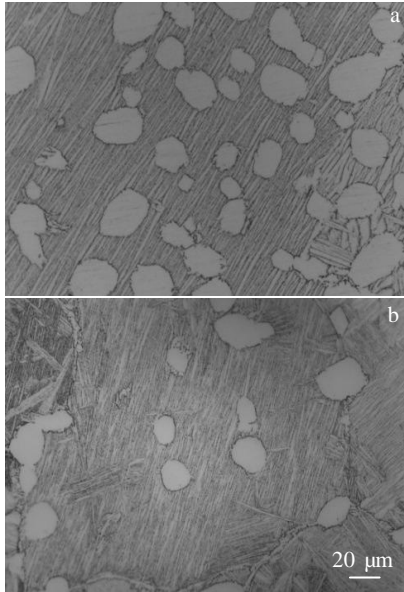


图 5 IMI834 合金中的大尺寸  $\alpha_s$  相集束

Fig.5 Large size  $\alpha_s$  colony in IMI834 alloy under fast cooling (a) and slow cooling (b)

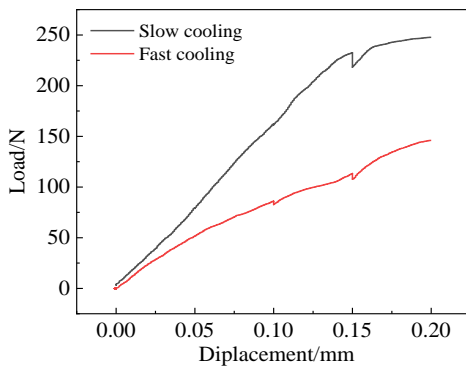


图 6 IMI834 钛合金原位载荷-位移曲线

Fig.6 In-situ tensile load-displacement curves of IMI834 alloy

且采用快冷方式冷却的试样其增加速率低于慢冷试样,这不同于该合金的室温拉伸曲线,快冷的应力随应变的变化值明显大于慢冷,测量断口处 2 种状态下试样的厚度,快冷时断口处厚度为 145  $\mu\text{m}$ ,慢冷时断口处厚度为 170  $\mu\text{m}$ ,计算位移值为 0.2 mm 时缺口处的工程应力,快冷时约为 560 MPa,慢冷时约为 809 MPa,故在同等位移下慢冷的工程应力高于快冷,导致慢冷时应力随应变的变化值高于快冷。图 7 为慢冷条件下组织的变形特征,当位移距离为 0.1 mm 时,对比变形前后,组织几乎无变化,此时加载载荷为 162.05 N,

合金所观察区域的变形量在弹性范围内,即无明显的塑性变形特征。随着变形过程的继续进行,当位移距离为 0.15 mm 时外加载荷为 232.3 N,从图 7c 中可以看到,组织内部有滑移线出现,滑移线由  $\alpha_p$  相区域向  $\alpha_s$  相区扩展,在所观察的  $\alpha_p$  相旁边  $\alpha_s$  相区域也观察到了同方向扩展的滑移线如 7c 中实线所示。图 8 为快冷条件下组织随变形量增加的变形特征,随着变形量的增加,  $\alpha_p$  相内部组织逐渐由粗糙起伏转变为平滑。滑移线扩展的具体机理及组织形态的变化将在后文进行详细解释。

### 2.3.1 施密特因子的计算

施密特因子(SF)可表示某一滑移系启动的难易程度,施密特因子越大则分剪应力越大,滑移系越容易启动<sup>[13]</sup>。后文的研究中将慢冷条件下所研究的 3 个晶粒分别标记为 A、B、C,如图 7a 所示。为了进一步确定加载至 0.2 mm 时,3 个晶粒具体启动的滑移系,依据 EBSD 数据提供的欧拉角( $\Phi_1, \Phi, \Phi_2$ ),对可能启动的滑移系的施密特因子进行了计算,由于  $\langle c+a \rangle$  滑移系启动的临界剪切应力值远高于  $\langle a \rangle$  滑移系启动的临界剪切应力值,故只将  $\langle a \rangle$  滑移系列入研究范围<sup>[14]</sup>,施密特因子值较大的滑移系为可能会被启动的滑移系之一。此外,将观察面设定为 (0001) 面,将 (100) 方向设定为拉伸方向,可计算拉伸方向与滑移线之间的理论夹角  $\theta$ ,比较理论夹角  $\theta$  值与实测夹角  $\theta$  值,再结合之前确定的施密特因子值来确定具体启动的滑移系。通常  $\theta$  计算值与实测值偏差保持在  $\pm 5^\circ$  之内,施密特因子的求解方法及被激活滑移系的确定方法见文献[15,16]。晶粒 A 的 12 个  $\langle a \rangle$  滑移系对应的施密特因子值及理论  $\theta$  值如表 4 所示,对于 A 晶粒测得滑移线与加载方向之间的夹角约为  $108.8^\circ$ ,如图 7d 所示,与理论计算值  $108.8^\circ$  吻合很好,结合施密特因子最大原则,可确定 A 晶粒中启动的滑移系为基面(0001)/ $[\bar{1}210]$ 滑移系,用同样的方法测得 B 晶粒启动的滑移系为(0001)/ $[\bar{1}210]$ ,C 晶粒启动的滑移系为(0001)/ $[\bar{1}1\bar{2}0]$ 。

