

热变形对 TiB-TC25G 合金组织与织构的影响

向 彪, 张 鹏, 王周田

(中国第二重型机械集团德阳万航模锻有限责任公司, 四川 德阳 618000)

摘 要: 对 TiB 改性钛合金进行了 950 °C 的 $\alpha+\beta$ 两相区热压缩变形, 研究了 α 板条的球化机制及其在不同变形量下晶体取向的变化。变形过程中 α 板条内部发生连续的取向积累, 随着变形量的增大有大量亚结构产生, α 板条的球化是连续动态再结晶的过程。 α 板条的球化伴随着 α 相与 β 相间 Burgers 取向关系被破坏, 随着变形量的增大, 大量非 Burgers α 相的产生使 α 相织构得到显著弱化。在动态再结晶和交滑移的协同作用下, 随变形量的增大 β 相织构呈先增强后减弱的趋势。

关键词: TiB 改性钛合金; 热压缩变形; 板条球化; 再结晶

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)12-4586-08

TiB 改性钛合金以其远高于传统钛合金的硬度与强度等性能优势而受到广泛关注^[1,2], 其中 TiB 在晶界分布的特性使其不仅可以为基体分担载荷还可以起到钉扎晶界的作用^[3,4]。由于 B 元素几乎不溶于钛合金 β 相与 α 相, 使其 β 相界面前沿易发生溶质富集, 从而通过成分过冷提高 β 相的形核率, 因此少量 TiB 的引入即可起到显著细化晶粒的作用^[5,6]。

由于 TiB 的引入使合金塑性有所降低^[7,8], 需要通过热加工过程对 TiB 改性钛合金中 TiB 的尺寸与分布以及基体组织中 β 晶粒尺寸和等轴 α 相含量等显微组织特征进行调控, 从而获得良好的综合力学性能^[9,10]。与传统钛合金相似, TiB 改性钛合金显微组织可分为片层组织、双态组织和等轴组织。一般情况下, 片层组织可以为钛合金带来较高室温及高温强度, 等轴组织可以使钛合金具有较好塑性, 双态组织钛合金强塑性介于两者之间^[11]。钛合金中的等轴 α 相通常由 α 板条在 $\alpha+\beta$ 两相区热变形过程中的球化得来^[12-14]。在热变形过程中 α 板条内部形成 α/α 晶界, 随着变形量的增大, β 相由 α/α 晶界楔入 α 板条, 晶界的滑动使 α 板条破碎成多个小段, 并在最低界面能的驱动下完成球化过程^[15]。但是 α 板条的球化过程对 TiB 改性钛合金中 α 相与 β 相晶体取向影响尚不明确。因此, 本工作对热变形过程中 TiB-TC25G 合金组织与织构演变进行了系统研究, 旨在为优化 TiB 改性钛合金的热加工工艺提供参考。

1 实 验

本试验所用材料为以熔铸法制备的 TiB-TC25G 合金, 其名义成分(质量分数, %)为 Ti-6.5Al-2Sn-4Zr-4Mo-1W-0.2Si-0.1B, 余量为 Ti。试验原料选用 0 级海绵钛, Mo、Sn 等合金元素以中间合金的形式加入, Al 和 Zr 分别以纯 Al 和海绵 Zr 的形式加入, 增强相原料以 TiB₂ 的形式加入; 将合金原料混合均匀后压制成熔炼电极, 在真空自耗炉中反复熔炼 2~3 次, 制备得到 B 含量为 0.1%(质量分数)的 TiB-TC25G 合金铸锭, 其 β 转变温度通过金相法测定为 980 °C。

热压缩试样是取自 TiB-TC25G 合金铸锭头部 1/2R 位置圆柱试样, 样品尺寸为 $\Phi 15 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$, 压缩方向平行于试样轴向, 并且在热压缩变形前对试样进行 1010 °C/2 h/FC 的 β 单相区热处理。在搭配高温炉的 MTS 万能材料试验机中进行 TiB-TC25G 合金压缩试样的轴向高温压缩变形试验, 炉内温度以 10 °C/min 速率升温至 950 °C 后装入压缩试样并保温 20 min, 以确保压缩试样受热均匀。完成保温后对试样进行变形量为 20%、40% 和 60% 的 $\alpha+\beta$ 两相区热压缩变形, 应变速率为 0.1 s⁻¹。保温及变形过程中炉温由高温炉侧面插入多个热电偶测控, 以保证炉内温度均匀且试验过程恒定。压缩变形达到设计变形量后将试样自炉内取出空冷。

为研究 TiB-TC25G 合金热压缩组织变化, 试样完成预计变形后沿径向剖开并中心均匀变形区域切取 10 mm \times 8 mm \times 6 mm 试样进行显微组织观察。金相试样经 150#、800#、2000#砂纸打磨后进行机械抛光至

收稿日期: 2022-02-26

作者简介: 向 彪, 男, 1975 年生, 副总经理, 中国第二重型机械集团德阳万航模锻有限责任公司, 四川 德阳 618000, 电话: 0838-2342303, E-mail: b-xiang@163.com

