

爆轰载荷下 TB6 钛合金组织绝热剪切行为研究

张榕峻¹, 张津¹, 计鹏飞¹, 连勇¹, 王通², 付恒³, 刘桐¹, 顾新福²

(1. 北京科技大学 新材料技术研究院, 北京 100083)

(2. 北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083)

(3. 北京理工大学 爆炸科学与技术国家重点实验室, 北京 100081)

摘要: 采用电子背散射衍射 (EBSD) 技术研究了双相 TB6 钛合金在超高应变速率的爆轰载荷下绝热剪切带 (ASB) 中心、过渡区及基体的组织结构、织构演变。结果表明, 爆轰后 α 、 β 相晶粒尺寸均减小, α 相产生 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶; ASB 中心区 β 相晶粒发生了动态再结晶, 晶粒尺寸 400 nm, 绝大部分为大角度晶界, 位错密度最低, ASB 中心发生 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变; $\{10\bar{1}0\} \perp AD$ 、 $\langle 0001 \rangle // RD$ 或 ND 、 $\{100\} \langle 110 \rangle$ 旋转立方存在于除了爆轰基体的所有 α 或 β 相中; $\{10\bar{1}0\} \langle 0001 \rangle$ 、 $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ 织构存在于原始组织的 α 相中, 过渡区存在 $\{10\bar{1}0\} \langle 0001 \rangle$ 、 $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ 、 $\{11\bar{2}0\} \langle 0001 \rangle$ 3 种织构, $\{100\} \langle 001 \rangle$ 伪立方织构只存在于爆轰基体的 β 相中; $\{100\} // SD$ (绝热剪切带方向) 是 ASB 组织的共同特点, $\langle 0001 \rangle // AD$ 织构存在于爆轰基体、 $\{11\bar{2}0\} // SD$ 、 $\langle 0001 \rangle // SD$ 织构存在于 ASB 中心; α 相的 $\{11\bar{2}0\}$ 面、 $\langle 0001 \rangle$ 取向和 β 相的 $\{110\}$ 面平行于 ASB, 这均不是密排面和密排方向, 不利于合金的机械性能。

关键词: 绝热剪切带; 爆轰平面波; TB6 钛合金; 动态再结晶

中图分类号: TG392

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)04-1352-09

金属材料在同时伴随着温度骤升 (1000 °C) 的超高应变速率和应变的爆轰平面波冲击作用下, 晶体结构会产生位错或孪晶, 导致形变亚结构的发生, 进而发生动态再结晶^[1]。钛合金由于导热系数低且应变硬化能力较差, 容易发生绝热剪切局域化形成绝热剪切带 (ASB)^[2-6]。ASB 在爆轰平面波冲击变形过程中发生了严重的塑性变形和温度骤升, 微观结构由于动态回复、再结晶和相变而发生明显变化, 这是钛合金在动态载荷下失效的根本原因^[6]。

近年来, 研究人员对纯钛^[7-12], TC4 钛合金^[13-16]和其它钛合金的 ASB 特征以及剪切局域化行为开展了深入研究, 人们普遍认为剪切带内细小等轴晶粒是动态再结晶的结果。Tian 等^[17]研究了爆轰变形回收的纯钛药型罩杆体的显微组织, 分析了纯钛药型罩在爆炸成形过程中的组织演变机理; 结果表明, 回收坯料的显微组织包括层状 α 晶粒、局部剪切带内的等轴 α 晶粒和锯齿状 α 晶粒, 并且晶粒取向分布是随机的, 没有观察到织构。大多研究人员采用透射电镜 (TEM) 对霍普金森压杆 (SHPB) 加载条件 (10^3 s^{-1} 应变率) 下帽型试样形成的 ASB 进行表征研究。徐媛等^[2]用 TEM 表征研究了 TC18 钛合金在 SHPB 加载下 ASB 区的晶粒细化机制, 位错塞积导致晶粒形成裂纹后形成

细小晶粒、拉长晶粒“内颈缩”形成细小晶粒和动态再结晶。孙坤等^[3]通过 TEM 对 SHPB 载荷下的帽型 TC6 钛合金的 ASB 形成机理进行了研究, 认为等轴组织的 ASB 是位错增值运动及塞积的结果, 而网篮组织是动态再结晶的结果。尤振平等^[5]利用 SHPB 研究了 TB10 钛合金帽型试样强迫剪切试验, 认为 ASB 过渡区为拉长组织, 中心由低位错密度的细小晶粒组成, 发生了动态再结晶。王学滨^[4]利用 Johnson-Cook 模型预测了 TC4 钛合金 ASB 中心宽度的离散现象。

双相 TB6 钛合金作为一种高强钛合金, 具有良好的断裂韧性、切屑性和抗腐蚀性, 广泛应用于航空航天领域, 其准静态、动态性能备受关注^[18-20], 其作为药型罩材料对轰击混凝土建筑有很大优势。TB6 钛合金作为爆炸成形弹丸应具有良好的超塑性、高强韧性及良好的抵抗断裂的能力, 提高现有 TB6 钛合金材料的抗断裂性能是首要的研究方向, 但爆轰载荷下的变形及断裂行为却鲜有研究。因此, 用电子背散射 (EBSD) 方法深入研究 TB6 钛合金在爆轰加载下的组织演化规律及 ASB 的失效模式是非常必要的。本工作采用 TB6 钛合金圆片进行爆轰平面波实验, 采用 EBSD 方法研究了爆轰组织及织构演化及绝热剪切行为。阐明了爆轰加载条件下 TB6 钛合金的组织结构及

收稿日期: 2022-03-10

基金项目: 国家自然科学基金 (51901016); 中央高校基本科研业务费专项资金 (FRF-MP-20-50, FRF-TP-20-007A3)

作者简介: 张榕峻, 女, 1994 年生, 博士生, 北京科技大学新材料技术研究院, 北京 100083, E-mail: zhangrongjun@xs.ustb.edu.cn

织构演化、ASB 中心动态再结晶现象及过渡区变形行为。TB6 钛合金 ASB 的研究,有利于挖掘其动态性能,为制备高强度性能钛合金药型罩提供科学依据。

1 实验

本研究所用的 TB6 钛合金锻造圆棒的名义成分为 Ti-10V-2Fe-3Al, 直径 90 mm。图 1 为 TB6 钛合金原始棒材的光学显微镜 (OM) 与扫描电子显微镜 (SEM) 组织, OM 组织中白色为 α 相、黑色为 β 相, 初始组织为均匀的等轴组织, 由初生 α 相、次生 α (α'') 相和基体 β 相组成。 α 相平均晶粒尺寸为 2 μm , 且沿 β 相晶界处生成, α'' 相与基体 β 相以片层状交替分布 (见图 1b 中箭头处)。

