

β 相区加热 TA15 钛合金热变形显微组织演化

姚彭彭, 李 萍, 薛克敏, 李成铭, 甘国强

(合肥工业大学 材料科学与工程学院, 合肥 230009)

摘 要: 采用 OM、XRD 和 EBSD 研究经过 β 相区加热, 在不同工艺参数下热变形水淬火后 TA15 钛合金的显微组织、相变和织构演化规律。结果表明: 显微组织主要由被压扁、拉长的原始 β 晶粒转变的 α' 马氏体相及清晰 β 晶界组成, 相变点以下温度变形的显微组织中出现沿原始 β 晶界分布的细小晶界 α 相晶粒; 通过切变方式形成 α' 马氏体相固溶了 Al 和 V 元素, 且晶格点阵收缩, 衍射峰向高角度方向偏移; α' 马氏体与原始 β 的晶体取向间满足 Burgers 位向关系, 显微组织的晶粒取向分布也类似, 且随着变形温度和应变速率的提高, 材料的晶粒取向性增强; 显微组织的晶粒尺寸均在 $7\ \mu\text{m}$ 以内, α' 晶粒继承母相 β 晶粒的取向差, 在 10° 、 60° 和 90° 附近出现峰值。

关键词: TA15 钛合金; β 相区加热; 热变形; 相变; 织构; 组织演化

中图分类号: TG146

文献标志码: A

Microstructure evolution of thermal deformation TA15 titanium alloy under β phase region heating institution

YAO Peng-peng, LI Ping, XUE Ke-min, LI Cheng-ming, GAN Guo-qiang

(School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, China)

Abstract: The microstructure, phase transition and texture evolution of TA15 titanium alloy after β phase region heating through hot deformation under different process parameters and water quenching were investigated by OM, XRD and EBSD. The results indicate that the microstructure is mainly composed of α' martensite phase transformed from flattened and elongated β grains and clear β grain boundaries. There are some tiny grain boundary α grains distributed along original β grain boundaries through hot deformation below the phase transition point. Al and V elements were dissolved in α' martensite phase formed by the shear mode, and resulted in crystal lattice contraction and the diffraction peak moving to high-angle. The grain orientation distributions are similar owing to the crystal orientations between martensite α' and original β complying with the Burgers orientation relationship. The grain orientations of material are enhanced with increasing temperature and strain rate. The average grain size is less than $7\ \mu\text{m}$ and α' grains inherit the misorientation of parent β grains when the peaks of the number fraction locate at 10° , 60° and 90° .

Key words: TA15 titanium alloy; β phase region heating institution; hot deformation; phase transition; texture; microstructure evolution

TA15 钛合金为高 Al 含量的近 α 型钛合金, 具有较高的比强度、抗蠕变性和耐腐蚀性以及良好的焊接性能, 在航空领域得到广泛应用, 如飞机隔框和机匣等。为了保证钛合金零件的性能, 需要严格制定热成形工艺方案以控制变形过程中的组织演变, 获得理想

组织。然而, 热变形工艺参数与微观组织演变之间的关系错综复杂, 且这些零件形状复杂, 使得控制工件热成形过程中微观组织演变成为实际生产需要解决的关键问题^[1-4]。

近年来, 国内外众多学者已经对 TA15 钛合金的

热变形行为、热加工及热处理过程中组织演变过程及机理进行了大量研究, 研究内容主要集中在热变形及其随后热处理过程的显微组织演变。众所周知, 当近 α 型 TA15 钛合金加热到相变点附近变形时, 初生 α 相会对热变形及热处理后的显微组织形貌、织构及演化过程起着决定性作用。因此, 本文作者通过将 TA15 钛合金加热到相变点以上温度(1200 $^{\circ}\text{C}$), 进行短时保温, 促使原始组织完全转变为单一 β 组织, 同时, 保证 β 晶粒不明显长大, 缓冷到变形温度进行恒应变速率等温压缩变形, 最后进行水冷淬火, 原始 β 组织通过马氏体切变方式转变为针片状 α' 相。系统研究 β 相区加热 TA15 钛合金热变形显微组织的形貌特征; 探讨热变形参数对微观组织的影响规律; 分析微观组织的晶体取向分布特征及相互关系; 以期揭示经过 β 相区加热 TA15 钛合金变形时的相变、微观组织及织构形成的过程与演化机理^[1-5]。

