

Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr 近 β 钛合金在不同 α/β 界面取向条件下的针状 α 亚结构形成与破碎行为

李少君, 吕亚平, 张晓泳, 周科朝

(中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 湖南 长沙 410083)

摘要: 对初始针状 α 组织的 Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr (Ti-55531) 近 β 钛合金在 750~775 °C、 $10^{-3}\sim 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 下热压缩, 研究针状 α 的微观破碎行为。结果表明, 随着应变量的增加, 针状 α 经历了旋转位移、部分破碎、完全破碎成等轴形貌的演变阶段。在针状 α 破碎过程中, 当相邻 α 和 β 之间符合 Burgers 取向关系时, β 基体内位错通过 α/β 界面滑移传递切入 α 内, 形成高密度位错, 并演化成亚晶结构。当不符合 Burgers 取向关系时, β 基体位错容易在一些取向差异较大的 α/β 界面塞积、出现局部应力集中, 导致在对应针状 α 内形成局部剪切带相关的亚结构。随后, β 基体沿亚结构界面切入针状 α 内, 最终导致针状 α 相分离破碎。提高温度会加剧 β 基体动态回复, 位错密度大幅下降, 不利于在针状 α 内形成亚结构; 提高变形速率使得变形时间大幅缩短, 针状 α 内形成高密度位错、进而转变成亚结构等微观过程无法充分进行, 因此均会降低针状 α 的破碎程度。

关键词: Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr 近 β 钛合金; 针状 α ; α/β 界面取向; 亚结构; 破碎

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)11-3353-06

以 Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr (Ti-55531) 为代表的高强度高韧近 β 钛合金具备优异的综合力学性能、良好的可加工性, 可制成关键承力结构件、广泛用于航空航天领域^[1-3]。这类钛合金的力学性能与其微观组织密切相关, 特别是作为主要强化相的 α 相, 其含量、尺寸及形貌对合金力学性能具有决定性作用^[4,5]。热变形作为一种重要的微观组织调控手段, 对于近 β 钛合金中的针状 α 相破碎成等轴形貌这一微观过程有重要影响, 进而实现合金的塑性 (主要受等轴 α 相影响) 和断裂韧性 (主要受针状 α 相影响) 在较大范围内的调控。因此, 深入研究近 β 钛合金针状 α 相在热变形过程中的破碎行为有着十分重要的应用价值。

目前对钛合金体系中 α 相破碎行为的研究表明, 形成亚结构是 α 破碎前必须经历的组织演变阶段。 α 亚结构主要通过动态再结晶形成, 与位错结构演化, 包括位错在 α 和 β 内运动、尤其是在 α/β 相界处的滑移传递行为密切相关。当相邻 α 和 β 之间符合 Burgers 取向关系时, 即 $(110)_\beta // (0001)_\alpha$ 、 $[1\bar{1}1]_\beta // [11\bar{2}0]_\alpha$, 位错容易在 α/β 相界发生滑移传递。P. Castany 等人^[6]研究了双态组织 Ti-6Al-4V 中的位错运动, 研究表明, 符合 Burgers 取向关系的次生 α/β 相界对位错运动没有明显的阻碍; 而不符合 Burgers 取向关系的初生 α/β