### 2.3.2 变形机制

多晶材料中晶粒相互间的协调关系和变形中不同塑性变形机制的启动会进一步导致变形不均匀性的发生<sup>[17]</sup>,对于 hcp 类型的近  $\alpha$  型钛合金,包含柱面滑移和基面滑移总共有 4 个独立的滑移系,不能满足 Von Mises 准则启动 5 个独立滑移系以满足任意变形的要求<sup>[18]</sup>。且由于基面滑移及柱面滑移只能提供  $\langle a \rangle$  方向上的变形,无法协调  $\langle c \rangle$  方向的变形,导致钛合金具有较低的室温塑性。此外,材料在变形过程当中为了协调外加应变的同时保持基体的连续性,组织结构

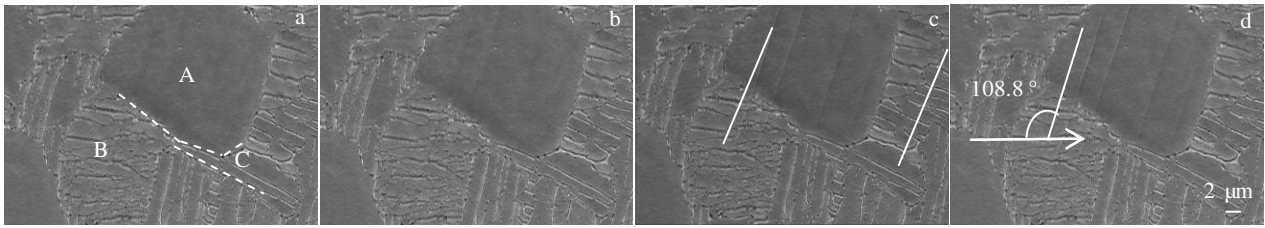


图 7 慢冷条件下不同位移处原位 SEM 照片

Fig.7 In-situ SEM images of the tensile specimen of slow cooling at different controlled displacements: (a) 0 mm, (b) 0.1 mm, (c) 0.15 mm, and (d) 0.2 mm

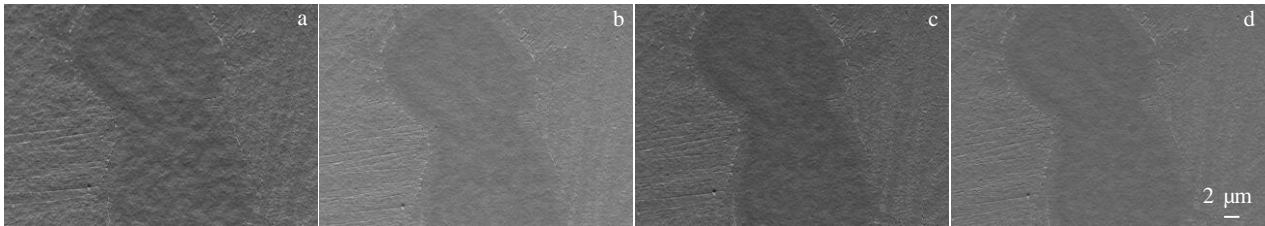


图 8 快冷条件下不同位移处原位 SEM 照片

Fig.8 In-situ SEM images of the tensile specimen of fast cooling at different controlled displacements: (a) 0 mm, (b) 0.1 mm, (c) 0.15 mm, and (d) 0.2 mm

表 4 0.2 mm 位移处晶粒 A 中 <a> 滑移系施密特因子 SF 计算  
Table 4 SF determination of slip activities <a> in grain A at the displacement of 0.2 mm

Slip system/<a>	Slip plane/slip direction	SF	Theoretical $\theta/(^\circ)$
Basal slip	(0001)/[11 $\bar{2}$ 0]	-0.194	108.8
	(0001)/[1 $\bar{2}$ 10]	0.352	108.8
	(0001)/[ $\bar{2}$ 110]	-0.077	108.8
Prismatic slip	(1 $\bar{1}$ 00)/[11 $\bar{2}$ 0]	0.098	19.2
	(10 $\bar{1}$ 0)/[1 $\bar{2}$ 10]	0.018	6.40
	(01 $\bar{1}$ 0)/[ $\bar{2}$ 110]	0.038	55.4
Pyramidal slip	(01 $\bar{1}$ 1)/[ $\bar{2}$ 110]	0.1084	70.9
	(0 $\bar{1}$ 11)/[ $\bar{2}$ 110]	-0.077	77.9
	(10 $\bar{1}$ 1)/[1 $\bar{2}$ 10]	-0.271	46.0
	( $\bar{1}$ 011)/[1 $\bar{2}$ 10]	0.226	141.6
	(1 $\bar{1}$ 01)/[11 $\bar{2}$ 0]	0.169	53.6
	( $\bar{1}$ 101)/[11 $\bar{2}$ 0]	-0.056	164.6

也会表现出明显的变形不均匀性，这种变形通常会发生在亚晶粒尺度<sup>[19]</sup>。这里采用 EBSD 得到的欧拉角，对快冷及慢冷 2 种试验条件下，变形前后的晶体转动角度进行了统计，结合 2.3.1 节所计算的施密特因子进一步研究了 IMI834 钛合金的微观协调变形机制。

晶体在发生滑移变形时往往伴随着晶面的转动<sup>[18]</sup>。图 9a, 9b 为慢冷条件下变形前及变形至 0.2 mm 时 IPF 图，从图中可以看出变形前后晶粒的颜色发生了改变，