1 实验

实验材料为 TA15 钛合金, 名义化学成分为 Al-6.96、V-2.31、Zr-2、Mo-1.7(质量分数, %), 其余为 Ti。在 Gleeble-1500 型热模拟试验机上进行 TA15 钛合金恒应变速率等温热压缩实验, 试样为 d 10 mm $\times$ 15 mm 的圆柱体; 加热规范: 利用试样自身电阻进行加热, 以 10 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的加热速度将试样加热到 1200 $^{\circ}\text{C}$, 保温 5 s 时间, 促使原始组织完全转变为单一 β 相组织, 随后以 5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的速度冷却到变形温度, 保温 2 s 后进行压缩变形; 热变形参数: 应变速率为 0.01 s^{-1} 和 1 s^{-1} , 变形温度为 1050 $^{\circ}\text{C}$ 和 900 $^{\circ}\text{C}$, 压缩变形程度为 60%, 变形后立即水冷淬火。组织观测区域为压缩方向 RD 和横向 TD 组成的平面, 法向 ND 垂直于观测平面。采用 4XB-TV 型倒置金相显微镜观察变形区显微组织; 采用 D/MAX2500VL/PC 型 X 射线衍射仪, 实验条件为 Cu K_{α} 、40 kV、40 mA, 密排六方 α -Ti 对应 Jade 软件卡片编号分别为 44-1294 和 65-5970; 采用配备有 SEM-EBSD 系统的 JSM-7001F 型场发射扫描电镜进行 EBSD 实验。

2 结果与分析

2.1 显微组织分析

初始试样的显微组织和 XRD 谱如图 1 所示。初始组织由等轴初生 α 相和 β 转变组织组成, 等轴 α 相

分布均匀。对比初始试样 XRD 谱与标准对照卡片, 确定初始试样由大量 α 相及少量 β 相组成。 β 相区加热不同热变形参数下变形后的显微组织如图 2 所示, 在低倍光学显微镜下, 显微组织均以压扁、拉长的 β 转变组织为主, 经过 β 相区加热, 全部转变为 β 单相组织(α 相稳定元素完全扩散进入 β 相), β 晶粒有一定程度的长大; 缓冷至变形温度压缩变形后, 原始 β 晶粒由等轴状被压扁、拉长; 水冷淬火后, β 晶粒通过无扩散切变方式转变为马氏体组织。

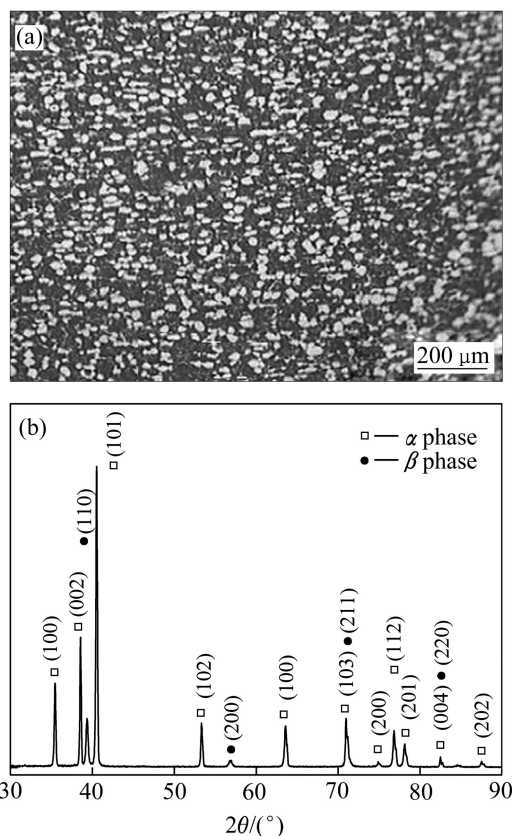


图1 初始试样的显微组织和 XRD 谱

Fig. 1 Microstructure(a) and XRD pattern(b) of initial sample

经过 β 相区加热缓冷至 900 $^{\circ}\text{C}$ (相变点以下), 以应变速率 0.01 s^{-1} 进行变形后的显微组织由清晰 β 晶界、原始 β 晶粒转变马氏体组织以及晶界处细小的 α 相晶粒组成, 并且原始 β 晶粒被明显压扁、拉长; 当应变速率提高至 1 s^{-1} 时, 晶界处未发现明显的晶界 α 相晶粒, 并且由于高应变速率下变形, 原始 β 晶粒来不及通过晶粒旋转来协调整体变形, 原始 β 晶粒没有被明显拉长, 如图 2(a)和(b)所示。变形温度为 1050 $^{\circ}\text{C}$ (相变点以上)、应变速率为 0.01 s^{-1} 变形时, β 相区保温时间(β 相区加热+热变形)时间较长导致晶粒略有长大, 显微组织由粗大 β 晶粒转变马氏体组织构成; 在 1 s^{-1} 较高应变速率下, 变形的显微组织由呈条状的