相界强烈地阻碍位错运动。S. Suri 等人^[7]通过研究近 α 钛合金 Ti-5Al-2.5Sn-0.5Fe 的位错滑移传递机制, 发现对于滑移系 $(0001)_\alpha/[11\bar{2}0]_\alpha$ 与 $(110)_\beta/[1\bar{1}1]_\beta$, 当 2 个特定的滑移方向近似平行时, 位错容易通过滑移传递切过 α/β 界面, 而在其它滑移方向上取向差较大时, 滑移传递难度增加, α/β 相界容易塞积大量位错。针对 $\alpha+\beta$ 钛合金 Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si 室温变形行为的研究也证实 α 和 β 之间的取向关系对位错滑移传递有显著影响^[8]。而不同的滑移传递行为必然会影响后续位错运动及亚结构演化过程。在钛合金 α 亚结构的形成和破碎行为方面, I. Weiss 等人^[9]明确了 Ti-6Al-4V 中 α 相主要通过动态再结晶形成亚结构, 随后在 α/β 界面和 α/α 界面的交接处, 因界面张力存在差异, 使得 β 相切入 α 亚晶界, 最终导致 α 破碎。上述机制在 S. Zherebtsov 等人研究 Ti-6Al-4V 的 α 破碎行为时也被证实^[10]。L. Li 等人^[11]研究了 Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr 合金等温压缩过程中的 α 破碎机制, 认为由位错结构演化引起连续动态再结晶、形成大角度 α 亚晶界, 进而通过 β 切入 α 亚晶界导致 α 破碎。另外, 在 I. Weiss 等人^[9]的研究中, 还观察到一种比较特殊的机制: α 相内部形成局部剪切带 (剪切带两侧的取向差达到 20°), 随后 β 相渗入剪切带区域、进而导致 α 相破碎。

收稿日期: 2017-11-15

基金项目: 2015 粉末冶金国家重点实验室自主研究课题

作者简介: 李少君, 男, 1986 年生, 博士, 中南大学粉末冶金国家重点实验室, 湖南 长沙 410083, E-mail: lishaojun-1986@163.com

上述关于钛合金针片 α 演化行为的研究主要针对近 α 和 $\alpha+\beta$ 型钛合金, 其典型的微观组织特征是层片状的 α 和 β 交替排列, 形成魏氏体组织: 在 α 破碎之前, 两相基本保持 Burgers 取向关系, 滑移传递过程容易进行, α 主要通过动态再结晶形成亚晶粒, 随后 β 相切入 α/α 亚晶界、进而导致 α 分离破碎。然而, 对于近 β 钛合金, 大量针状 α 弥散分布在 β 基体晶粒内部, 导致针状 α 在变形过程中随 β 基体塑性流动而旋转、弯折, 即 α 和 β 之间的取向关系会发生变化, 位错滑移传递行为更加复杂。就位错在不同取向 α/β 界面之间的滑移传递行为而言, 虽然在近 α 和 $\alpha+\beta$ 型钛合金方面已有一些报道, 但针对近 β 钛合金、尤其是位错滑移传递难易程度如何影响 α 亚结构的形成机制方面, 尚有待进一步研究。本研究针对以针状 α 为初始组织的 Ti-55531 近 β 钛合金, 首先研究了针状 α 在不同热变形条件下的介观尺度演化行为, 然后进一步结合 TEM 微观组织特征, 探讨了不同取向 α/β 界面位置的位错演化行为及其对后续亚结构形成方式和破碎行为的影响机制。

1 实验

本研究采用由湖南湘投金天钛业科技有限公司提供的 Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr 合金锻棒, 化学成分如表 1 所示, 金相法测得其 β 转变温度为 (825 ± 5) °C。通过两步热处理工艺获得针状 α 初始变形组织: (1) 880 °C 固溶处理 15 min, 水冷至室温; (2) 600 °C 时效 120 min, 水冷至室温。

在 Gleeble-3500 热模拟试验机上进行等温压缩试验。首先把上述两步热处理获得的合金加工成 $\Phi 8$ mm \times 12 mm 的圆柱体, 圆柱体侧面中部开 $\Phi 0.8$ mm 的小孔, 插入热电偶以监测变形温度。圆柱试样两端涂胶体石墨, 试样与压头之间垫石墨片, 以减小摩擦对压缩变形的影响。圆柱试样在 Gleeble-3500 热模拟试验机上以 10 °C/s 的速率加热至变形温度, 保温 2 min 使其受热均匀后, 以不同的应变速率压缩至真应变 0.7。本研究采用的变形温度为 750 和 775 °C, 应变速率为 10^{-3} 和 10^{-1} s $^{-1}$ 。另外, 为了研究变形过程中的组织演变, 选择在特定变形条件下压缩至真应变 0.1 和 0.4。热压缩完成后, 试样经水淬冷至室温以保留变形组织。