爆轰平面波加载实验装置如图 2 所示, 将 4 片试片放置在顶盖和底座之间, 由雷管、炸药透镜、TNT 炸药、顶盖、试片、底座、连接螺栓、测试系统组成。炸药透镜 50 mm, 8701 炸药 38 g, TNT 炸药 40 g, 衰减片厚度 10 mm, 用沙子回收爆轰后的材料。经机械加工制备的 4 片直径 50 mm、厚 5 mm 的平面波试片及微观样品的方向和本研究中用于织构分析的坐标系如图 2 所示, 织构将被表示为 $\{AD\} < RD$ 或 ND 。AD 为原始棒材轴向, 也是爆轰方向, RD 为原始棒材径向, ND 为原始棒材纵截面的法向, ND 同时垂直于 AD 和 RD, RD、ND 等价。下文将对 4 号爆轰试片中心位置横截面进行微观组织分析。

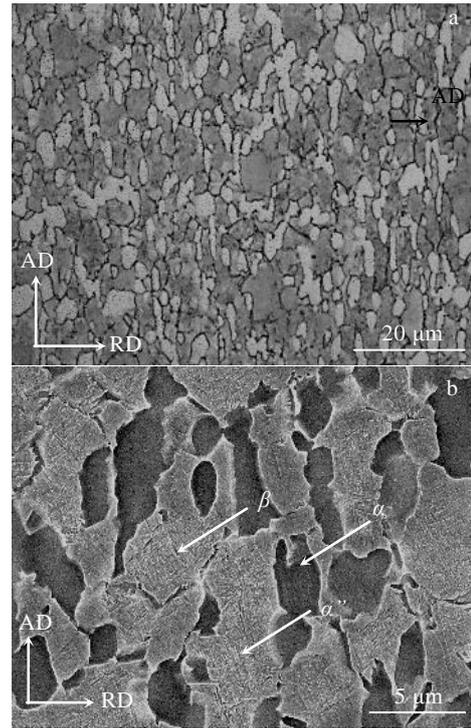


图 1 TB6 钛合金棒材纵截面 OM 和 SEM 微观组织
Fig.1 OM (a) and SEM (b) microstructures of longitudinal section of TB6 titanium alloy bar

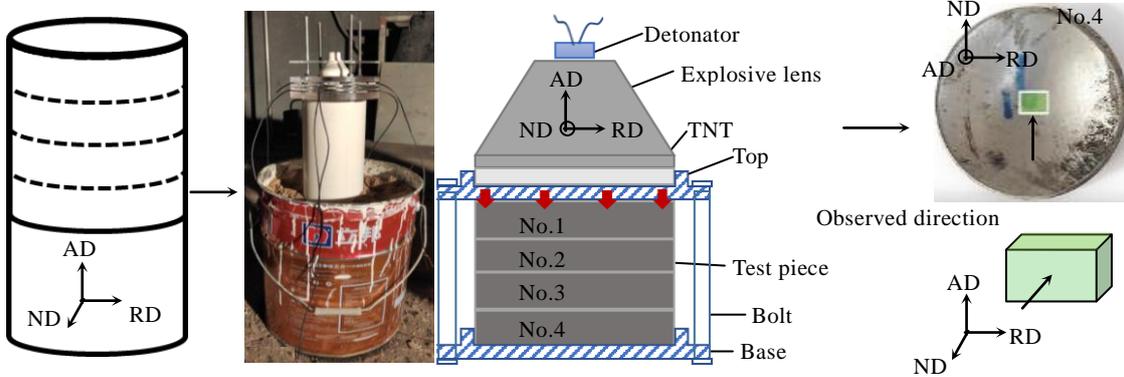


图 2 TB6 钛合金爆轰平面波试片及微观样品切样方法、爆轰平面波加载实验装置、取样图
Fig.2 TB6 titanium alloy detonation plane wave test piece and microscopic sample cutting process, detonation plane wave loading experimental device, and sampling diagram

微观组织样品打磨到 3000# 砂纸目后用 $\text{HClO}_4:\text{C}_2\text{H}_6\text{O} = 5:95$ 体积分数的高氯酸无水乙醇溶液电解抛光, 电压 27.8 V, 电流 150 mA, 电解时间 50 s, 用 $\text{HF}:\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{O} = 3:7:90$ 体积分数的氢氟酸-硝酸水溶液侵蚀 5 s。用型号为 Axio Imager M2m 的蔡司光学显微镜进行显微金相观察。采用 ZEISS Gemini 300 型场发射扫描电子显微镜对各爆轰试片的微观形貌、组织

结构与 ASB 进行观察分析, 采用配有 HKL Nordlys Max3 Electron Backscattered Scattering Diffraction Detection 探测器的 Gemini SEM500 型场发射扫描电子显微镜测定试样的晶粒取向和组织。测定时, 样品倾斜 70°, 加速电压 20 kV, 步长 0.1、0.2 μm , 标定相为密排六方结构的 α 相和体心立方结构的 β 相。用 HKL Channel 5 软件进行 EBSD 数据处理, 获得相分

布图、相分数、大小角度晶界图、取向分布图 (IPF)、极图 (PF)、局部取向差分布图 (KAM)。

2 结果与讨论

2.1 宏观响应及微观结构

图 3a~3e 为依次远离炸药的 1~4 号爆轰平面波试片及原始试片的宏观形貌，试片中心厚度均减小，分别为 2.2、3.2、4.0、4.3 mm，直径均增大，分别为 65、55、53、52 mm。随着试片与炸药距离的减小，产生了更大程度的变形及断裂甚至破碎。

图 4 为爆轰平面波加载后 4 号试片中心位置的 OM 和 SEM 组织。图中 α 、 β 相的晶粒大小与原始组织 OM 像 (图 1a) 相比没有明显变化，仍为等轴组织，晶粒弯曲变形。图 4b 箭头处的 α 相中可以观察

到孪晶。这是因为孪晶激活是 TB6 钛合金 α 相调节爆轰变形的机制之一^[6]。而 β 相为体心立方结构，滑移系多，可以通过滑移的方式将爆轰加载下产生的位错消解^[21]。

图 5 为 4 号试片中心位置 ASB 的 SEM 组织，其中图 5a 中可以看到一条与 AD 方向呈 45° 角的不连续裂纹及 ASB，取第二段裂纹尖端和剪切带进行微观分析 (见图 5b)，观察到 2 条明显的 ASB，分别标记为 ASB1、ASB2，中心区和过渡区分别用字母 C、T 表示。ASB 区晶粒的变形程度取决于其在 ASB 区域的具体位置，ASB 中心的晶粒经历了最大的变形，ASB1 中心区宽度为 2.38 μm ，ASB2 中心区宽度为 2.80 μm ，比报道中钛合金进行 SHPB 试验所形成的 ASB 的宽度小^[21]，这可能是因为爆轰平面波提供了更高的应变速率加载条件。