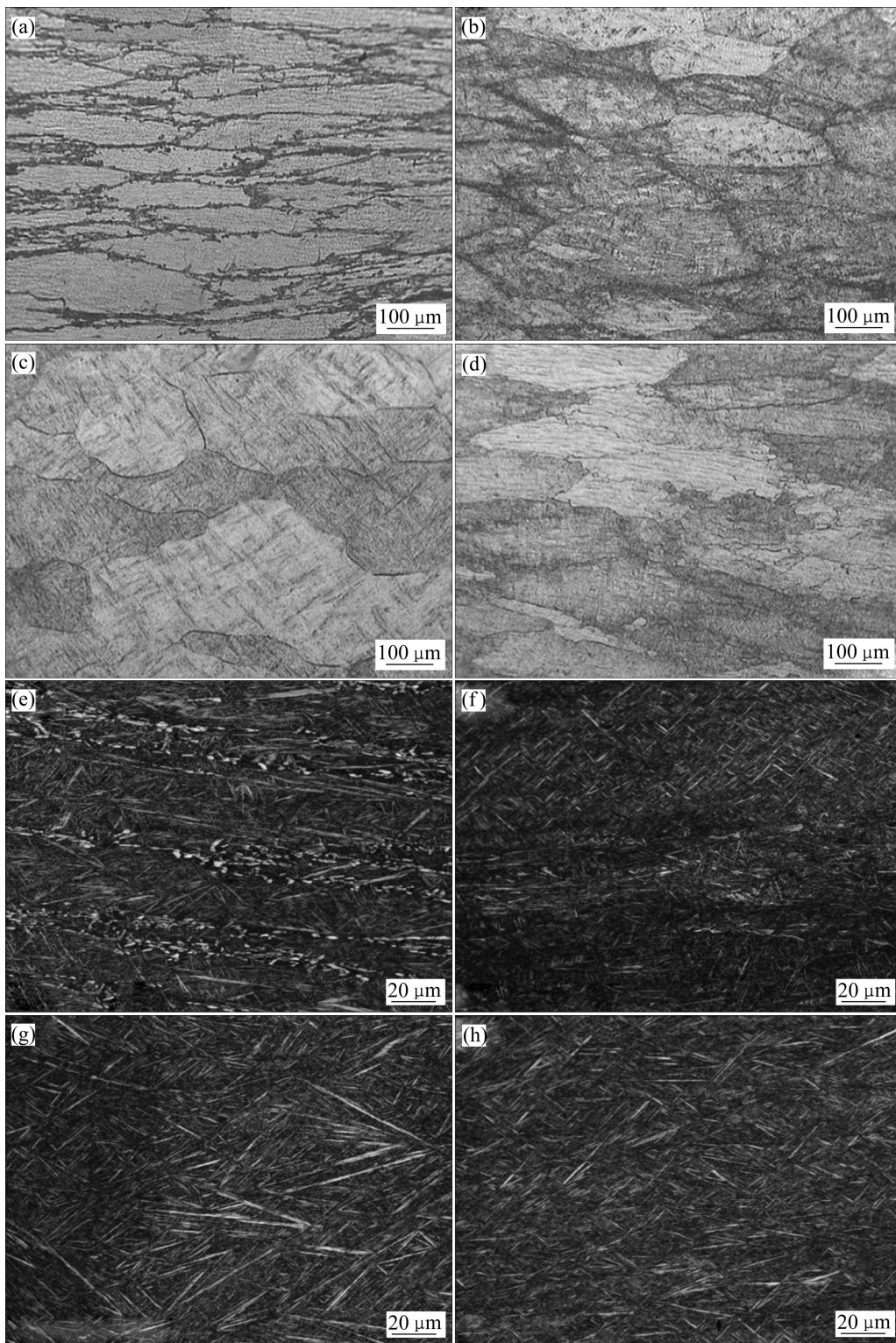


图 2 TA15 钛合金不同变形条件下的显微组织

Fig. 2 Microstructures of TA15 titanium alloy under different hot deformation conditions: (a), (e) 0.01 s^{-1} , $900\text{ }^{\circ}\text{C}$; (b), (f) 1 s^{-1} , $900\text{ }^{\circ}\text{C}$; (c), (g) 0.01 s^{-1} , $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$; (d), (h) 1 s^{-1} , $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$

β 相晶粒构成, 在原始 β 晶界处有少量锯齿状的新生再结晶晶粒, 如图 2(c)和(d)所示。这说明 β 相区变形过程中 TA15 钛合金主要发生了动态回复, 但随着应