表 1 Ti-55531 合金棒材化学成分

Table 1 Chemical composition of the received Ti-55531 alloy ($\omega/\%$)

Al	Mo	V	Cr	Zr	Fe	Impurity
5.20	4.92	4.96	2.99	1.08	0.40	0.16

将热压缩试样沿压缩中轴方向剖开, 经机械研磨、抛光、Kroll 试剂 (3 mL HNO₃ + 1.5 mL HF + 100 mL H₂O) 金相腐蚀后, 采用 NOVATM Nano SEM 230 扫描电子显微镜 (SEM) 观察微观组织。另外, 还采用 JEOL JEM-2100F 透射电子显微镜对样品进行 TEM 观察, 其中 TEM 制样过程如下: 首先机械减薄至 100 μ m, 然后采用双喷电解液 (600 mL CH₃OH + 350 mL CH₃(CH₂)₃OH + 50 mL HClO₄) 在温度 -20~-30 °C、电压 22~25 V 范围内双喷减薄至穿孔。

2 结果与讨论

2.1 变形前初始组织特征

图 1 为经过两步热处理工艺得到的 Ti-55531 合金变形初始组织。可以发现, 针状 α 相在 β 基体中均匀弥散分布, 取向基本符合互成 60° 夹角的 Burgers 取向关系, 其中针状 α 长度为 2~4 μ m、宽度 0.2~0.5 μ m, 体积分约 30%。

2.2 变形条件下的组织演变规律

图 2 为在不同变形条件下、对 Ti-55531 合金进行热压缩时呈现出的针状 α 演变行为, 压缩方向如图中箭头所示, 其中选取应变 0.1、0.4 和 0.7, 分别对应于开始发生流变软化、流变软化速率最大、针状 α 破碎基本完成时的微观组织状态。如图 2a 所示, 在 750 °C/10⁻³ s⁻¹ 条件下, 应变 $\epsilon=0.1$ 时, 虽然大部分 α 相仍保持针状形貌, 但因 β 基体在热压缩作用下、沿圆柱体径向发生塑性流动, 导致针状 α 也随之发生旋转位移, 沿垂直于压缩轴、平行于圆柱体径向的方向排列, 即针 α 与 β 基体之间的初始取向关系已被破坏。另外, 图 2a 还显示针状 α 与压缩轴之间的取向关系对其破碎行为有重要影响, 例如, 与其他排列方向的针

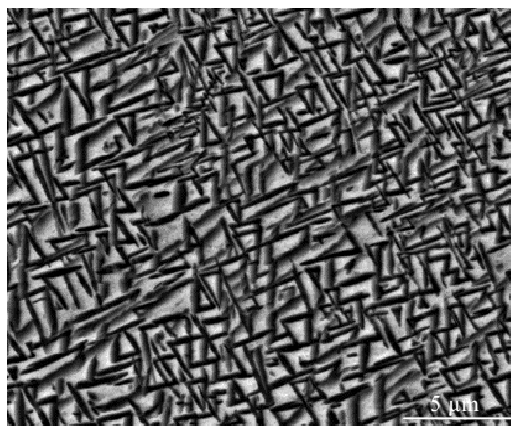


图 1 经过两步热处理工艺得到的 Ti-55531 合金变形初始组织
Fig.1 Initial microstructure of the two-step heat treated Ti-55531 alloy for the following hot compression