表明其在拉伸载荷下晶体取向发生了转动。图 9c, 9d 为快冷条件下，变形前及变形至 0.2 mm 时 IPF 图，其中图 9d 中的彩色斑点为未解析区域，这种情况是由于拉伸变形时应变的引入使得所得到的菊池带变得模糊所致<sup>[20]</sup>。

图 9e 为在拉伸载荷下，快冷及慢冷 2 种试验状态下  $\alpha_p$  相及  $\alpha_s$  相变形前后的晶体转动取向差角统计。由于所观察区域在快冷及慢冷 2 种条件下  $\alpha_p$  相和  $\alpha_s$  相占比不同，因此快冷状态下选取  $\alpha_p$  相区 20 个位置， $\alpha_s$  相区 56 个位置作为统计对象，慢冷条件下选取  $\alpha_p$  相区 47 个位置， $\alpha_s$  相区 39 个位置作为统计对象。将拉伸变形前每个晶粒的晶体取向记为  $M_i(\Phi_1, \Phi, \Phi_2)$ ，在拉伸变形之后每个晶粒的晶体取向记为  $M_j(\Phi_1, \Phi, \Phi_2)$ ，根据变形前后的晶体取向  $M_i(\Phi_1, \Phi, \Phi_2)$  及  $M_j(\Phi_1, \Phi, \Phi_2)$  可计算晶体取向差角  $\gamma$ 。图 9e 中虚线标识的位置处转动角度为 2.7°，统计可得快冷条件下  $\alpha_s$  相区有 40 个点位于 2.7° 上方， $\alpha_p$  相区有 18 个点位于 2.7° 上方；慢冷条件下  $\alpha_s$  相区有 27 个点位于 2.7° 下方， $\alpha_p$  相区有 30 个点位于 2.7° 下方，可见快冷的晶体转动角度整体高于慢冷。已有的研究表明<sup>[12]</sup>，微结构对合金的变形行为有显著影响，图 9c 中可以观察到在快冷条件下  $\alpha_s$  相区引入明显的微结构，且变形后微结构区产生了明显的未解析区域。以上结果表明，快冷条件下引入的微结构区在变形的早期阶段会优先通过晶体转动来协调变形。

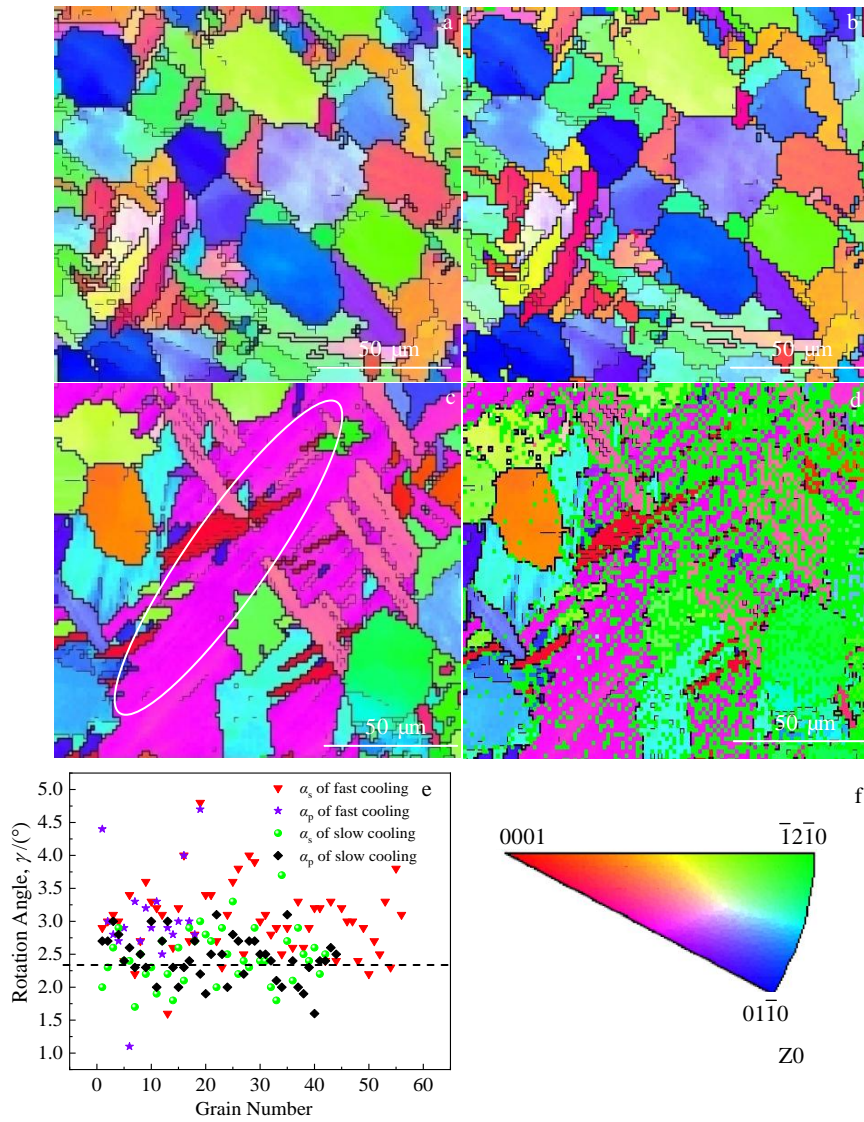


图 9 IMI834 合金变形前及变形至 0.2 mm 时 IPF 图以及晶体转动角度统计

Fig.9 IPF maps of initiating microstructure of slow cooling (a) and fast cooling (c); IPF maps captured at the displacement of 0.2 mm of slow cooling (b) and fast cooling (d); (e) statistic orientation rotation of grains before and after tensile testing; (f) legend of IPF colors