表面光亮无划痕, 然后以配比为 HF:HNO₃:H₂O=1:4:95 的腐蚀液进行浸泡腐蚀, 腐蚀时间为(60±15) s。最后采用 Hitachi-S-3400N 扫描电子显微镜 (SEM) 对 TiB-TC25G 合金变形试样显微组织进行观察。

在与金相试样相同位置切取尺寸为 10 mm×8 mm×6 mm 的 EBSD 试样对 TiB-TC25G 合金变形组织进行织构分析。EBSD 试样经与金相试样相同步骤打磨和抛光后进行振动抛光以消除表面残余应力。使用搭配 Oxford EBSD 探头的 Hitachi-S-3400N SEM 设备采集 TiB-TC25G 合金变形组织的微观晶体取向信息, 并利用 HKL-Channel 5 软件 EBSD 数据进行后续的处理和分析。

2 结果与分析

2.1 热变形过程中的组织演变

图 1 为 TiB-TC25G 合金热处理前后显微组织, 其中灰色相为 α 相、白色相为 β 相、黑色相为 TiB。在未经热处理(图 1a)时可以观察到, TiB-TC25G 合金原始 β 晶粒呈等轴状, 平均晶粒尺寸约为 180 μm , 晶内 α 板条呈集群状分布, 其平均板条宽度尺寸约为 1.8 μm 。而经 1010 $^{\circ}\text{C}/2 \text{ h}/\text{FC}$ 的 β 单相区热处理后(图 1b), TiB-TC25G 合金原始 β 晶粒尺寸未发生显著变化, 其平均晶粒尺寸仍约为 180 μm , 但晶内 α 板条显著增长, 其平均板条宽度尺寸增长至约为 4.3 μm 。热处理前后 TiB 均分布于原始 β 晶界附近与晶界 α 相交替存在, 其形貌通常呈短棒状, 热处理过程没有使 TiB-TC25G 合金中 TiB 的形貌及分布发生改变。TiB 在晶界分布的特性抑制了周围晶界 α 相的析出, 并且在热处理后的炉冷过程中这种现象尤为明显。

TiB-TC25G 合金经 950 $^{\circ}\text{C}$ $\alpha+\beta$ 两相区热压缩变形后显微组织如图 2 所示(压缩变形方向为 CD 方向), 可以看出 α 板条在变形过程中发生弯曲和转动, 并且随着变形量的增大 α 相球化程度显著提高。当变形量为 20% (图 2a、2b)时, α 板条变化较小, 其空间取向

仍保持近似随机分布, 仅少量 α 相发生球化。当变形量为 40% (图 2c、2d)时, α 板条的转动与球化现象显著加剧, 大部分初生 α 相转动至垂直于 CD 方向并伴随大量 α 板条的球化, 仅有小部分原空间取向平行于 CD 方向的 α 板条发生扭折(如图 2c 中虚线框内所示)。在此变形量下还可观察到有少量细小等轴状 β 相再结晶晶粒产生(如图 2d 中圈内所示), 此类 β 相再结晶晶粒大多在初生 α 相与 TiB 周围形核并长大, 通过金相法测定其平均晶粒尺寸约为 6.7 μm 。随着变形量的增大, 当变形量达到 60% (图 2e、2f)时, 初生 α 相全部转动至与 CD 方向垂直且完成等轴化过程, 等轴 α 相的分布仍保留部分原始 α 板条痕迹。图 2f 可以看到以初生 α 相和 TiB 为端点及界面有大量等轴状 β 相再结晶晶粒产生, 相较于变形量为 40% 的 TiB-TC25G 热压缩组织, 60% 变形量下 β 相再结晶晶粒占比增多的同时还伴随着再结晶晶粒尺寸的减小, β 相再结晶晶粒平均晶粒尺寸减小至约为 4.5 μm 。

此外, 在变形过程中 TiB 尺寸及分布随变形量的增大发生明显改变, 在较小变形量下 TiB 即发生断裂现象(如图 2b 所示), 这是由于 TiB 作为硬质陶瓷相在变形过程中与钛合金 α/β 相之间存在应变不协调, 而易发生断裂并破碎成多个小段。随着变形量的增大, TiB 还会沿着金属塑性流动方向发生倾转, TiB 与 CD 方向夹角增大, 当变形量达到 60% 时, TiB 形成明显集中取向, 所有 TiB 转动至其纤维轴向近似垂直于 CD 方向分布。变形过程中 TiB 的转动使其周围易产生局部高应变区域从而促进 β 相再结晶, 这也是 β 相再结晶晶粒大多在 TiB 周围形核并长大的原因^[16]。