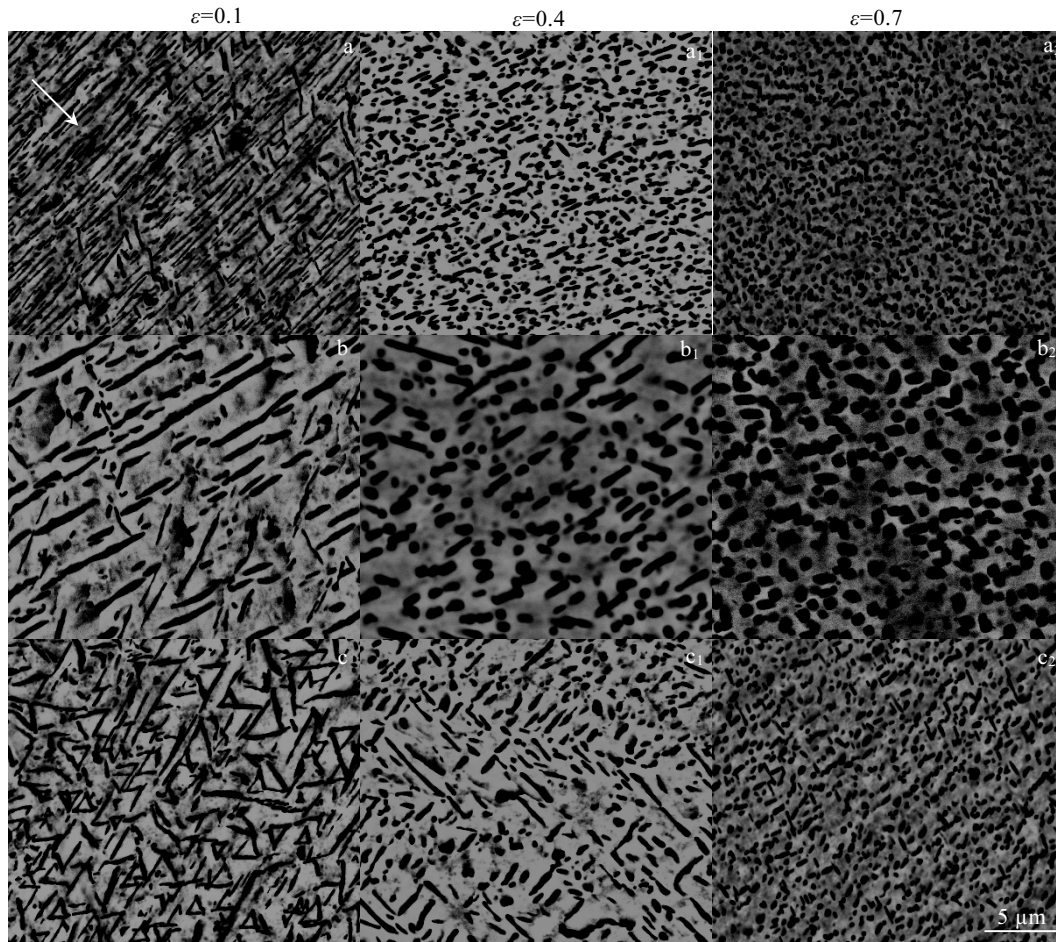


图 2 在不同变形条件下对 Ti-55531 合金进行热压缩时呈现出的针状 α 演变行为

Fig.2 Evolution of acicular α during the hot compression of Ti-55531 alloy under the different deformation conditions of $750\text{ }^{\circ}\text{C}/10^{-3}\text{ s}^{-1}$ (a, a₁, a₂), $775\text{ }^{\circ}\text{C}/10^{-3}\text{ s}^{-1}$ (b, b₁, b₂), and $750\text{ }^{\circ}\text{C}/10^{-1}\text{ s}^{-1}$ (c, c₁, c₂)

状 α 相比, 初始垂直于压缩轴方向排列的针状 α 更容易发生破碎。应变量 ε 增加至 0.4 时, 大部分针状 α 已完成破碎 (图 2a₁), 进一步增加至 0.7 时, 则完全转变成等轴 α 组织 (图 2a₂)。