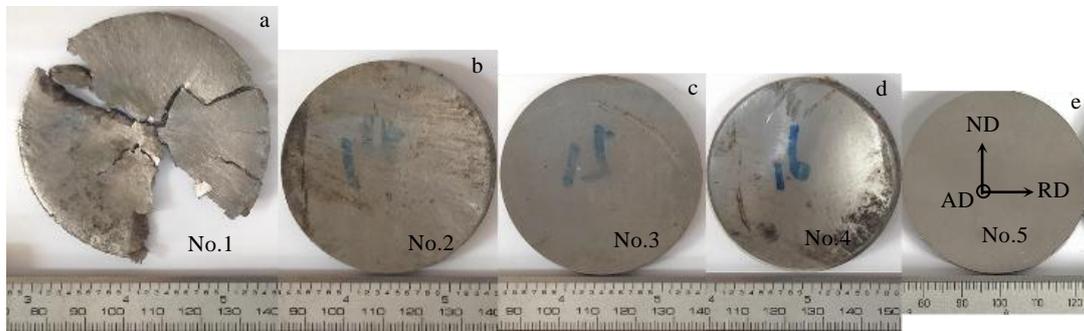


图 3 爆轰平面波后试片的宏观形貌

Fig.3 Macro-morphologies of samples after detonation plane wave: (a) sample 1, (b) sample 2, (c) sample 3, (d) sample 4, and (e) sample original

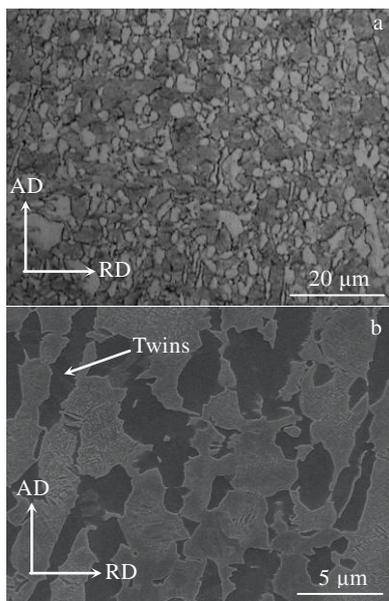


图 4 4 号爆轰试片截面中心显微组织

Fig.4 OM (a) and SEM (b) microstructures at the center of the section of sample 4 detonation test piece

在 ASB 中心区和基体之间存在一个不均匀的过渡区，能够明显的观察到沿着剪切带拉长变形的 α 相、 β 相层状结构，这是 α 相、 β 相形成了细长的层状结构来适应爆轰载荷下的剧烈应变，ASB1 过渡区宽度为 2.53 μm ，ASB2 过渡区的宽度为 3.96 μm 。随着 ASB 的进一步发展，为了释放过度的应变，沿 ASB 出现了微裂纹，直到机械故障发生，而远离 ASB 的基体在爆轰过程中没有观察到明显的变形，这是因为远离 ASB 的基体组织没有绝热升温的过程。由于 ASB 中心区及过渡区的组织结构在 SEM 像中难以观察清楚，将采用 EBSD 对图 5b 中蓝色、白色、红色及黄色区域做进一步研究。

2.2 爆轰前后组织、组织的分析

2.2.1 原始组织

图 6 为原始组织的 EBSD 分析结果，图 6a 为 α 、 β 相的相分布图，其中红色为 α 相，蓝色为 β 相，黑线为大于 15° 的晶界，白线为大于 5° 的晶界。初始等轴组织由初生 α 相、随机分布的层状 α'' 相 (红色点状标记) 和 β 相组成， α 相体积分数为 31%。统计数据测

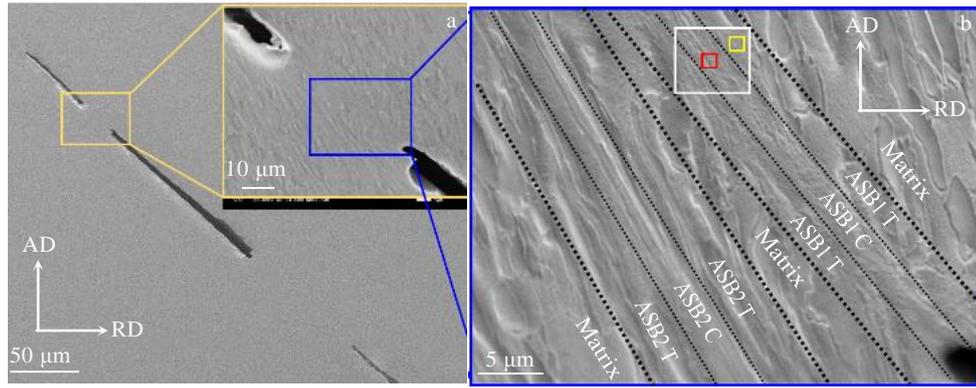


图 5 爆轰平面波加载后 4 号试片中心位置 ASB 的 SEM 像

Fig.5 SEM images of ASB at the center of sample 4 after detonation plane wave loading: (a) ASB and crack; (b) microscopic morphology of ASB

得 α 、 β 相的平均晶粒尺寸分别为 1.64、3.81 μm 。

图 6b 为原始组织的 IPF-Z 图，其中黑线为大于 10° 的晶界，白线为相界。在 IPF 中， α 相大部分为红色，说明 α 相初始择优取向为 $\langle 0001 \rangle \perp \text{AD}$ ，这可以从 PF 图（图 6c）中得到验证。还可以在 PF 图中看出 α 相的取向 $\langle 0001 \rangle // \text{ND}$ 、 $\langle 10\bar{1}0 \rangle // \text{AD}$ 、 $\langle 11\bar{2}0 \rangle // \text{ND}$ ， β 相的取向 $\langle 001 \rangle // \text{AD}$ 。由此可以推断 α 相的组织为 $\{10\bar{1}0\} \langle 0001 \rangle$ 、 $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ ，最大织构强度为 9， β 相的组织为 $\{100\} \langle 110 \rangle$ 旋转立方织构，最大织构强度为 11。

图 6d 为 α 、 β 相的 KAM 图。图 6e 与图 6f 为 α 、 β 相的局部取向差角与对应局部取向差角发生概率的

柱状图。KAM 图可以用来计算几何位错密度。几何位错密度采用下列公式来计算^[22-23]：

$$\rho^{\text{GND}} = 2\text{KAM}_{\text{ave}} / \mu b \quad (1)$$

其中， μ 为步长， b 是 Burgers 矢量的长度， KAM_{ave} 表示所选区域的平均 KAM 值。KAM 图的颜色变化表示了几何位错密度的演变，由蓝色 \rightarrow 红色，KAM 值递增，塑性变形程度越高，位错密度增大。由图 6d 中可以看出 α 相的位错密度比 β 相的高， α 、 β 局部取向差角柱状图的峰值分别为 0.6° 、 0.5° ； α 相的峰值局部取向差角更大，说明 α 相的应力比较集中，位错密度更大，这是因为体心立方结构的 β 相滑移系多，是 β 相的重要变形机制。