2.2 α 相球化的织构演变

通过 TiB-TC25G 合金不同变形量条件下 α 相 IPF 图(图 3 和图 4)发现, 随着 $\alpha+\beta$ 两相区变形量的增大, α 板条球化的同时还伴随着 α 相晶体取向的分散。在 950 $^{\circ}\text{C}$ 变形 20% 时仅少量 α 板条发生球化, 而大部分初生 α 相仍维持板条状, 其中与 CD 方向存在较大夹

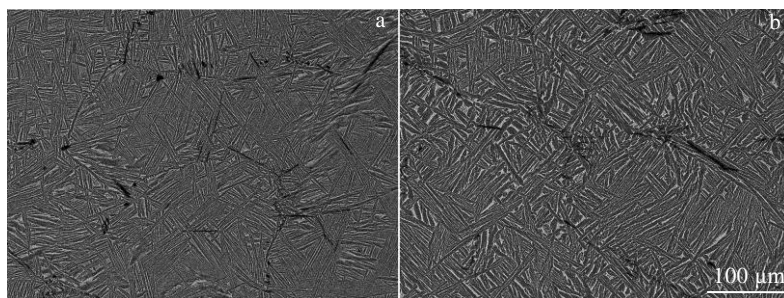


图 1 TiB-TC25G 合金热处理前后 SEM 显微组织

Fig.1 SEM microstructures of TiB-TC25G alloy before (a) and after (b) heat treatment

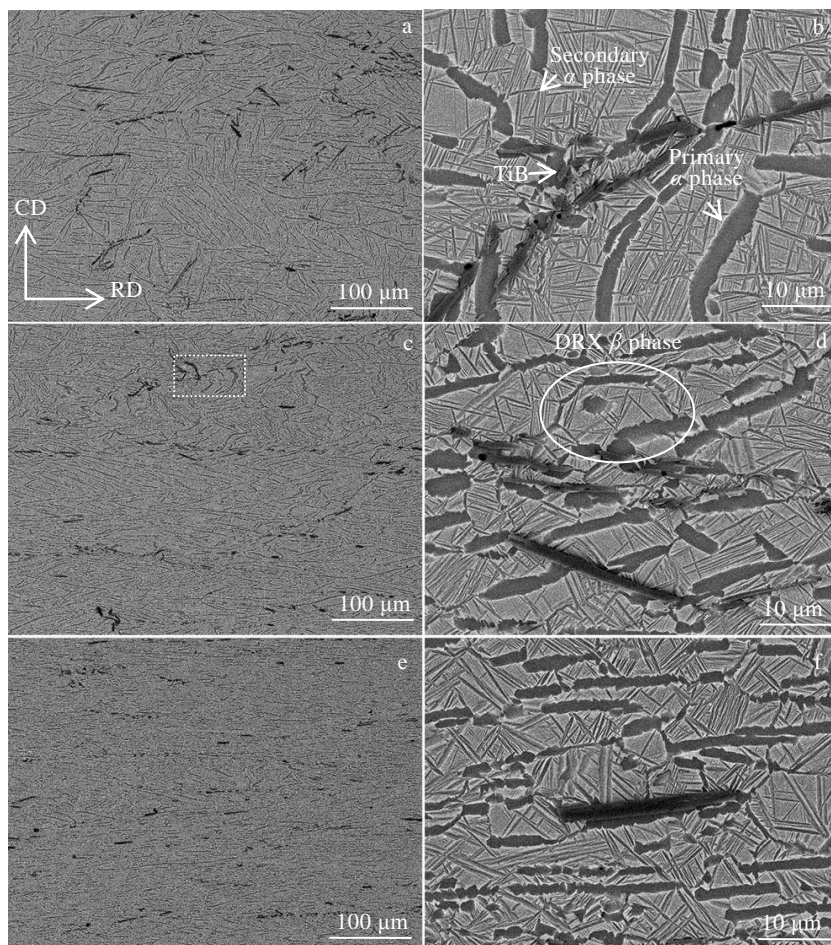


图 2 TiB-TC25G 合金 950 °C 不同变形量下显微组织

Fig.2 SEM microstructures of TiB-TC25G alloy after deformation of 20% (a, b), 40% (c, d) and 60% (e, f) at 950 °C

角的 α 板条易随塑性流动方向发生转动，同一 α 板条集群具有相似变形行为且变形后具有相似晶体取向(图 3a 中区域 I)，导致 α 相存在明显微区结构。而近似于平行 CD 方向分布的易发生弯曲扭折，且与周围 α 相具有较大取向差异，并且对图 3a 区域 II 中 AB 段取向差进行统计(图 3b)可以看出，发生扭折的 α 板条内具有较大取向差积累。

随着变形量的增大，在变形量为 40%(图 4a)的试样中，具有较多 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 方向和 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 方向平行于 CD 方向的 α 相(图 4a 中绿色结构组分和蓝色结构组分)， α 板条球化程度的增大使原 α 板条集群取向分散，由同一 α 板条集群内相似晶体取向导致的 α 相微区结构得到减弱。当变形量增大至 60% (图 4b)时，显微组织中 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 方向平行于 CD 方向的 α 相减少，而 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 方向平行于 CD 方向的 α 相数量显著提升。