在应变速率 10^{-3} s^{-1} 、变形温度升高至 $775\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 应变量 $\varepsilon=0.1$ (图 2b₁), 同样可以观察到大量针状 α 旋转的现象; 应变量增至 0.4 (图 2b₁) 时, 与 $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ (图 2a₁) 相比, 针状 α 的破碎程度明显降低, 且 α 相粗化至 $0.80\sim 0.85\text{ }\mu\text{m}$; 应变量达 0.7 (图 2b₁) 时, 也完全转变成等轴组织, 其中等轴 α 尺寸已粗化至 $0.86\sim 0.91\text{ }\mu\text{m}$, 较 $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ (图 2a₂) 时明显增大。在变形温度 $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、应变速率增至 10^{-1} s^{-1} 时, 图 2c₁ 显示仍有大量针状 α 保持与基体的初始取向关系; 应变量为 0.4 (图 2c₁) 时, 与 10^{-3} s^{-1} 相比 (图 2a₁), 针状 α 的破碎程度降低; 即便应变量增至 0.7 (图 2c₂), 仍有部分针状 α 残留, 未能完全转变为等轴组织。上述不同变形条件下呈现出的 α 组织演变规律表明, 提升变形温度和应变速率均导致针

状 α 的破碎行为发生滞后, 即针状 α 破碎难度增大。

2.3 不同 α/β 取向关系的微观演化行为

图 3 为 $750\text{ }^{\circ}\text{C}/10^{-3}\text{ s}^{-1}$ 热压缩至不同应变量的 Ti-55531 合金 TEM 照片及选区电子衍射 (SEAD) 花样表明, 相邻 α 和 β 两相之间符合 Burgers 取向关系, 即 $(110)_{\beta} // (0001)_{\alpha}$ 、 $[1\bar{1}1]_{\beta} // [11\bar{2}0]_{\alpha}$ 。将合金热压缩至应变量 0.1 时, α/β 界面位置 (如图 3a 中箭头所示) 的位错组态显示, 位错从 β 相切入 α 相, 表明 α/β 界面发生了位错的滑移传递。钛合金中 α 和 β 两相之间的滑移传递行为普遍存在。研究者认为两相中 $(110)_{\beta} // [1\bar{1}1]_{\beta}$ 与 $(0001)_{\alpha} // [11\bar{2}0]_{\alpha}$ 滑移系特定滑移方向之间的取向差越小, 越容易发生位错的滑移传递^[12,13]。应变量增至 0.4 时, 针状 α 内部形成亚晶界, 并且与针状 α 相邻的 β 内部也形成了位错网、 β 亚晶界等明显的动态回复组织特征 (图 3b)。另外, 如图 3c ($\varepsilon=0.4$) 所示, 在 α 亚晶界位置, β 相契入 α 相, 导致针状 α 相两侧同时出现凹槽, 凹槽逐渐加深导致 α 相最终破碎。

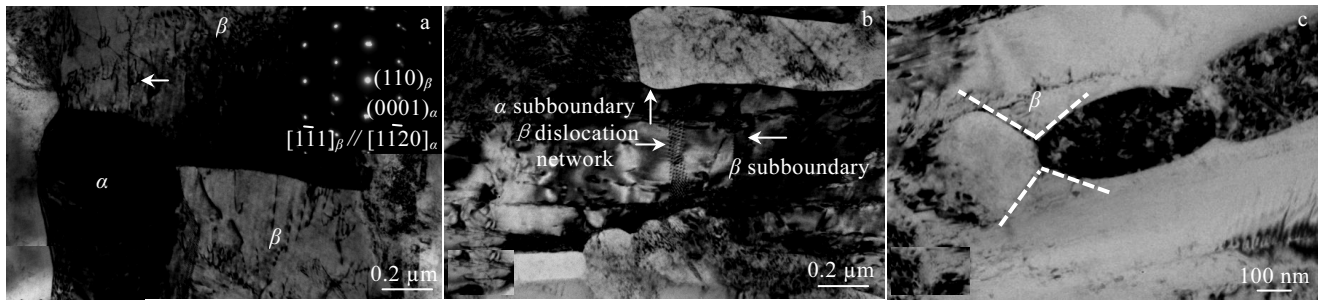


图 3 Ti-55531 合金中相邻 α 和 β 两相符合 Burgers 取向关系时的微观演化 TEM 照片及相应的选区电子衍射花样

Fig.3 TEM images and SEAD pattern of the micro evolution with the Burgers orientation relationship between the neighboring α and β phases in Ti-55531 alloy: (a) slip transmission of dislocations at α/β interface at the strain of 0.1; (b) formation of sub-structure in α and β phases at the strain of 0.4; (c) hedging of β phase into acicular α phase along α/α interface