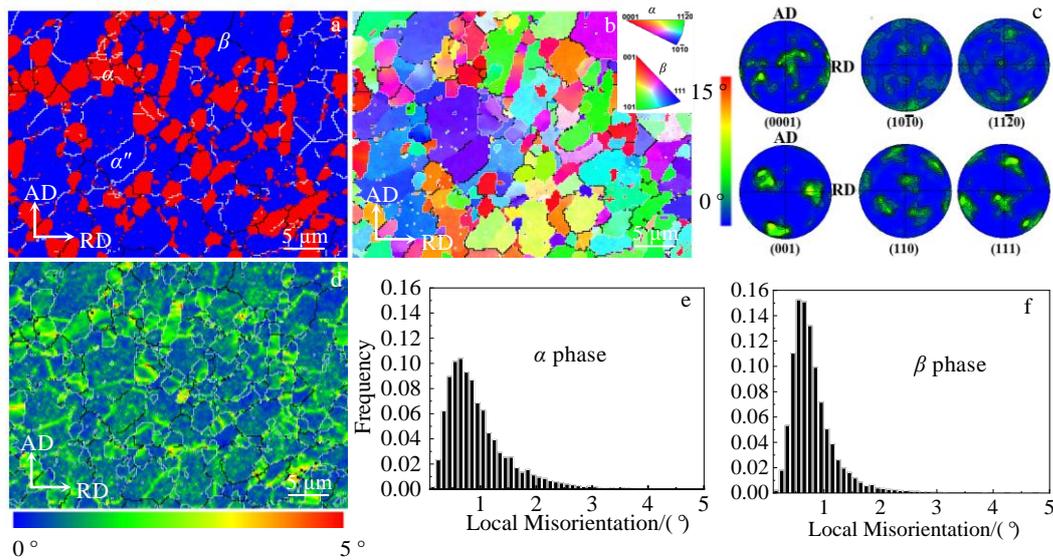


图 6 TB6 钛合金原始组织的 EBSD 分析结果

Fig.6 EBSD analysis results of the original structure of TB6 titanium alloy: (a) phase distribution; (b) IPF-Z map; (c) PF map; (d) KAM map; distribution of misorientation angle of α (e) and β (f) phases

2.2.2 爆轰基体组织

图 7 为爆轰基体组织的 EBSD 分析结果，图 7a 为 α 相、 β 相的相分布图，由等轴晶粒的初生 α 相、随机分布的层状 α'' 相和 β 相组成。 α 相体积分数为 34%，相比原始组织有所增加，这是因为爆轰加载条件下应变及应变率增大，诱发 β 相基体发生马氏体相变生成 α'' 相，导致 α 相含量升高。 α 、 β 相的平均晶粒尺寸分别为 1.38、2.95 μm ，晶粒细化，晶界增多。 α 相受爆轰载荷后更容易通过孪晶变形的方式适应应变，滑移系较多的 β 相更容易通过滑移产生位错的变形的的方式适应应变，导致了晶粒尺寸减小。下面对孪晶进行进一步研究。

α 相属密排六方结构，滑移系少，在爆轰过程中应力集中且应变率大（约为 10^4 s^{-1} ）， α 相在变形过程中产生的位错来不及滑移导致位错塞积造成应力集中，当局部应力达到一定数值就会产生孪晶，孪晶激活是调节 TB6 钛合金爆轰变形中剪切应变的主要机制之一。 α 相 IPF 图中形成了 2 种极端的取向差晶粒，由红色 $\langle 0001 \rangle$ 取向的晶粒变为爆轰后蓝色 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 取向的晶粒。图 7g 中 α 相的 $(11\bar{2}0)$ 、 $(10\bar{1}2)$ 极图是图 7b 白框区域的结果，可以看出存在常见的 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶取向关系。说明爆轰载荷下 TB6 钛合金的 α 相发生了孪晶变形，产生了 $\{10\bar{1}2\}$ 类型的孪晶。

图 7b 为爆轰基体组织 IPF 图， α 相的取向大部分

为蓝色和绿色，说明 α 相爆轰后的择优取向为 $\langle 10\bar{1}0 \rangle \perp \text{AD}$ 、 $\langle 11\bar{2}0 \rangle \perp \text{AD}$ 、 $\{0001\} \perp \text{AD}$ ，而 $\{0001\}$ 、 $\{10\bar{1}0\}$ 面大多垂直于 RD 或 ND； β 相大部分为绿色和红色，即取向 $\langle 100 \rangle \perp \text{AD}$ 、 $\langle 100 \rangle // \text{AD}$ ，这些结论可以从图 7c 中 α 相与 β 相的 PF 图中得到验证。由此可以推断 α 相织构为 $\langle 0001 \rangle // \text{AD}$ 丝织构，最大织构强度为 7； β 相织构为 $\{100\} \langle 001 \rangle$ 伪立方织构，与理想的 $\{100\} \langle 001 \rangle$ 立方织构之间仍有大约 15° 的旋转角，最大织构强度为 12，这与原始组织的旋转立方织构不同，织构强度略有增加。

图 7d 为爆轰基体组织的 KAM 图，与原始组织相比位错密度增大。图 7e、7f 表示爆轰基体组织处 α 、 β 相的局部取向差角与对应的概率， α 、 β 局部取向差角柱状图的峰值分别为 1.6° 、 1.7° ，与原始组织局部取向差角相比峰值右移，说明爆轰基体的位错密度变大，这是材料经过爆轰后形变增大、变形更严重的结果。

2.3 ASB 组织及织构演化

为了探究爆轰载荷下 TB6 钛合金的断裂失效性能，对 ASB 区进行了微观组织及织构的分析，图 8 为 ASB 及周围组织的 EBSD 分析结果。图 8a、8d 为相图及放大图，图中黑色为大于 15° 的晶界，白色为大于 5° 的晶界。可以看到 ASB 中心的小角度晶界含量明显减少，过渡区的 α 相晶粒沿 ASB 方向拉长偏转，晶粒明显细化，晶界相比爆轰基体明显增多。