结合 TiB-TC25G 合金不同变形量下的 α 相极图(图 5)可以看出， α 相织构密度和织构类型随变形量的增大而发生明显改变。TiB-TC25G 合金变形 20% 后具有较强 α 相织构，其主要织构类型为在 $\{0001\}$ 极图上 α 相 c 轴与 CD 方向成约 60° 夹角的织构，最大织构密度达到 25.23。变形量的增大使 α 相织构密度大幅度降低，当变形量为 40% 时 α 相最大织构密度为 14.07，仅约为 20% 变形量下 α 相最大织构密度的一半， α 相主要织构类型也由为 $\{0001\}$ 极图上 α 相 c 轴与 CD 方向成约 60° 夹角的织构转变为 α 相 c 轴与 CD 方向垂直的织构。变形量由 40% 增大至 60% 时， α 相在 $\{0001\}$ 极图上仍存在 α 相 c 轴与 CD 方向垂直的织构，但 α 相最大织构密度再次降低至 40% 变形量下 α 相最大织构密度的一半左右，此外在 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 极图上出现 α 相 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 晶向近似平行于 CD 方向的较弱织构。

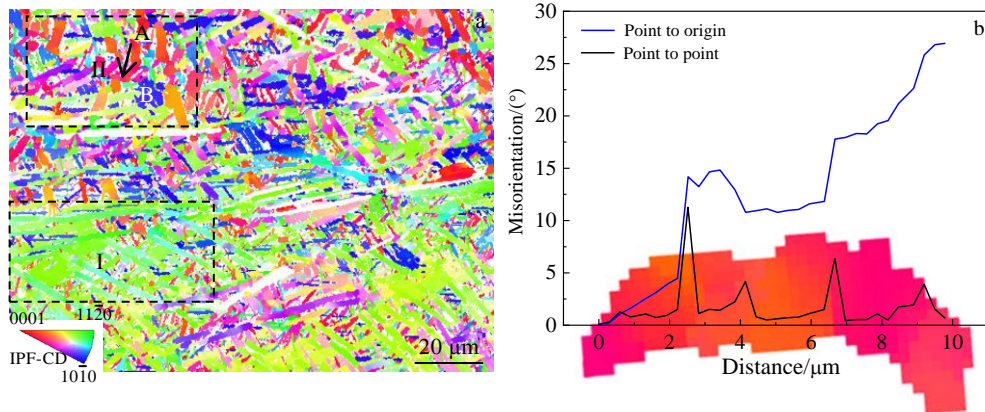


图 3 TiB-TC25G 合金在 950 °C 变形 20% 时 α 相晶体取向

Fig.3 IPF map of α phase (a) and the variation of orientation corresponding to line AB marked in area II in Fig.3a (b) of the TiB-TC25G alloy after deformation of 20% at 950 °C

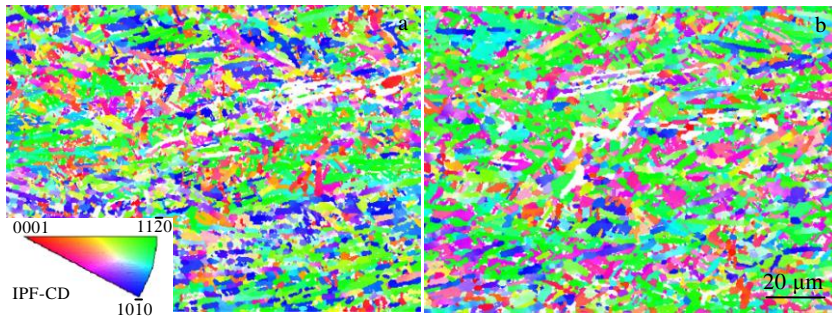


图 4 TiB-TC25G 合金在 950 °C 变形 40% 和 60% 时 α 相 IPF 图

Fig.4 IPF maps of α phase of TiB-TC25G alloy after deformation of 40% (a) and 60% (b) at 950 °C