变速率的增大, 形变储存能积累较快, 导致少量动态再结晶发生^[1,3]。

通过 EBSD 获得 TA15 钛合金变形后高倍显微组

织, 900 °C(相变点以下)变形的高倍显微组织都由细小针片状 α' 相、 β 相和晶界 α 相组成, 针片状 α' 马氏体截止在原始 β 晶界处, 具有较大的纵横比^[6-7], 如图 2(e)和(f)所示; 1050 °C(相变点以上)变形的 TA15 钛合金高倍显微组织均由针片状 α' 相和 β 相组成, 未出现晶界 α 相, 如图 2(g)和(h)所示。因此, 经 β 相区加热缓冷至相变点以下温度进行热变形是晶界 α 相析出的前提条件, 而较低的应变速率更有利于晶界 α 相晶粒长大, 分析原因主要有两个: 1) 缓冷至相变点以下温度进行热变形时, 进一步发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变, 由于晶界形变储存能较高, α 相最先在此形核, 且原始 β 晶粒发生动态再结晶, 也为晶界 α 相形核提供足够驱动力; 2) 在较低应变速率下进行热变形时, 相变和再结晶时间较长, 促使晶界处析出的 α 相小晶粒长大, 但在原始 β 晶粒的阻碍下, α 相晶粒只是沿着 β 晶界略有长大, 呈短棒状、相互平行。因此, 在相变点以下温度变形时, 低应变速率条件下出现明显的晶界 α 晶粒, 高应变速率条件下进行热变形原始 β 晶界处存在数量众多的细小 α 相小晶粒, 但没有明显长大, 这是由

于形核驱动力较大, 而长大时间较短造成的^[1-2, 8-10]。分别对比高倍显微组织: 应变速率相同, 变形温度更高时, 由于动态回复更充分, 位错密度不断降低, β 转变组织中 α' 针片更粗大; 变形温度相同, 应变速率更低时, 由于变形时间较长, 合金元素充分扩散。同时, 形变 β 晶粒内产生的位错经过动态回复不断消失, 水冷淬火获得的 α' 相针片略有增厚、变长。

2.2 相变分析

经过 β 相区加热不同热变形参数下 TA15 钛合金的 XRD 谱如图 3 所示, 通过与图 1 中原始组织的衍射图谱对比发现: 当前实验条件下, TA15 钛合金 β 相(110)、(200)两个低指数晶面几乎完全消失, 说明经过 β 相区加热完全转变为单一 β 组织, 热变形及水冷淬火后, 合金中 β 相在快冷时不能通过扩散转变成平衡 α 相, 而合金中 β 稳定元素含量又不足以促使发生 $\beta \rightarrow \alpha''$ 相变, 只能通过切变方式形成溶质元素过饱和的 α' 马氏体; 结合高倍显微组织照片分析确定, 组织主要为针片状 α' 马氏体相。在 900 °C 变形的显微组织中