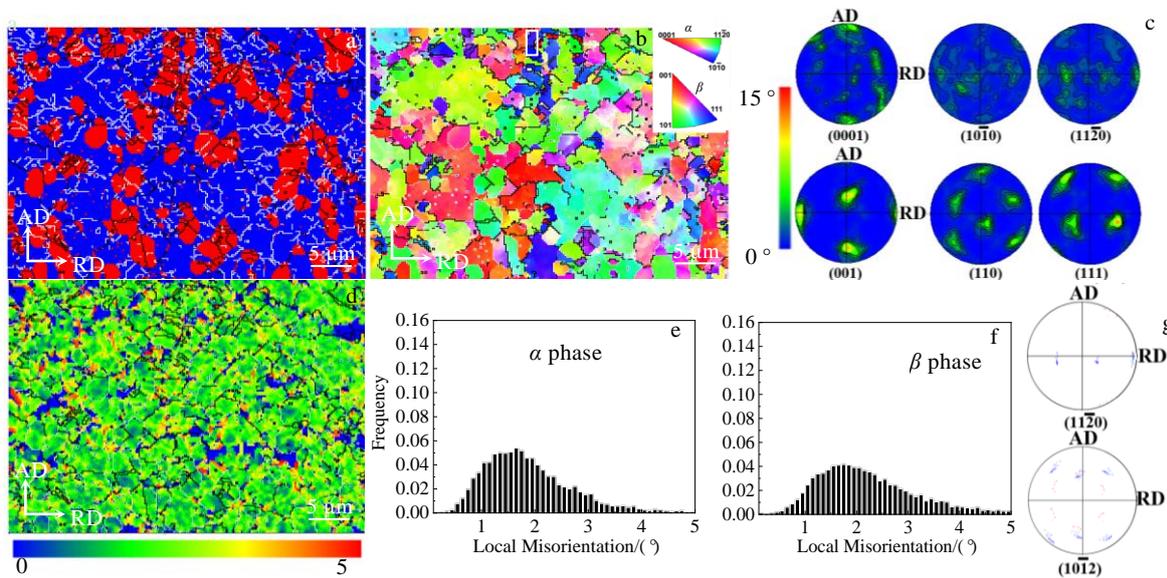


图 7 TB6 钛合金爆轰基体组织 EBSD 分析结果

Fig.7 EBSD analysis results of the detonated structure of TB6 titanium alloy: (a) phase distribution; (b) IPF-Z map; (c) PF map; (d) KAM map; distribution of misorientation angle of α (e) and β (f) phases; (g) PF map of α phase twinning region marked in Fig.7b

图 8b, 8e 为 IPF 图及放大图, 其中黑色为大于 10° 的晶界, 白色为相界。可以看到晶界相比爆轰基体组织明显增多; 放大图中可以看出, 中心区晶粒尺寸明显减小, 晶界明显增多; 过渡区的 β 相晶粒变形严重, α 相晶粒细化明显。

图 8c, 8f 为 KAM 图, 可以看出 ASB 区位错密度明显降低, 基体区位错密度升高, 这可能是动态再结晶的结果。对图 8d 中 ASB 方框内的中心和过渡区的组织及织构进行研究以得到爆轰 TB6 钛合金 ASB 的演化规律。

2.3.1 ASB 中心组织及织构演化

图 9 为 ASB 中心组织的 EBSD 分析结果, 白色虚线表示 TB6 合金中的 ASB 方向。图 9a 为相分布图, α 相体积分数为 14%, 与爆轰基体组织相比大幅减小, 可能是 ASB 中心的 β 相经过大变形后位错运动剧烈导致绝热升温达到相变点后发生了相变, α 相部分转变

成 β 相。晶界图中黑色为大于 15° 的晶界, 白色为大于 5° 的晶界, 可以看到几乎为大角度晶界, 因为爆轰载荷下, ASB 中心区受到高应变率作用, 形成的变形能更多, 有足够的驱动力发生动态再结晶, 同时局部大变形使温度升高到足以进行动态再结晶, 导致小角度晶界向大角度晶界转变从而使小角度晶界减少^[22,24]。

图 9b 为 IPF 图, 黑色线表示大于 10° 的晶界, α 、 β 相的晶粒尺寸分别为 350、400 nm。 α 相的取向大部分为蓝色, 说明 ASB 区的 α 相晶粒的择优取向为 $\langle 10\bar{1}0 \rangle \perp AD$, 可以从极图得到验证, β 相晶粒取向随机, 可能发生了动态再结晶使晶粒细化、取向分布随机。

图 9c 为 PF 图, 可以看出 β 相的 $\langle 110 \rangle \perp AD$ 、 $\langle 100 \rangle // AD$ 、 $\{110\} // SD$, 还可以看出 α 相的 $\{11\bar{2}0\} // SD$ 。 α 相可能的织构为 $\langle 0001 \rangle // SD$ 丝织构, 最大织构强度为 31, 相比爆轰来说基体 α 相的 $\langle 0001 \rangle // AD$ 织构沿 ASB 方向发生了偏转; β 相可能的织构为 $\{100\} \langle 110 \rangle$

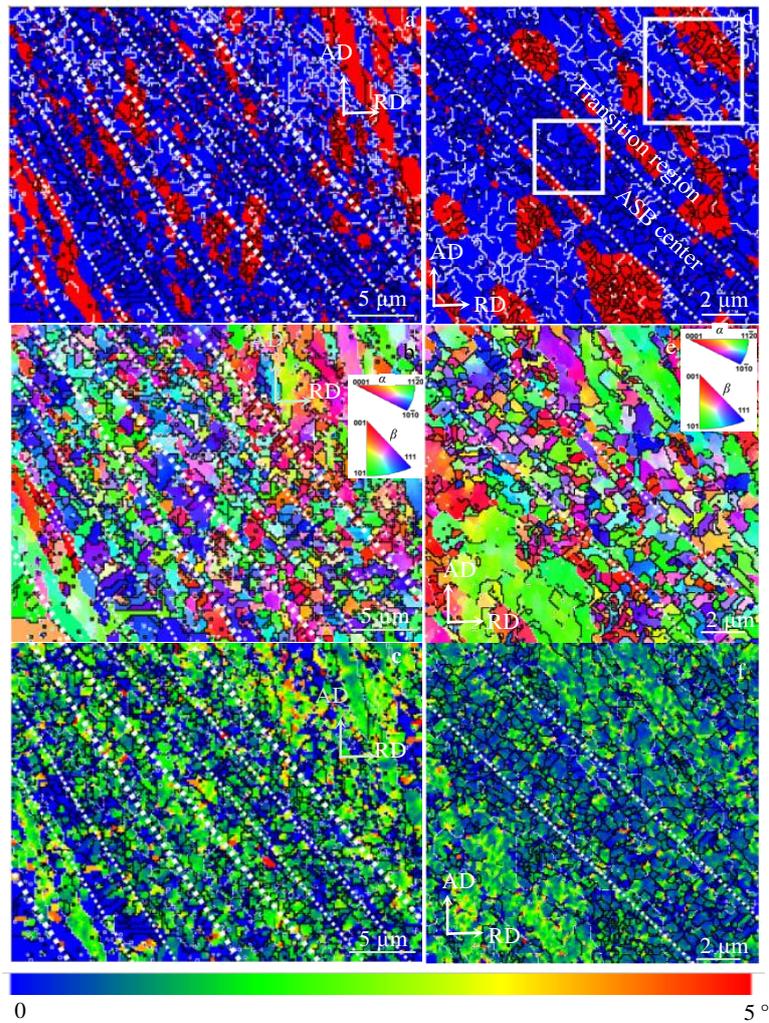


图 8 TB6 钛合金 ASB 组织的 EBSD 分析结果

Fig.8 EBSD analysis results of ASB microstructure of TB6 titanium alloy: (a, d) phase distribution; (b, e) IPF-Z maps; (c, f) KAM maps