为了协调外加应变的同时保持基体的连续性，晶粒间的滑移传递是另一种重要的变形机制<sup>[20-23]</sup>。滑移传递的发生除了要求晶界两侧晶粒具有合适的施密特因子值，也要求晶界两侧晶粒具有良好的几何协调性，因此借用了 Luster 和 Morris 等<sup>[24]</sup>提出的几何协调性因子值  $m'$  研究相邻晶粒间的滑移传递现象，几何协调性因子的定义为：

$$m' = \cos\psi \cdot \cos\kappa \tag{1}$$

其中， $\psi$  表示两侧滑移面法线之间的夹角， $\kappa$  表示两侧滑移方向之间的夹角。理论上  $m'$  的取值范围为 -1 至 1 之间。

可以用  $m'$  的绝对值的大小表征晶界两侧滑移系的几何协调性的大小，当  $m'$  的绝对值接近 0 时，两侧的滑移系协调性最差，当  $m'$  的绝对值接近 1 时晶界两侧的滑移系接近等同。后文出现的  $m'$  值，不考虑正负号，含义均为其取绝对值后的含义。对于 A、B、C 3 个晶粒（见图 10a），由于启动的滑移系均为基面  $\langle a \rangle$  滑移，故后文的几何协调性因子  $m'$  的讨论只将 (0001)/[11 $\bar{2}$ 0]，(0001)/[1 $\bar{2}$ 10]，(0001)/[ $\bar{2}$ 110] 3 个基面滑移系列入计算范围。A 晶粒与 B 晶粒不同滑移系间的几何协调性因子值如表 5 所示，当 A 晶粒与 B 晶粒均为 (0001)/[ $\bar{2}$ 110] 滑移系时，晶界两侧具有最

大的几何协调性因子值 0.975,但是对于 A 晶粒却有最小的施密特因子值-0.077,这可能会导致晶粒 A 内部此滑移系难以开动; A 晶粒与 B 晶粒均为 (0001)/[1 $\bar{2}$ 10]滑移系时, A 晶粒对应的施密特因子为 0.35, B 晶粒对应的施密特因子为 0.38,晶粒 A、B 内部的施密特因子均为最大值且两晶粒间的几何协调性因子值为 0.971,故在此种条件有利于滑移线传递,与图 10b 中观察到的现象相对应。A 晶粒与 C 晶粒不同滑移系间的几何协调性因子如表 6 所示,可见,两晶粒间基面滑移系的几何协调性因子值均小于 0.65,当 A 晶粒启动(0001)/[11 $\bar{2}$ 0]滑移系, C 晶粒启动(0001)/[1 $\bar{2}$ 10]滑移系时,为图 10c 中所观察到的现象,此时 A 晶粒中的施密特因子为 0.35, C 晶粒中的施密特因子为-0.437,两晶粒间的几何协调性因子均为最大值,但几何协调性因子  $m'$  值很小。

三维立体图可以形象的将晶界两侧滑移系的施密特因子值和几何协调性因子值  $m'$  对滑移传递的影响表示出来。以 A 晶粒的施密特因子值为 X 坐标,分别以 A, B 和 A, C 两晶粒间的几何协调性因子值  $m'$  为 Y 坐标,以 B, C 两晶粒的施密特因子值为 Z 坐标,建立空间坐

标系如图 11 所示,其中红色点表示未启动的滑移系,绿色点表示启动的滑移系可见, A 晶粒与 B、C 晶粒的施密特因子值及几何协调性因子值  $m'$  所确定激活的滑移系对应的点位于坐标系右上方。由图 11b 中可见,对于 A、C 晶粒,绿色的点所确定的被激活的滑移系具有较小的  $m'$  值,结合图 10c 和表 6 可见,对于 A、C 晶粒在几何协调性因子较小时界面间依然有滑移传递的存在。为了进一步解释本实验中计算得到的  $m'$  值及观察到的现象,对 A、B、C 三晶粒界面处的应力集中现象进行了讨论。Channel5 的 Oretation 模块所采集的 KAM 图是计算所采集区域内每一个像素点与其周围点的平均取向差。KAM 图可以反映出晶粒内部局部取向突变情况,也可用来表示晶粒内布的应力集中现象<sup>[25,26]</sup>。

研究 Ti6Al 单相合金界面间的滑移传递,结果表明拉伸至 0.4 mm 后,通过界面间滑移传递使得界面间的应力得到释放<sup>[14]</sup>。对比本实验慢冷条件下变形前及变形至 0.2 mm 时的 KAM 图如 12a、12b 所示,可见,变形至 0.2 mm 时 A 晶粒与 B、C 晶粒界面处应力集中被加强,证明滑移传递未将  $\alpha_p$  相与  $\alpha_s$  相界面处的应力释放,已有的研究表明对于近  $\alpha$  型钛合金,  $\alpha_p/\alpha_s$  界面间的  $\beta$  相对合金的变形及力学性能起着非常重要的