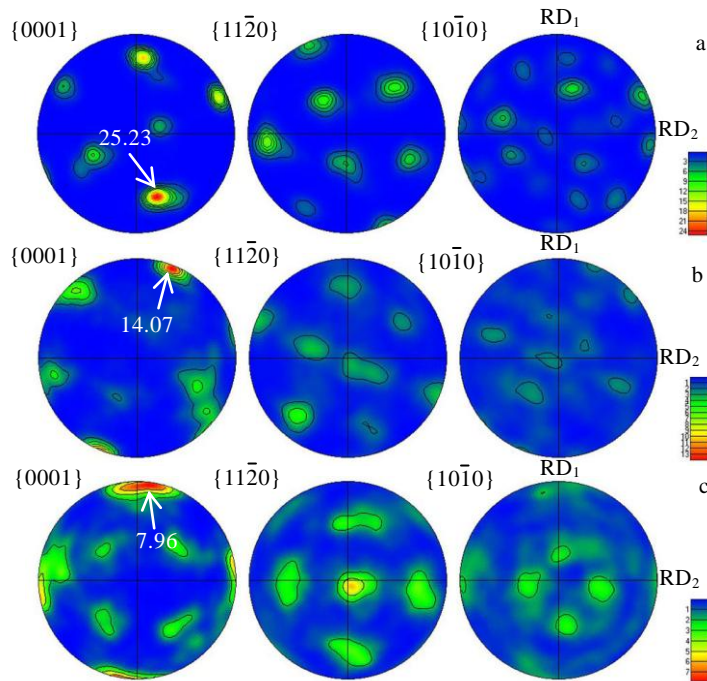


图 5 TiB-TC25G 合金在 950 °C 不同变形量下 α 相极图

Fig.5 α texture measured from EBSD results of TiB-TC25G alloy after deformation of 20% (a), 40% (b), and 60% (c) at 950 °C

$\alpha+\beta$ 两相区变形对 α 相组织的弱化效果与变形过程中 α 板条的取向变化具有密不可分的关系, TiB-TC25G 合金不同变形量下的 α 相取向差分布如图 6a~6c 所示。根据钛合金 α 相与 β 相间 Burgers 取向关系, α 相取向差应分布于 10° 、 60° 、 60.83° 、 63.26° 、 90° 等 5 个取向差角度, α 相无变体选择现象的理论条件下取向差在上述 5 个角度的分布比例应为 1:2:3:2:2^[17,18]。可以看出, TiB-TC25G 合金经 $\alpha+\beta$ 两相区热压缩变形后, 虽然 α 相取向差仍主要分布于上述 5 个取向差角度附近, 但仍可以看到有大量 10° 以内的小角度取向差产生, 说明在变形过程中 α 相中有大量亚结构产生, 结合图 3b 可以看出 α 板条的变形使其内发生连续的取向积累。除 10° 以内的小角度取向差以外, $10^\circ\sim 60^\circ$ 和 $60^\circ\sim 90^\circ$ 取向差占比随变形量的增大而逐渐提高, 表明 $\alpha+\beta$ 两相区变形量的增大使 α 相与 β 相间固有取向关系被破坏, 有大量非 Burgers α 相产生。

为了系统分析 $\alpha+\beta$ 两相区变形对 α 相晶体取向的影响, 对不同变形量下 α 相偏离 Burgers 取向关系角度进行了统计(图 6d~6f)。通常当 α 相与母相 β 相之间偏离 Burgers 取向关系角度大于 5° 时, 即认为 α 相与 β 相之间不符合 Burgers 取向关系。当变形量为 20% 时, 大于 5° 的 Burgers 取向关系偏离角度占比为 21.37%, 并且偏离 Burgers 取向关系角度大多小于 30° ; 随着偏离角度的增大其占比逐渐减少。当变形量增大至 40% 时, 大于 5° 的 Burgers 取向关系偏离角度占比为 35.24%, 相对于变形 20% 试样其占比显著提升, 并且有较多大于 30° 偏离角度产生。在变形 60% 试样中大于 5° 的 Burgers 取向关系偏离角度占比与变形量为 40% 时相似, 40° 以上偏离角度占比有明显提高。通过对比可以看出, 随着变形量的增大 α 相偏离 Burgers 取向关系角度逐级增大, 大量非 Burgers α 相的产生是导致 α 相组织弱化(图 5)的主要原因。