弱旋转立方织构，最大织构强度为 3，与爆轰基体的 $\{100\}\langle 001\rangle$ 伪立方织构不同，与初始组织的织构类型相同，可能是发生了动态再结晶，织构强度明显降低。

图 9d 为 ASB 中心 α 、 β 相的 KAM 图，可以看到 β 相的位错密度相比爆轰基体组织的位错密度明显降低，这可能是动态再结晶降低了 β 相的位错密度。图 9e 与图 9f 为 ASB 中心组织处 α 、 β 相的局部取向差角与对应局部取向差角发生概率的柱状图。 α 、 β 局部取向差角柱状图的峰值分别为 0.9° 、 0.6° ， β 相的局部取向差角峰值相对于爆轰基体组织左移，这是因为 β 相在 ASB 中心区发生了动态再结晶减少了爆轰过程中因剧烈变形所形成的位错。

2.3.2 ASB 过渡区组织及织构演化

图 10 为 ASB 过渡区组织的 EBSD 分析结果，白色虚线表示 TB6 合金中 ASB 方向。图 10a 为 ASB 过渡区的相分布图，黑线表示大于 15° 的晶界，白线表示大于 5° 的晶界， α 相体积分数为 30%，相比 ASB 中心区大幅增大， α 、 β 相的平均晶粒尺寸分别为 290、420 nm。 α 相晶粒尺寸比爆轰基体组织小，这是因为 ASB 过渡区受高应变率作用，局部大变形使 α 相晶粒短轴长度减小，并沿剪切带方向偏转拉长，诱发更多孪晶生成。

ASB 过渡区组织的 IPF 图（图 10b）中， α 相的取向大部分为红色，说明 ASB 区的 α 相的择优取向为 $\langle 0001\rangle \perp AD$ ， $\{10\bar{1}0\} \perp AD$ 、 $\{0001\} // SD$ ，这可以从

图 10c 中的 PF 图中得到验证。 β 相大部分为绿色，即取向 $\langle 110\rangle \perp AD$ 、 $\langle 100\rangle // AD$ 、 $\{110\} // SD$ 。 α 相为 $\{10\bar{1}0\}\langle 0001\rangle$ 织构，最大织构强度为 13，与 ASB 区相同， β 相为 $\{100\}\langle 110\rangle$ 旋转立方织构，与 ASB 中心及 ASB 相同，但与爆轰基体织构不同，最大织构强度为 13，是 ASB 区中最强的织构，这是因为 ASB 过渡区，受剪应力及更极端变形共同作用，形变量更大。

图 10d 为 ASB 过渡区组织的 KAM 图， β 相的位错密度比 ASB 中心大，因为 β 相没有发生动态再结晶所以位错密度没有降低。图 10e、10f 为 ASB 过渡区组织处 α 、 β 相的局部取向差角与对应局部取向差角发生概率的柱状图。 α 、 β 局部取向差角柱状图的峰值分别为 0.6° 、 0.8° ， α 相取向差峰值相比 ASB 中心区左移，这可能是由于 α 相变形没有中心严重。

2.4 讨论

综上所述，爆轰 TB6 钛合金组织及织构沿 ASB 中心到过渡区逐渐变化，动态再结晶发生在 ASB 中心，且位错密度最低， α 相沿过渡区拉长变形， α 、 β 相的晶粒尺寸随变形的增加（距离 ASB 中心距离的减小）而减小。表 1 列出了变形过程中 TB6 钛合金在原始组织、爆轰基体及 ASB 中心、过渡区的织构演变。 $\{10\bar{1}0\} \perp AD$ 、 $\langle 0001\rangle // RD$ or ND 、 $\{100\}\langle 110\rangle$ 旋转立方存在于除了爆轰基体的所有 α 或 β 相中。 $\{10\bar{1}0\}\langle 0001\rangle$ 、 $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ 织构存在于原始组织的 α 相中，过渡区

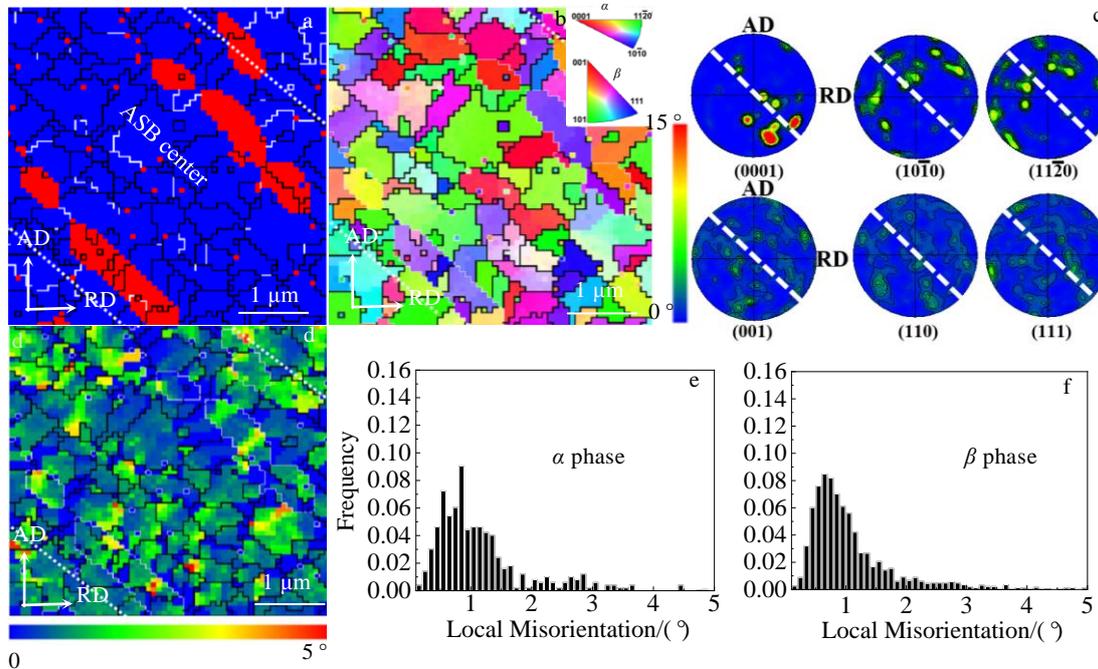


图 9 TB6 钛合金 ASB 中心的 EBSD 分析结果

Fig.9 EBSD analysis results of ASB center of TB6 titanium alloy: (a) phase distribution; (b) IPF-Z map; (c) PF map; (d) KAM map; distribution of misorientation angle of α (e) and β (f) phases