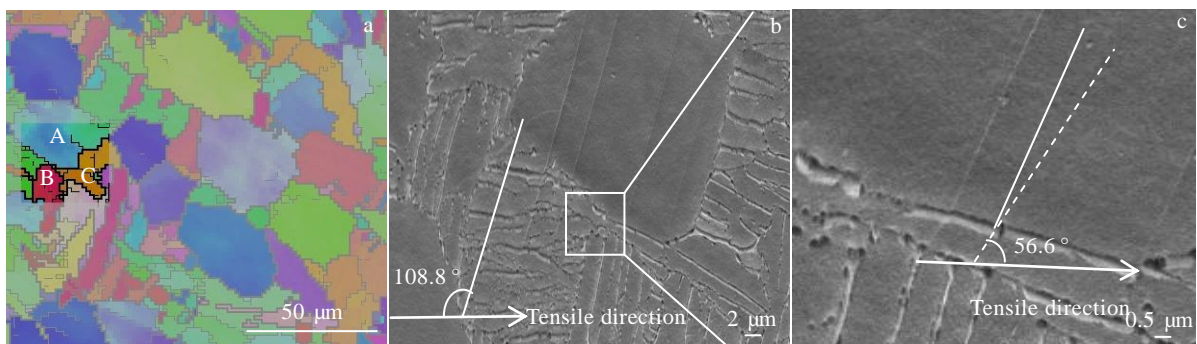


图 10 晶粒 A、B、C 中的滑移传递现象

Fig.10 Slip transmission between adjacent  $\alpha$  grains (grain A, B, C): (a) IPF map before tensile testing and (b, c) SEM images at the displacement of 0.2 mm

表 5 基面滑移系条件下 A、B 晶粒间的几何协调性因子  $m'$   
Table 5 Computational  $m'$  between grains A and B for basal slip

Grain B	Grain A		
	(0001)/[ $\bar{2}$ 110]	(0001)/[1 $\bar{2}$ 10]	(0001)/[11 $\bar{2}$ 0]
(0001)/[ $\bar{2}$ 110]	0.975	-0.054	-0.651
(0001)/[1 $\bar{2}$ 10]	0.037	0.971	-0.713
(0001)/[11 $\bar{2}$ 0]	-0.716	-0.649	0.965

表 6 基面滑移系条件下 A、C 晶粒间的几何协调性因子  $m'$   
Table 6 Computational  $m'$  between grains A and C for basal slip

Grain C	Grain A		
	(0001)/[ $\bar{2}$ 110]	(0001)/[1 $\bar{2}$ 10]	(0001)/[11 $\bar{2}$ 0]
(0001)/[ $\bar{2}$ 110]	0.42	-0.17	-0.18
(0001)/[1 $\bar{2}$ 10]	0.37	0.52	0.63
(0001)/[11 $\bar{2}$ 0]	-0.57	-0.25	0.57



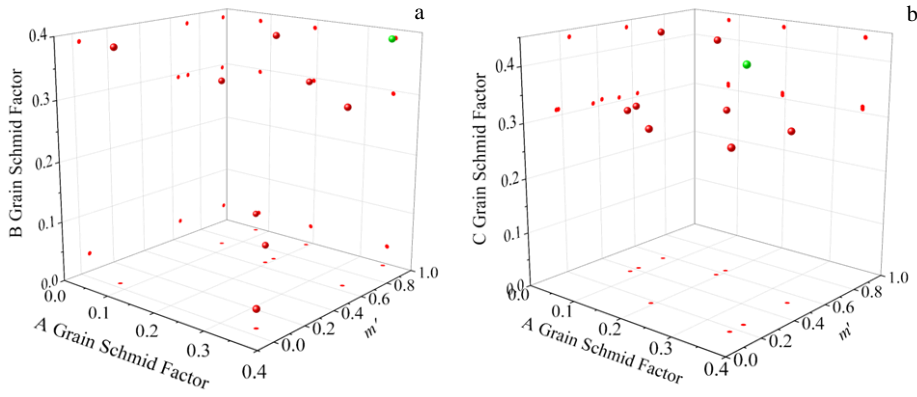


图 11 图 10 中晶粒间滑移传递发生时的  $m'$  值与施密特因子三维图

Fig.11 Slip transmission occurrence as a function of the  $m'$  value and grain Schmid factors in Fig.10: (a) grains A and B; (b) grains A and C

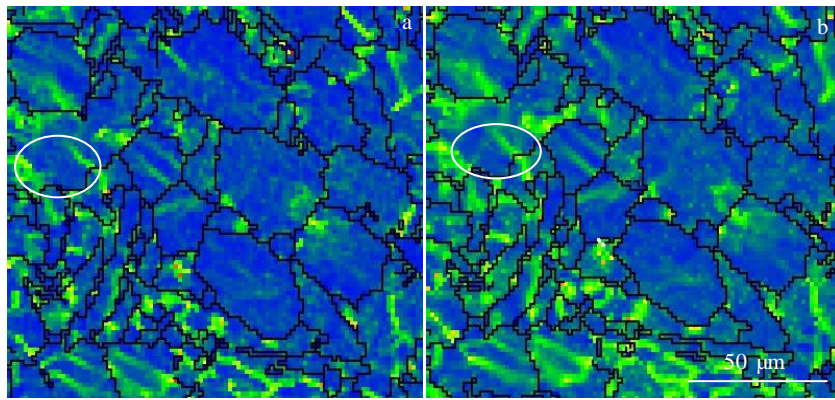


图 12 慢冷条件下 IMI834 合金变形前与变形至 0.2 mm 时的 KAM 图

Fig.12 KAM diagrams of IMI834 alloy under slow cooling condition: (a) initiating microstructure and (b) captured at the displacement of 0.2 mm