而如图 4a 所示, 当相邻 α 和 β 不符合 Burgers 取向关系时, 热压缩至应变变量 0.1, 位错在 α/β 相界位置发生大量塞积, 即位错运动大多终止于 α/β 相界、而没有切入针状 α 内部。当应变变量增至 0.4 时, 在图 4b 中可以发现, 一些针状 α 相内部会出现与针状形貌成约 45° 夹角的局部剪切带。这类局部剪切带是通过位错在 α/β 相界位置发生大量塞积、进而引发局部应力集中形成的, 并且在 I. Weiss 等人研究 Ti-6Al-4V 的热变形行为时也观察到了类似现象^[9]。另外, 还可以观察到, 与针状 α 相邻的 β 基体内也形成了 β 亚晶界。此时, 与相邻 α 和 β 之间符合 Burgers 取向关系时, β 相沿 α/α 界面契入针状 α 内部不同位置, 此时 β 相会沿剪切带区域契入针状 α 内部 (图 4c), 并最终导致针状 α 破碎成等轴形貌。

上述微观变形组织的 TEM 分析表明, 可以将针状 α 破碎分为 2 个阶段: 亚结构的形成和分离。针状 α 作为硬质相、对位错运动有显著的阻碍作用, 因此在 α 相附近出现大量位错塞积。而针状 α 相将在这些位错

的作用下, 通过如下 2 种方式形成亚结构: (1) 当相邻 α 和 β 两相之间符合 Burgers 取向关系时, β 基体内的位错更容易在 α/β 界面发生滑移传递、切入针状 α 内 (图 3a), 导致针状 α 内的位错密度持续增大, 随后高密度位错结构进一步演化形成亚晶结构 (图 3b); (2) 当相邻 α 和 β 两相之间不符合 Burgers 取向关系时, β 基体内的位错将难以通过滑移传递切过一些取向差异相对较大的 α/β 界面位置、并进入相邻针状 α 内部, 此时位错在这些 α/β 界面位置大量塞积、出现局部应力集中, 使得在对应的针状 α 相内形成局部剪切带 (图 4b)。通过上述 2 种方式在针状 α 内部形成亚结构以后, β 基体会沿着亚结构界面契入针状 α 内部, 最终导致针状 α 相分离破碎 (图 3c、图 4c)。研究者^[14,15]认为 β 相契入 α 亚结构界面的驱动力主要来自 α/α 和 α/β 2 种界面之间的界面能差异, 使得在 α/α 界面位置形成供 Al、V 等合金元素扩散的通道, 而高密度位错更是有利于形成元素扩散通道, 进而促进 $\alpha \rightarrow \beta$ 扩散型相变, 即 β 相沿 α/α 界面契入、引发针状 α 破碎的进程。