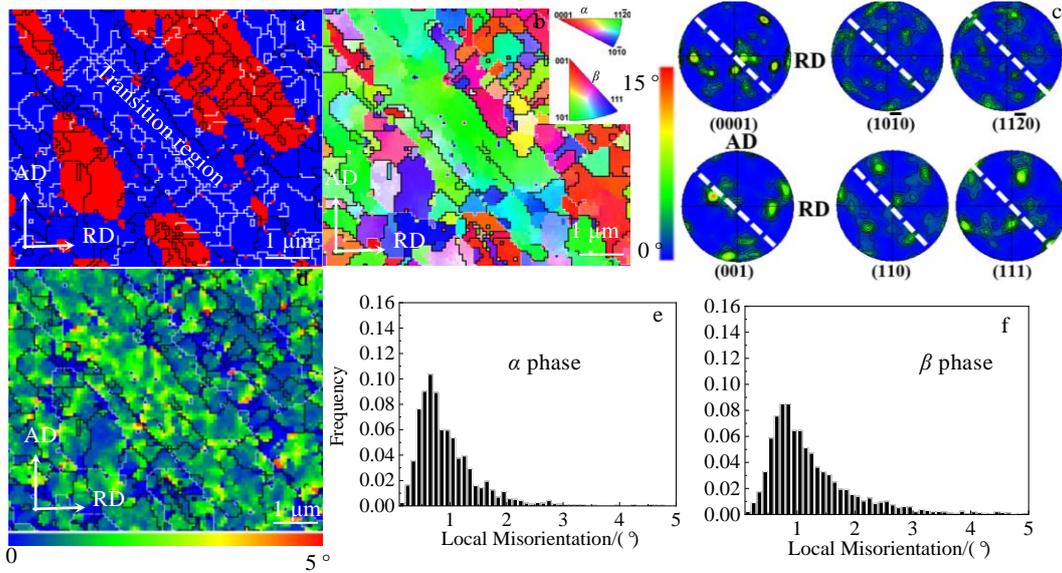


图 10 TB6 钛合金 ASB 过渡区的 EBSD 分析结果

Fig.10 EBSD analysis results of the ASB transition zone of TB6 titanium alloy: (a) phase distribution; (b) IPF-Z map; (c) PF map; (d) KAM map; distribution of misorientation angle of α (e) and β (f) phases

表 1 TB6 钛合金原始组织及在变形过程中的组织演变

Table 1 Original microstructure and texture evolution of TB6 titanium alloy during deformation

Location	Phase	\perp AD	//RO or ND	//SD	Possible texture composition/(AD)[RD or ND]
Original	α	$\{10\bar{1}0\}$	$\langle 0001 \rangle; \langle 11\bar{2}0 \rangle$	-	$\{10\bar{1}0\} \langle 0001 \rangle; \{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$
	β	$\{100\}$	$\langle 110 \rangle$	-	$\{100\} \langle 110 \rangle$ rotated cubic texture
Detonation substrate	α	$\{0001\}$	$\langle 11\bar{2}0 \rangle; \langle 10\bar{1}0 \rangle$	-	$\langle 0001 \rangle //$ AD fiber texture
	β	$\{100\}$	$\langle 001 \rangle$	-	$\{100\} \langle 001 \rangle$ pseudo cubic texture
ASB center	α	$\{11\bar{2}0\}; \{10\bar{1}0\}$	$\langle 0001 \rangle; \langle 10\bar{1}0 \rangle$	$\{11\bar{2}0\}$	$\langle 0001 \rangle //$ SD fiber texture
	β	$\{001\}$	$\langle 111 \rangle; \langle 001 \rangle$	$\{110\}$	$\{100\} \langle 110 \rangle$ weak rotated cubic texture
ASB transition region	α	$\{10\bar{1}0\}; \{11\bar{2}0\}$	$\langle 0001 \rangle; \langle 10\bar{1}0 \rangle; \langle 11\bar{2}0 \rangle$	$\{0001\}$	$\{10\bar{1}0\} \langle 0001 \rangle; \{11\bar{2}0\} \langle 0001 \rangle; \{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$
	β	$\{100\}$	$\langle 110 \rangle$	$\{110\}$	$\{100\} \langle 110 \rangle$ rotated cubic texture

存在 $\{10\bar{1}0\} \langle 0001 \rangle$ 、 $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ 、 $\{11\bar{2}0\} \langle 0001 \rangle$ 3 种结构， $\{100\} \langle 001 \rangle$ 伪立方结构只存在于爆轰基体的 β 相中， $\{100\} //$ SD 是 ASB 组织的共同特点， $\langle 0001 \rangle //$ AD 结构存在于爆轰基体、 $\{11\bar{2}0\} //$ SD、 $\langle 0001 \rangle //$ SD 结构存在于 ASB 中心。在 ASB 中心， α 相的 $\{11\bar{2}0\}$ 面、 $\langle 0001 \rangle$ 取向平行于剪切方向，这与过渡区 $\{0001\}$ 面平行于剪切方向不同，这与 β 相 ($\{110\}$ 面) 一样，沿着剪切带方向都不是晶体的密排面和密排方向，这对合金的机械性能不利。

3 结论

1) 爆轰 TB6 钛合金组织及结构沿 ASB 中心到过渡区逐渐变化， α 、 β 相晶粒随着距离 ASB 中心距离的减小而减小，ASB 中心大角度晶界占绝大部分。

2) ASB 中心体心立方结构的 β 相晶粒滑移系多，更易产生位错运动导致温度升高、组织软化，绝热温升导致 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变，进而发生动态再结晶使位错密度降低。

3) 密排六方晶格的 α 相更易产生孪晶，具有有利于位错滑移和孪晶取向的 α 相晶粒首先适应爆轰载荷， α 相沿过渡区拉长变形，导致了局部位错集中并形成 $\{10\bar{1}2\}$ 类型的孪晶。