作用<sup>[27-29]</sup>。Castany 等人<sup>[28]</sup>研究了 Ti6Al4V 合金  $\alpha_p/\beta$  界面的位错行为, 结果表明在合金的早期变形阶段位错会从  $\alpha_p/\beta$  界面产生向  $\alpha_p$  相扩展, 因此  $\alpha_p/\alpha_s$  界面间  $\beta$  相的存在, 能够保证晶界两侧在几何协调性因子较低时仍能够进行滑移传递。

### 2.4 拉伸断口特征

试样在外载荷的作用下, 导致其裂纹形成进而扩展, 再到最后断裂成为两部分, 此过程称为断裂。断口上详细的记录了在断裂过程中, 由于内外因素的变化留下的痕迹与特征, 是分析断裂机理与特征的重要依据<sup>[30]</sup>。

IMI834 钛合金快冷试样的 SEM 断口如图 13 所示。图 13a~13d 依次为断口宏观形貌以及裂纹源区、放射区和剪切唇区对应的微观形貌。从图 13a 的宏观断口可以看出, 快冷断口表面出现较大起伏, 放射区有明显的沟壑及孔洞, 剪切唇区呈亮白色。图 13b、13c 为裂纹源区及放射区微观形貌, 可见其存在大量

模糊的解离小平面, 形状以多边形或椭球形为主, 小平面周围可以观察到大量的韧窝以及撕裂棱且伴有二次裂纹, 为明显的准解离标志<sup>[31,32]</sup>, 图 13d 为剪切唇区微观形貌, 其准解离小平面数量减少, 韧窝数量增加。

IMI834 钛合金慢冷试样的 SEM 断口如图 14 所示。图 14a~14d 依次为断口宏观形貌以及裂纹源区、放射区和剪切唇区对应的微观形貌。从图 14a 的宏观断口可见其断面比较平整, 图 14b、14c 为裂纹源区及放射区的微观形貌, 可见裂纹源区及放射区存在清晰的长条状准解离小平面, 这与在 Ti60 钛合金中观察到的现象类似<sup>[32]</sup>, 长条状的准解离小平面为  $\alpha_s$  板条所在的区域, 在准解离小平面周围可观察到大量的二次裂纹以及撕裂棱。剪切唇区韧窝数量增加。对比图 13b、13c, 14b、14c 裂纹源区和放射区的微观形貌, 可以看出在快速冷却的条件下, 断裂面上长条状准解离形貌消失, 代之以多边形或椭球形准解离面出现。图 15a、

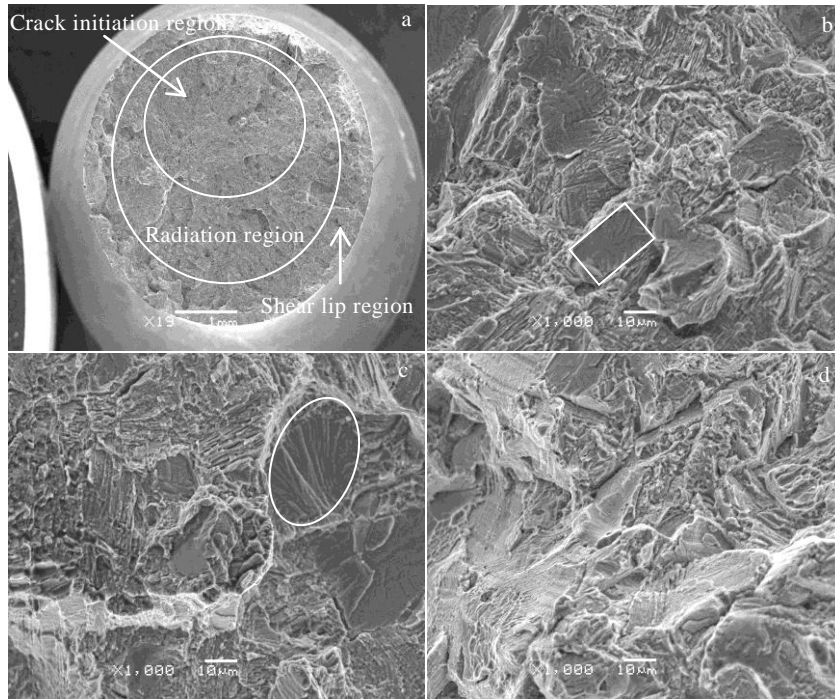


图 13 IMI834 合金快冷条件下的室温拉伸断口

Fig.13 Room-temperature tensile fracture morphologies of IMI834 alloy after annealing under fast cooling: (a) macroscopic fracture surface, (b) crack initiation region, (c) radiation region, and (d) shear lip region