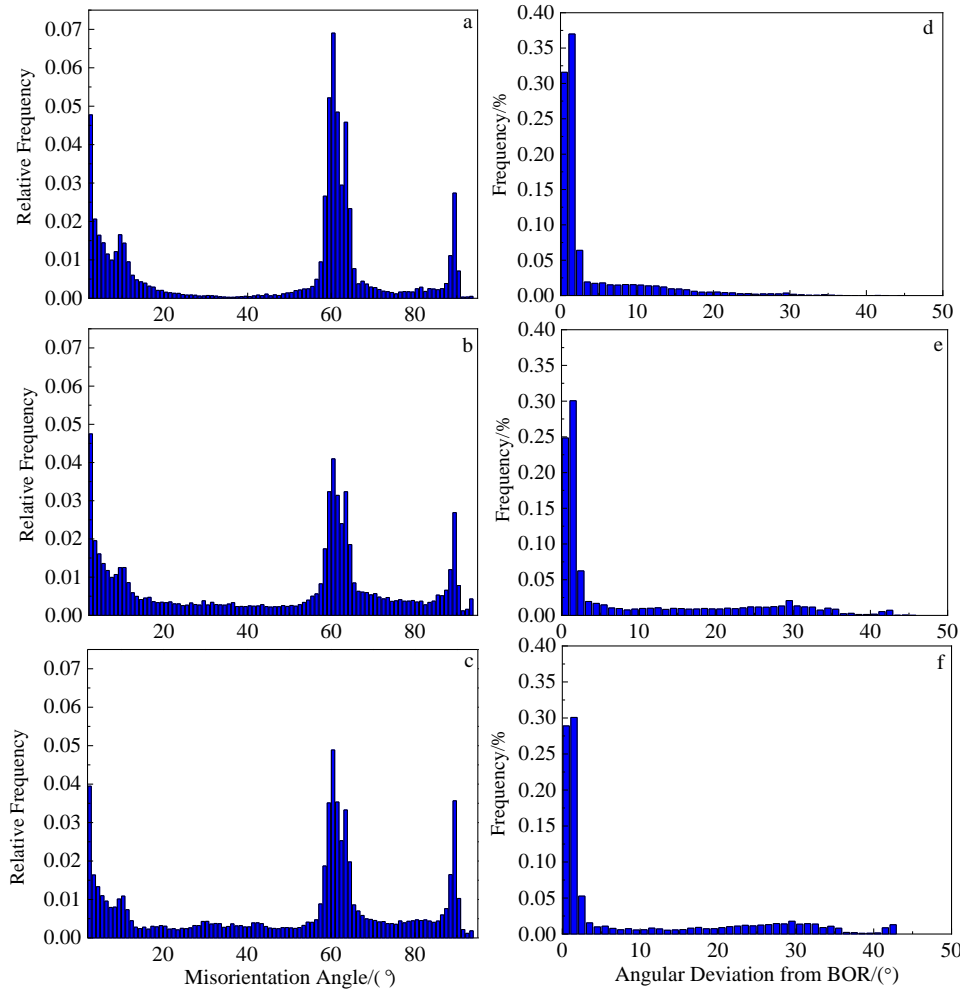


图 6 TiB-TC25G 合金不同变形量下 α 相取向差及其偏离 Burgers 取向关系角度分布图

Fig.6 Grain boundary misorientation angle distributions of the α phase of TiB-TC25G alloy after deformation of 20% (a), 40% (b) and 60% (c); histograms of the angular deviation from Burgers orientation relationship between α and β phase after deformation of 20% (d), 40% (e), and 60% (f)

2.3 β 相再结晶组织演变

在 $\alpha+\beta$ 两相区热变形过程中, α 板条的球化不仅起到弱化 α 相组织的作用, 还可以通过板条的扭折与转动加速相邻 β 相取向差的积累从而起到促进 β 相动态再结晶的作用。为更好地研究 β 相晶体取向变化, 通过次生 α 相晶体取向根据 Burgers 取向关系对 β 晶粒进行重构, 重构后各变形量下的 β 相 IPF 图如图 7 所示。可以看出, 在变形 20% 试样中(图 7a)未发生明显再结晶现象, 该区域 β 相为同一 β 晶粒具有相似晶体取向。当变形量增至 40% (图 7b) 时, 有大量细小 β 相再结晶晶粒产生, 其与周围 β 相具有明显取向差异(图 7b 中箭头所指)。而随着变形量的进一步增大, 当变形量达到 60% (图 7c) 时, 虽然 β 相晶粒尺寸得到进一步细化, 但是 β 相产生了 $\langle 100 \rangle$ 方向平行于 CD 方向的集中取向。这是由 β 相在变形过程中的交滑移所导致的^[19], 由于在滑移过程中体心立方晶体 $\langle 110 \rangle$ 不稳定, β 晶粒在变形过程中易向 $\langle 111 \rangle$ 和 $\langle 100 \rangle$ 转动, 且随变形量的增大 $\langle 100 \rangle$ β 晶粒占比提高^[20]。

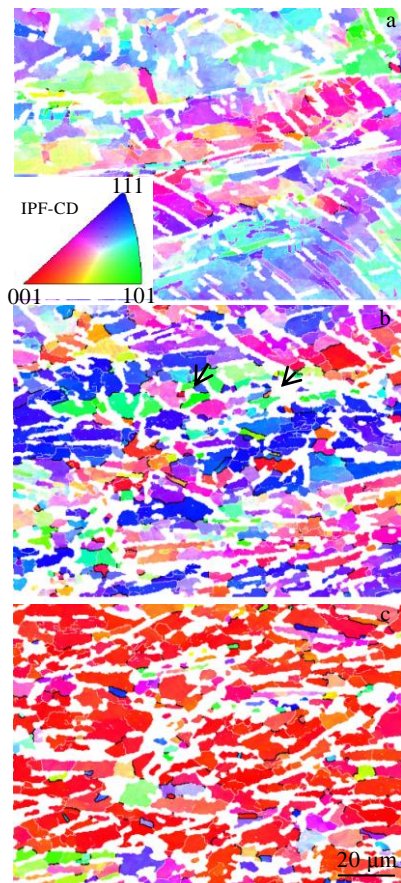


图 7 TiB-TC25G 合金在 950 °C 不同变形量下重构 β 相 IPF 图
Fig.7 IPF maps of reconstructed prior β grains of TiB-TC25G alloy at 950 °C under the height reduction of 20% (a), 40% (b), and 60% (c)