4) $\{10\bar{1}0\} \perp$ AD、 $\langle 0001 \rangle //$ RD or ND、 $\{100\} \langle 110 \rangle$ 旋转立方存在于除了爆轰基体的所有 α 或 β 相中。 $\{10\bar{1}0\} \langle 0001 \rangle$ 、 $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ 结构存在于原始组织的 α 相中，过渡区存在 $\{10\bar{1}0\} \langle 0001 \rangle$ 、 $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ 、 $\{11\bar{2}0\} \langle 0001 \rangle$ > 3 种结构， $\{100\} \langle 001 \rangle$ 伪立方结构只存在于爆轰基体的 β 相中， $\{100\} //$ SD 是 ASB 组织的共同特点， $\langle 0001 \rangle //$ AD 结构存在于爆轰基体、 $\{11\bar{2}0\} //$ SD、 $\langle 0001 \rangle //$ SD 结构存在于 ASB 中心。

5) ASB 的产生使 α 和 β 相的 $\{11\bar{2}0\}$ 面、 $\{110\}$ 面平行于剪切带，均不是密排面，不利于合金的机械性能。

6) 两相组织不同的演化结果造成 TB6 钛合金组织的温度及强度分布不均匀，这是 TB6 钛合金在爆轰平面波加载下失效的根本原因。

参考文献 References

- [1] Miao Yusong(缪玉松), Li Xiaojie(李晓杰), Wang Xiaohong(王小红) *et al.* *Explosion and Shock Waves*(爆炸与冲击)[J], 2017, 37(3): 544
- [2] Xu Yuan(徐媛), Sun Kun(孙坤), Yang Youan(杨永安). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(8): 1454
- [3] Sun Kun(孙坤), Wang Fuchi(王富耻), Cheng Xingwang(程兴旺) *et al.* *Rare Metal Material and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(1): 34
- [4] Wang Xuebin(王学滨). *Rare Metal Material and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(4): 593
- [5] You Zhenping(尤振平), Mi Xujun(米绪军), Hui Songxiao(惠松晓) *et al.* *Rare Metal Material and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(7): 1184
- [6] Hao Fang(郝芳), Du Yuxuan(杜予珲), Mao Youchuan(毛友川) *et al.* *Rare Metal Material and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(10): 3664
- [7] Chichili D R, Ramesh K T, Hemker K J. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*[J], 2004, 52(8): 1889
- [8] Yang Y, Wang B F. *Materials Letters*[J], 2006, 60(17-18): 2198
- [9] Chichili D R, Ramesh K T, Hemker K J. *Acta Materialia*[J], 1998, 46(3): 1025
- [10] Yang D K, Cizek P, Hodgson P D *et al.* *Acta Materialia*[J], 2010, 58(13): 4536
- [11] Shahan A R, Taheri A K. *Materials & Design*[J], 1993, 14(4): 243
- [12] Xu Feng(许峰), Zhang Xiyan(张喜燕), Cheng Youming(程佑铭) *et al.* *Rare Metal Material and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(4): 801
- [13] Me-Bar Y, Shechtman D. *Materials Science and Engineering* [J], 1983, 58(2): 181
- [14] Sun K, Yu X D, Tan C W *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 606: 257
- [15] Hu F, Wu H, Fang Q *et al.* *International Journal of Impact Engineering*[J], 2017, 109: 150
- [16] Lee W S, Lin C F. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 241(1-2): 48
- [17] Jiang K, Yin G, Gao H Y *et al.* *Materials Characterization*[J], 2018, 142: 211
- [18] Zheng Baoxing(郑宝星), Deng Xiaohu(邓小虎), Wu Chuan(武川). *Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2021, 28(9): 161
- [19] Ouyang Delai(欧阳德来), Lu Shiqiang(鲁世强), Cui Xia(崔霞) *et al.* *Chinese Journal of Material Research*(材料研究学报)[J], 2019, 33(12): 918
- [20] Yi Xiangbin(易湘斌), Zhang Junxi(张俊喜), Zhang Ling(张玲) *et al.* *Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2019, 26(2): 281
- [21] Du Y X, Yang X L, Li Z S *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2021, 31(6): 1641
- [22] Cui Y, Shen J Q, Manladan S M *et al.* *Surface Engineering*[J], 2021, 37(12): 1532
- [23] Yan Z F, Wang D H, He X L *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 723: 212
- [24] Huang B, Miao X F, Luo X *et al.* *Materials Characterization* [J], 2019, 151: 151

Adiabatic Shear Behavior of TB6 Titanium Alloy Microstructure Under Detonation Load

Zhang Rongjun¹, Zhang Jin¹, Ji Pengfei¹, Lian You¹, Wang Tong², Fu Heng³, Liu Tong¹, Gu Xinfu²

(1. Institute for Advanced Materials and Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

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

(3. State Key Laboratory of Explosion Science and Technology, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

Abstract: The microstructure and texture evolution of the center of the adiabatic shear band (ASB), transition region and substrate of the dual-phase TB6 titanium alloy under detonation loading at ultra-high strain rates were investigated by electron backscatter diffraction (EBSD). The results show that the grain sizes of α and β phases decrease after detonation. The α phase produces $\{10\bar{1}2\}$ twins. The β phase grains in the central region of ASB undergo dynamic recrystallization, the grain size is 400 nm, most of them are high-angle grain boundaries, and the dislocation density is reduced. The $\alpha \rightarrow \beta$ phase transition occurs in the ASB center. $\{10\bar{1}0\} \perp AD$, $\langle 0001 \rangle // RD$ or ND , $\{100\} \langle 110 \rangle$ rotating cubes are present in all α or β phases except the detonation matrix. $\{10\bar{1}0\} \langle 0001 \rangle$, $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ textures exist in the α phase of the original structure, and there are $\{10\bar{1}0\} \langle 0001 \rangle$, $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$, $\{11\bar{2}0\} \langle 0001 \rangle$ three textures in the transition region, $\{100\} \langle 001 \rangle$ pseudo cubic texture exists only in the β phase of the detonation matrix. $\{100\} // SD$ is a common feature of ASB organization, $\langle 0001 \rangle // AD$ texture exists in the detonation matrix, and $\{11\bar{2}0\} // SD$, $\langle 0001 \rangle // SD$ textures exist in the ASB center. The $\{11\bar{2}0\}$ plane, $\langle 0001 \rangle$ orientation of α phase and the $\{110\}$ plane of β phase are parallel to ASB direction, which are not belong to close-packed planes and dense-packed directions, which are not conducive to the alloy's mechanical properties.

Key words: adiabatic shear band; detonation plane wave; TB6 titanium alloy; dynamic recrystallization

Corresponding author: Zhang Jin, Ph. D., Professor, Institute for Advanced Materials and Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-82377393, E-mail: zhangjin@ustb.edu.cn