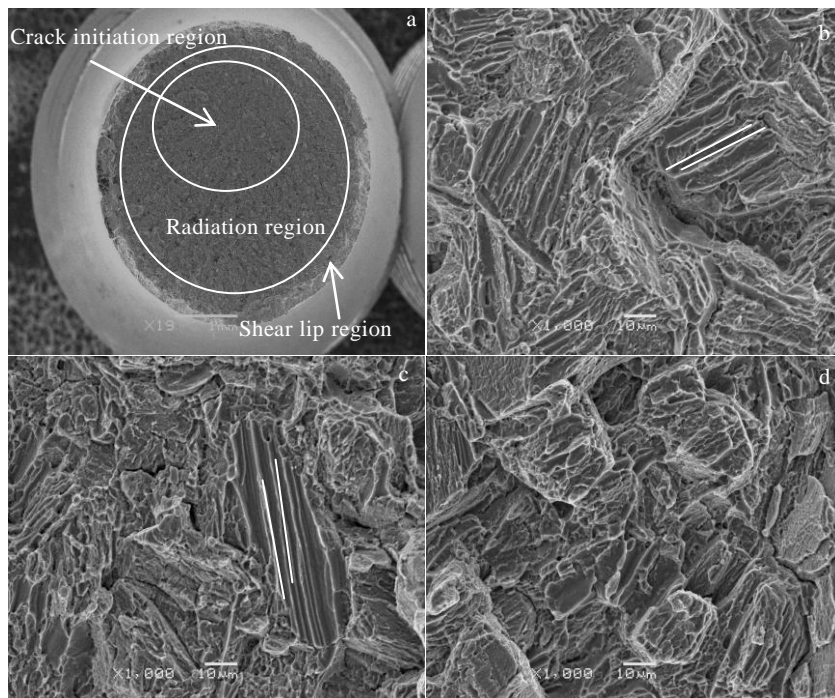


图 14 IMI834 合金慢冷条件下的室温拉伸断口

Fig.14 Room-temperature tensile fracture morphologies of IMI834 alloy after annealing under slow cooling: (a) macroscopic fracture surface, (b) crack initiation region, (c) radiation region, and (d) shear lip region

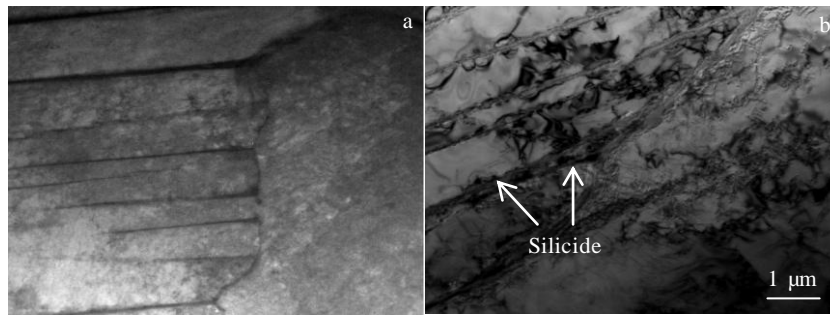


图 15 IMI834 合金快冷和慢冷条件下  $\alpha/\beta$  界面处形貌

Fig.15 Morphologies of the  $\alpha/\beta$  interface of IMI834 alloy under fast cooling (a) and slow cooling (b) conditions

15b 分别为快冷和慢冷试样 TEM 照片, 由图可见快冷试样  $\alpha/\beta$  界面光滑, 没有观察到析出物 (图 15a), 但在慢冷试样中在  $\alpha/\beta$  界面处可观察到纺锤状或短棒状的析出物 (图 15b), 由于其尺寸小无法获得衍射斑点, 但根据其形貌及已有的研究结果可确定该析出物为硅化物<sup>[31-34]</sup>, 硅化物为脆性相其与基体不相容, 导致裂纹易沿相界面扩展, 因此  $\alpha/\beta$  相界面第二相析出差异是导致 2 种试样中准解离形貌不同的原因。

### 3 结论

1) 随着第一重退火温度的升高, IMI834 合金的  $\alpha_p$  相占比逐渐下降, 其晶粒尺寸略下降,  $\alpha_s$  相集束尺寸逐渐增加; 快冷条件下 1020 和 1030  $^{\circ}\text{C}$  退火时可观察到原始  $\beta$  相晶界析出, 且其晶粒尺寸随退火温度的升高而增大。

2) 随着第一重退火温度的升高, IMI834 合金强度先上升后降低, 延伸率及断面收缩率无明显变化。当退火温度达到 1020  $^{\circ}\text{C}$  时, 强度达到最高; IMI834 钛合金在快冷条件下强度高出慢冷约 50 MPa。

3) IMI834 钛合金慢冷试样中优先启动的滑移系为基面(0001)/[1 $\bar{2}$ 10]和(0001)/[11 $\bar{2}$ 0]滑移, 变形至 0.2 mm 时  $\alpha_p/\alpha_s$  界面处有较强的应力集中现象;  $\alpha_p/\alpha_s$  界面间  $\beta$  相的存在能够保证晶界两侧在几何协调性因子较低的条件仍能够进行滑移传递。

4) 在 2 种冷却方式下, 拉伸断口表面均由裂纹源区、放射区和剪切唇区构成, 在裂纹源区及放射区均可观察到明显的准解离形貌, 其中快冷条件下断口表面准解离形貌为多边形或椭球形, 慢冷条件下断口表面准解离形貌为长条状;  $\alpha/\beta$  相界面第二相析出差异是导致 2 种试样中准解离形貌不同的原因。