图 8 为各变形量下对应 β 相取向差分布, 在变形 20% 试样中几乎不存在取向差大于 15° 的大角度晶界(图 8a); 当变形量增大至 40% (图 8b) 时, 10°~15° 小角度晶界占比减少, 15°~30° 大角度晶界占比显著提高, 在此变形量下取向差大于 15° 的大角度晶界占比约为 5.43%; 变形量进一步增至 60% (图 9c) 时, 大角度晶界占比与变形 40% 试样相似, 但其角度分布发生改变, 15°~30° 大角度晶界占比有所降低, 而 30°~60° 大角度晶界占比提高。随着变形量的增大 β 相取向差呈逐级递增趋势, 表现为典型的 β 相连续动态再结晶特征。

结合 β 相 IPF 图(图 7)与极图(图 9)可以看出, 由于 β 相在较低变形量下未发生再结晶而具有极强的 β 相组织, 变形 20% 试样 β 相最大织构密度高达 35.49。随着变形量的增大, β 相发生连续动态再结晶, 使 β 相织构大幅度减弱, 变形 40% 试样 β 相最大织构密度

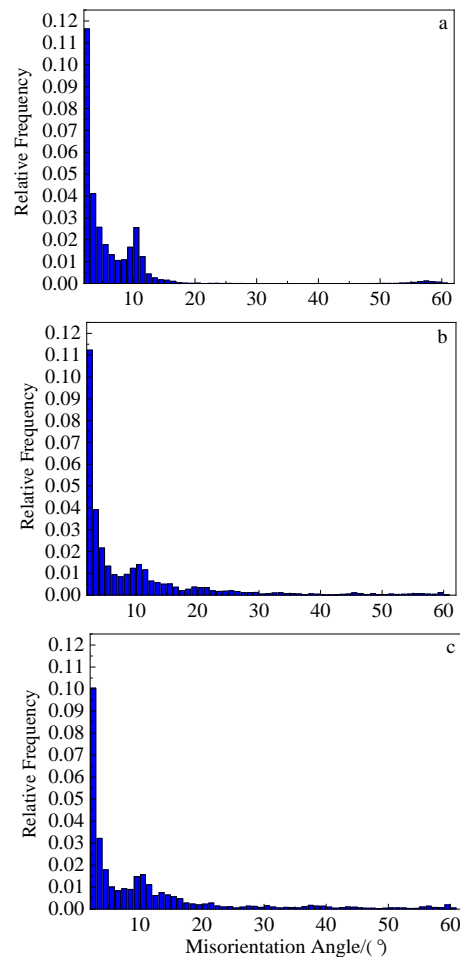


图 8 TiB-TC25G 合金在 950 °C 不同变形量下 β 相取向差分布图
Fig.8 Grain boundary misorientation angle distributions of the β phase of TiB-TC25G alloy at 950 °C under the height reduction of 20% (a), 40% (b), and 60% (c)

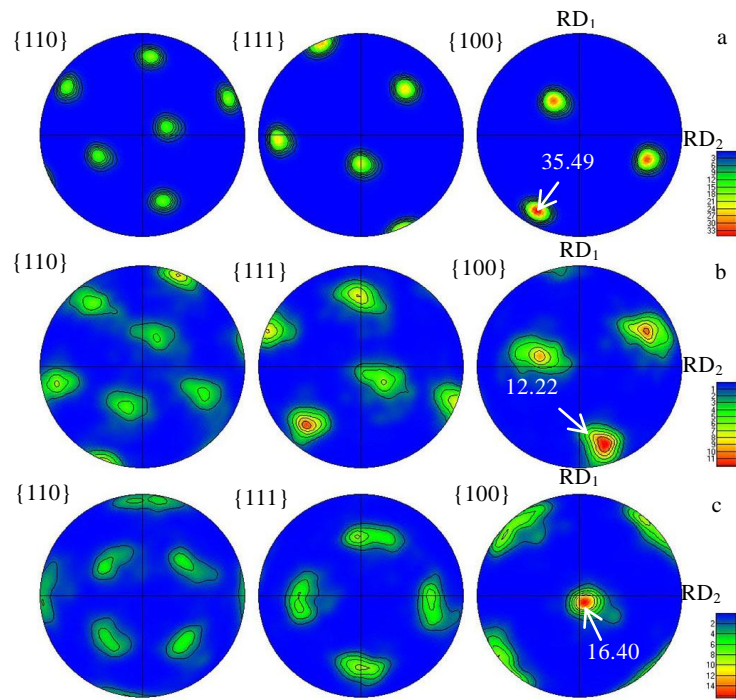


图 9 TiB-TC25G 合金在 950 °C 不同变形量下 β 相极图

Fig.9 β texture measured from EBSD results of TiB-TC25G alloy at 950 °C under the height reduction of 20% (a), 40% (b), and 60% (c)