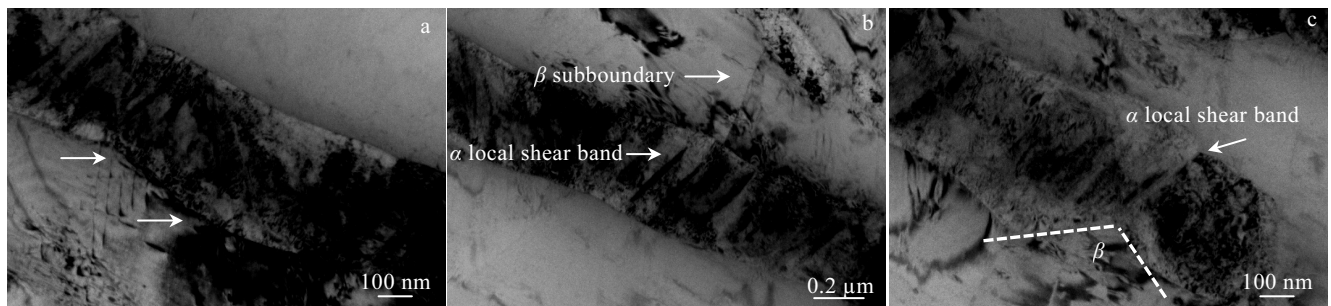


图 4 Ti-55531 合金中相邻 α 和 β 两相不符合 Burgers 取向关系时的微观演化 TEM 照片

Fig.4 TEM images for the micro evolution without the Burgers orientation relationship between the neighboring α and β phases in Ti-55531 alloy: (a) piling-up of dislocations at α/β interface at the strain of 0.1; (b) formation of local shear bands in acicular α at the strain of 0.4; (c) hedging of β phase into acicular α phase along interface among shear bands

值得注意的是,如图 3b、图 4b 所示,无论通过何种方式在针状 α 内形成亚结构,相邻 β 基体都会出现位错网、亚晶界等明显的动态回复组织特征,进而降低 β 基体内的位错密度。而上述对针状 α 破碎的 TEM 分析表明,形成 α 亚结构的 2 种方式均强烈依赖于 β 基体内高密度位错的作用。当 β 基体内位错密度降低时,就相邻 α 和 β 之间符合 Burgers 取向关系时的情况而言,通过 α/β 界面滑移传递、切入针状 α 内的位错数量也相应减少,不利于通过位错结构演化形成亚晶结构;就相邻 α 和 β 之间不符合 Burgers 取向关系时的情况而言,则 α/β 界面位置的位错塞积、以及由此引起的局部应力集中程度均会降低,不利于在针状 α 内形成与局部剪切带相关的亚结构。而在探讨变形温度对针状 α 破碎程度的影响时,尤其需要考虑 β 基体动态回复的作用:对比图 2a 和 2b,随着变形温度的升高, β 基体内发生动态回复的程度急剧增加,进而使得 β 基体内位错密度大幅下降,即位错运动对 α 演化的作用减弱,不利于在针状 α 内形成亚结构,进而导致针状 α 破碎程度相应降低。K. Tan 等人在研究 Ti-55511 合金 ($T_{\beta}=885\text{ }^{\circ}\text{C}$) 针状 α 相的破碎行为时也发现类似的规律,在接近 T_{β} 的温度范围内 ($840\sim 885\text{ }^{\circ}\text{C}$) 针状 α 相的破碎程度随温度的升高而降低^[16]。另外,随着变形速率从 10^{-3} s^{-1} 提升至 10^{-1} s^{-1} ,变形时间大幅缩短,导致在针状 α 内形成高密度位错结构、进而转变成亚结构等微观过程甚至可能来不及进行,同样也会使得针状 α 破碎发生滞后。

3 结 论

1) 在对初始针状 α 组织的 Ti-55531 钛合金进行热压缩时,随着应变量的增加,针状 α 经历了旋转位移、部分破碎、完全破碎成等轴形貌的演变过程,而将温度由 $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ 提升至 $775\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、或者将应变速率由 10^{-3} s^{-1} 提升至 10^{-1} s^{-1} ,均会导致针状 α 破碎滞后,即破碎更为困难。

2) 在破碎过程中,针状 α 通过 2 种方式形成亚结构:当相邻 α 和 β 之间符合 Burgers 取向关系时, β 基体内的位错在 α/β 界面通过滑移传递切入 α 内、形成高密度位错结构,进而演化成亚晶粒;当不符合 Burgers 取向关系时, β 基体内的位错难以通过滑移传递切过一些取向差异较大的 α/β 界面、进入相邻针状 α 内部,此时位错在这些 α/β 界面位置大量塞积、出现局部应力集中,导致在对应针状 α 内形成局部剪切带相关的亚结构。随后, β 基体会沿剪切带区域契入针

状 α 内,最终导致针状 α 相分离破碎。

3) 提高温度会加剧 β 基体动态回复,位错密度大幅下降,不利于在针状 α 内形成亚结构;而提高变形速率使得变形时间大幅缩短,针状 α 内形成高密度位错、进而转变成亚结构等组织演变过程无法充分进行,因此均会降低针状 α 的破碎程度。