#### 参考文献 References

- [1] Bache M R. *International Journal of Fatigue*[J], 2003, 25 (9-11): 1079
- [2] Wang Qingjinag(王清江), Liu Jianrong(刘建荣), Yang Rui(杨锐). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2014, 34(4): 1
- [3] Pan Xiangnan, Xu Shouwen, Qian Guian *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 798: 140 110
- [4] D Hu, Pan J, Mao J *et al. Materials & Design*[J], 2020, 193: 108 844
- [5] Zhu Zhishou(朱知寿), Shang Guoqiang(商国强), Wang Xinnan(王新南) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2020, 40(3): 1
- [6] Ding Can(丁 灿), (Wang Changliang(汪常亮), Li Feng(李 峰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(3): 962
- [7] Wanjaraa P, Jahazia M, Monajatib H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 396: 50
- [8] Lütjering G. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 243(1): 32
- [9] Sieniawski J, Filip R, Ziaja W. *Materials & Design*[J], 1997, 18(4-6): 361
- [10] Filip R, Kubiak K, Ziaja W *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2003, 133(1-2): 84
- [11] Chaowen Huang, Yongqing Zhao, Shewei Xin *et al. Journal of Alloy and Compounds*[J], 2017, 693: 582
- [12] Ma X Z, Xiang Z L, Ma M Z *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 775(21): 138 996
- [13] Zhang S, Zeng W, Zhao Q *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 708: 574
- [14] Li H, Mason D E, Bieler T R *et al. Acta Materialia*[J], 2013, 61(20): 7555
- [15] Wei S L, Zhu G M, Tasan C C *et al. Acta Materialia*[J], 2021, 206: 116 520
- [16] Sh A, Qz B, Cheng L C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 809: 140 958

- [17] Yi S B, Davies C H J, Brokmeier H G *et al.* *Acta Materialia*[J], 2006, 54: 549
- [18] Hu Gengxiang(胡广详), Cai xun(蔡 珣), Rong Yonghua(戎咏华). *Fundamentals of Materials Science*(材料科学基础)[M]. Shanghai: Shanghai Jiaotong University Press, 2010: 183
- [19] Jin L, Dong J, Sun J *et al.* *Inter J Plasticity*[J], 2015, 72: 218
- [20] Yang Ping(杨 平). *Electron Backscattering Technique and Application*(电子背散射技术及其应用)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2007: 119
- [21] Irvine D, Marzari N. *Fundamentals of Materials Science*[M]. Berlin: Springer, 2005: 463
- [22] Wang S C, Aindow M, Starink M J *et al.* *Acta Materialia*[J], 2003, 51: 2485
- [23] Zhang X M, Cao L L, Zhao Y Q *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 560: 700
- [24] Luster J, Morris M A. *Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 1995, 26(7): 1745
- [25] Wright S I, Nowell M M, Field D P. *Microscopy and Microanalysis*[J], 2011, 17(3): 316
- [26] Subedi S, Pokharel R, Rollett A D. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 638: 348
- [27] Castany P, Pettinari-Sturmel F, Crestou J *et al.* *Acta Materialia*[J], 2007, 55(18): 6284
- [28] Castany P, Pettinari-Sturmel F, Douin J. *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 483: 719
- [29] Hémery S, Villechaise P, Banerjee D. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2020, 51: 1
- [30] Brooks C J. *Failure Analysis of Engineering Materials*(工程材料的失效分析)[M]. Beijing: China Machine Press, 2003: 61
- [31] Zhang C J, Guo C X, Zhang S Z *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 771: 138 569
- [32] Jia Runcheng, Zeng Weidong, He Shengtong *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 810: 151 899
- [33] Jia Weiju, Zeng Weidong, Yu Hanqing. *Materials & Design* [J], 2014, 58(6): 108
- [34] Ramachandra C, Singh V. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1982, 13(5): 771

## Effect of Heat Treatment on the Microstructure and Tensile Properties of IMI834 Titanium Alloy

Wang Ning<sup>1,2</sup>, Jia Weiju<sup>2</sup>, Mao Xiaonan<sup>1,2</sup>, Mao Chengliang<sup>2</sup>, Zhang Siyuan<sup>2</sup>, Zhou Wei<sup>2</sup>, Li Silan<sup>2</sup>, Li Qian<sup>2</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

(2. Northwest Institute of Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

**Abstract:** Effect of three heat treatments and two cooling ways on the microstructures and tensile properties of IMI834 titanium alloy were studied. An optical microscope was used to analyze the evolution of the microstructures of the alloy. The Image-Pro Plus v5.1 (IPP) and Nano Measure image analysis software were used to calculate the size of equiaxed  $\alpha$  phase ( $\alpha_p$ ) and secondary  $\alpha$  ( $\alpha_s$ ) clusters in the microstructure. The crystal orientation and the deformation behavior of the alloy in situ before and after deformation were characterized using in-situ SEM tensile test and EBSD technology. The fracture morphology of the alloy in the different cooling ways was analyzed using SEM. The distribution of second phase was analyzed by TEM. The results show that in the double annealing test, with the increase of the first annealing temperature, the content and the size of  $\alpha_p$  gradually decrease, but  $\alpha_s$  clusters increase; the strength of IMI834 alloy first increases and then decreases. The elongation and reduction of area do not change significantly. When the first annealing temperature is 1020 °C, the strength of IMI834 titanium alloy reaches the highest under the two test conditions of rapid cooling and slow cooling and the strength of the sample under rapid cooling is higher than that under slow cooling by about 50 MPa. In the early deformation stage of IMI834 alloy, the crystal rotation angle of fast cooling is generally higher than that of slow cooling. The existence of the  $\beta$  phase between the  $\alpha_p$  and  $\alpha_s$  can ensure that the slip transfer can still be carried out under low geometric compatibility factor. The quasi-cleavage facets of the fracture surface under fast cooling conditions is ellipsoidal or polygonal, and under slow cooling conditions, it is elongated. The difference of the distribution of second phase in the  $\alpha/\beta$  boundaries is the reason for the different morphologies.

**Key words:** IMI834 titanium alloy; microstructure; heat treatment; geometric compatibility factor; quasi-cleavage

Corresponding author: Jia Weiju, Ph. D., Professor, Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, P. R. China, Tel: 0086-29-86250729, E-mail: diana\_1025@126.com