降低至 12.22。而变形量的进一步增大使 β 相织构增强，变形 60% 试样中 β 相主要织构类型为平行于 CD 方向的 $\langle 100 \rangle_{\beta}$ 织构，其最大织构极密度分别为 16.40，形成了 β 相变形织构。

3 结 论

1) 在变形初始阶段平行于 CD 方向的 α 板条发生弯曲扭折，其内部发生连续的取向积累；垂直于 CD 方向的 α 板条易随金属塑性流动方向发生转动，同一板条集群内 α 相变形后仍具有相似晶体取向。TiB 也随之发生转动并破碎成多个小段，并且其周围有少量细小等轴状 β 相再结晶晶粒产生。

2) 随着变形量的增大， α 板条发生球化，等轴 α 相的分布仍保留部分原始 α 板条痕迹。 α 板条的球化伴随着 α 相与 β 相间 Burgers 取向关系被破坏，随着变形量的增大，大量非 Burgers α 相的产生使 α 相织构得到显著弱化。

3) 随着变形量的增大， α 相 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 方向平行于 CD 方向的织构组分占比增多，在 $\{11\bar{2}0\}$ 极图上出现 α 相 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 晶向近似平行于 CD 方向的较弱织构。TiB 周围大量等轴状 β 相再结晶晶粒的产生使 β 相织构得到显著弱化，最终在交滑移作用下形成 $\langle 100 \rangle$ 平行于 CD 方向的 β 变形织构。

参考文献 References

[1] Hu H T, Huang L J, Geng L *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 688: 958

[2] Majumdar P, Singh S B, Chakraborty M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 489(1-2): 419

[3] Wei S, Huang L, Li X *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2019, 50(8): 3629

[4] Zhang Feiqi(张飞奇), Chen Wenge(陈文革), Yan Chaofeng(闫超峰). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(3): 932

[5] Roy S, Suwas S, Tamirisakandala S *et al.* *Acta Materialia*[J], 2011, 59(14): 5494

[6] Sen I, Tamirisakandala S, Miracle D *et al.* *Acta Materialia*[J], 2007, 55(15): 4983

[7] Gorsse S, Miracle D B. *Acta Materialia*[J], 2003, 51(9): 2427

[8] Guo X L, Wang L Q, Wang M M *et al.* *Acta Materialia*[J], 2012, 60(6-7): 2656

[9] Ivasishin O M, Teliovich R V, Ivanchenko V G *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2007, 39(2): 402

[10] Han Yuanfei(韩远飞), Li Jiuxiao(李九霄), Xiang Juan(项娟) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(S1): 56

- [11] McEldowney D J, Tamirisakandala S, Miracle D B. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2010, 41(4): 1003
- [12] Balachandran S, Kumar S, Banerjee D. *Acta Materialia*[J], 2017, 131: 423
- [13] Chen Huiqin(陈慧琴), Cao Chunxiao(曹春晓), Guo Ling(郭灵) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(3): 421
- [14] Jia Zhiqiang(贾志强), Zeng Weidong(曾卫东), Wang Kaixuan(王凯旋). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(10): 2896
- [15] Stefansson N, Semiatin S L. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2001, 34A: 691
- [16] Chen R, Tan C W, Yu X D *et al. Materials Characterization* [J], 2019, 153: 24
- [17] Zhao Z B, Wang Q J, Hu Q M *et al. Acta Materialia*[J], 2017, 126: 372
- [18] Gey N, Humbert M. *Acta Materialia*[J], 2002, 50: 277
- [19] Bhattacharyya J J, Nair S, Pagan D C *et al. International Journal of Plasticity*[J], 2021, 139: 102 947
- [20] Mahendran S, Carrez P, Cordier P. *Philosophical Magazine*[J], 2019, 99(22): 2751

Effect of Thermal Deformation on Microstructure and Texture Evolution of TiB-TC25G Alloy

Xiang Biao, Zhang Peng, Wang Zhoutian

(China National Erzhong Group Deyang Wanhang Die Forging Co., Ltd, Deyang 618000, China)

Abstract: The hot compression deformation of $\alpha+\beta$ two phase region of TiB-TC25G alloy was investigated at 950 °C. The spheroidization mechanism of α lat and the crystal orientation changes under different deformations was studied. It can be seen that a large number of subgrain boundaries generate inside the α phases, and the continuous orientation accumulation of the α phase occurs. Coinciding with the globularization process of α phase, the Burgers orientation relationship between equiaxed α grains and neighboring β grains is destroyed and results in a weakened texture. As a joint result of β recrystallization behavior and pencil glide, the density of β phase texture increases at first and then decreases with the increase of deformation.

Key words: TiB-Ti alloy; hot compression; globularization; recrystallization

Corresponding author: Zhang Peng, Ph. D., Senior Engineer, China National Erzhong Group Deyang Wanhang Die Forging Co., Ltd, Deyang 618000, P. R. China, Tel: 0086-838-2340639, E-mail: ezwhzp@163.com