参考文献 References

- [1] Boyer R R. *Materials Science and Engineering A*[J], 1996, 213(1-2): 103
- [2] Jackson M, Jones N G, Dye D *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 501(1-2): 248
- [3] Brian A W. *Microstructural and Property Relationships in β -Titanium Alloy Ti-5553*[D]. Ohio: The Ohio State University, 2010
- [4] Nag S, Banerjee R, Hwang J Y *et al.* *Fraser Philos Mag*[J], 2009, 89: 535
- [5] Boyer R, Welsch G, Collings E W. *Materials Properties Handbook: Titanium Alloys*[M]. OH: ASM International, Materials Park, 1994
- [6] Castany P, Pettinari-Sturmel F, Crestou J *et al.* *Acta Materialia*[J], 2007, 55: 6284
- [7] Suri S, Viswanathan G B, Neeraj T *et al.* *Acta Materialia*[J], 1999, 47(3): 1019
- [8] Savage M F, Tatalovich J, Mills M J. *Philosophical Magazine*[J], 2004, 84(11): 1127
- [9] Weiss I, Froes E H, Eylon D *et al.* *Metallurgical Transactions A*[J], 1986, 17A: 1935
- [10] Zhrebtsov S, Murzinova M, Salishchev G *et al.* *Acta Materialia*[J], 2011, 59: 4138
- [11] Li L, Luo J, Yan J J *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 622: 174
- [12] Kim J S, Kim J H, Lee Y T *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 1999, 263: 272
- [13] Klimova M, Zhrebtsov S, Salishchev G *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2015, 645: 292
- [14] Peters M, Lijtering G, Gysler G. *Z Metallkunde*[J], 1983, 74: 274
- [15] Balasundar I, Raghu T, Kashyap B P. *Materials Science & Engineering A*[J], 2014, 600: 135
- [16] Tan Kai, Li Jian, Guan Zhijun *et al.* *Materials and Design*[J], 2015, 84: 204

Sub-structure Formation and Fragmentation of Acicular α Phase at Different Orientations of α/β Interface in Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr near β Titanium Alloy

Li Shaojun, Lv Yaping, Zhang Xiaoyong, Zhou Kechao

(State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr near β titanium alloy containing the initial acicular α was hot compressed in the temperature region of 750~775 °C and the strain rate of 10^{-3} ~ 10^{-1} s $^{-1}$, in which the fragmentation behavior of acicular α was investigated. The results show that with the increase in strain, the acicular α undergoes the rotation displacement, partial fragmentation, and complete fragmentation to the equiaxed morphology. During the fragmentation of acicular α , when the Burgers orientation relationship exists between neighbor α and β phases, the dislocations in β matrix are easy to enter the neighbor acicular α through slip transmission at α/β interface, forming high-density dislocations and then transforming to the sub-microstructures in acicular α . In case of no Burgers orientation relationship between neighbor α and β phases, the dislocations pile up at some α/β interface with the large orientation discrepancy. The as-resulted local stress concentration causes the formation of sub-microstructures of local shear bands in acicular α . Subsequently the β matrix hedges into the acicular α along the interfaces among sub-microstructures, leading to the fragmentation of acicular α . The temperature increase promotes the dynamic β recovery and then decreases the dislocation density, which is not beneficial to the formation of sub-microstructures in acicular α . The increase in strain rate greatly shortens the deformation time, which suggests that the formation of high-density dislocations and then transformation to the sub-microstructures may not perform sufficiently in acicular α . As a result, the increase in temperature and in strain rate both delays the fragmentation of acicular α .

Key words: Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr near β titanium alloy; acicular α ; orientation of α/β interface; sub-microstructure; fragmentation

Corresponding author: Zhang Xiaoyong, Ph. D., State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, Tel: 0086-731-88836264, E-mail: zhangxiaoyong@csu.edu.cn