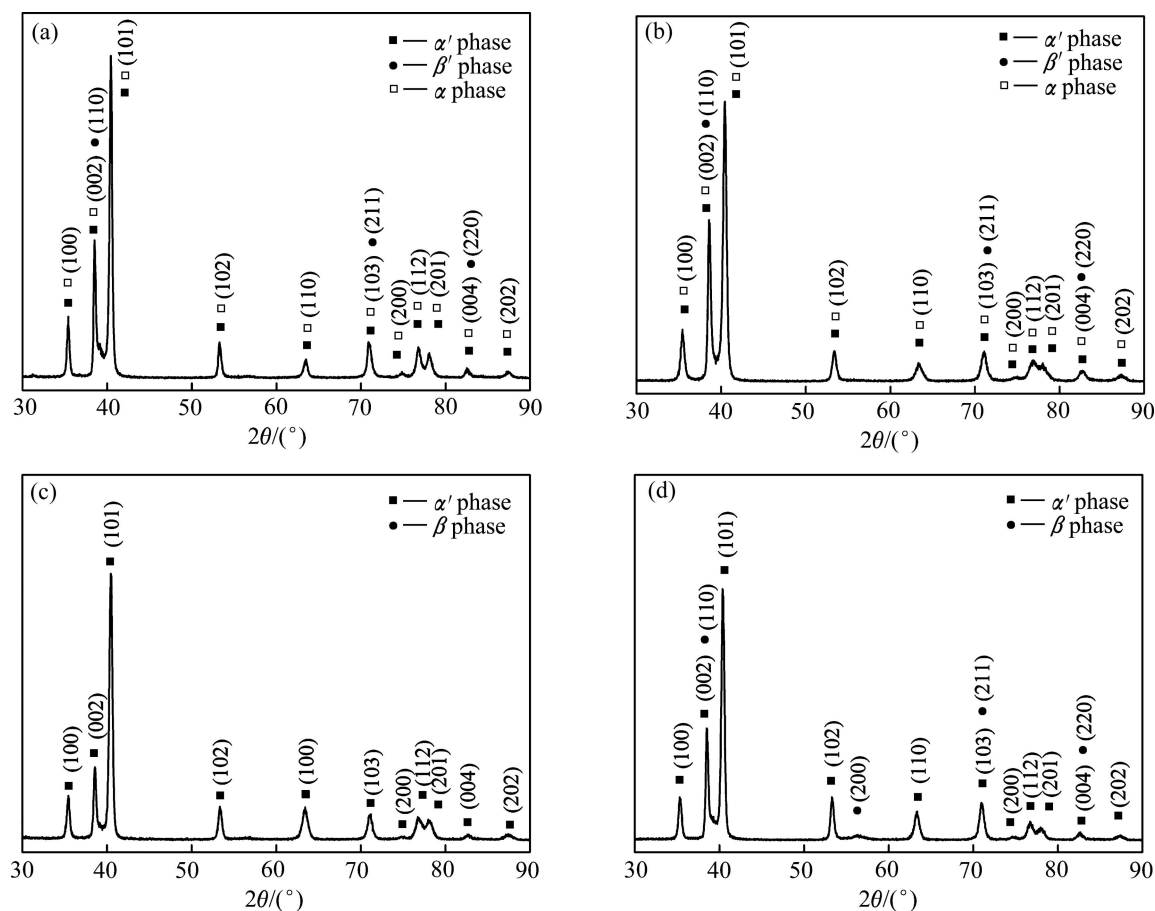


图3 不同热变形条件下 TA15 钛合金的 XRD 谱

Fig. 3 XRD patterns of TA15 titanium alloy under different thermal deformation conditions: (a) 0.01 s⁻¹, 900 °C; (b) 1 s⁻¹, 900 °C; (c) 0.01 s⁻¹, 1050 °C; (d) 1 s⁻¹, 1050 °C

发现了晶界 α 相,但是由于含量较少(XRD 只能分辨析出物含量超过 1%的物相),并且两相的衍射峰几乎重叠,因此,可以认为衍射峰的变化即是 α' 相的变化。衍射峰强度一定程度上还反应了晶粒度的变化,初始试样 $(101)_{\alpha}$ 和 $(002)_{\alpha}$ 晶面衍射峰尖而高,变形后衍射强度明显降低,表明本实验条件下 TA15 钛合金有晶粒细化过程发生^[7, 11-13]。

随着应变速率的提高,合金 α' 相 (101) 晶面的衍射峰明显降低,但是几乎与 β 相 (110) 晶面衍射峰重合的 (002) 衍射峰却有所增高,并且出现了 β 相 (200) 晶面衍射峰,分析可能有两个原因:1) 高应变速率下热变形时间较短,试样内部温升剧烈,部分 β 相能够保留到冷却后的室温组织中;2) 高应变速率下变形,晶粒在 (002) 晶面的滑移减弱,而在 (101) 晶面的滑移系达到临界分切应力率先开动,发生塑性变形使组织细化,并影响变形组织,变形组织影响了衍射峰强度变化。变形温度较高时, α' 相的“三强峰”—— (101) 、 (002) 、 (100) 晶面衍射峰均有所降低,结合高倍显微组织分析,是由于晶粒细化和未析出晶界 α 相造成的。

本研究中 TA15 钛合金衍射图谱中 α' 相的每一个衍射峰,尤其是“三强峰”相对于 α 相标准卡片的衍射峰(图中直线所指)均向高角度方向发生了一定程度偏移,如图 4 所示。分析原因可能有两个:1) β 相在水冷淬火时,通过无扩散切变方式形成 α' 马氏体相;合金中固溶了大量原子半径较小的 Al、V 元素,晶格点阵收缩,晶格常数减小,衍射峰向高角度方向偏移;计算 α' 相的 a 轴和 c 轴长度分别为 0.29243 nm 和 0.4694 nm,相对于标准 α 相的 a 轴(0.29505 nm)和 c 轴(0.46826 nm)长度均发生收缩,轴比 c/a 由 1.569 增加到 1.605;2) 实验样品为块状水淬试样,组织中有残余应力,也可能引起衍射峰发生偏移^[6-7, 14-15]。

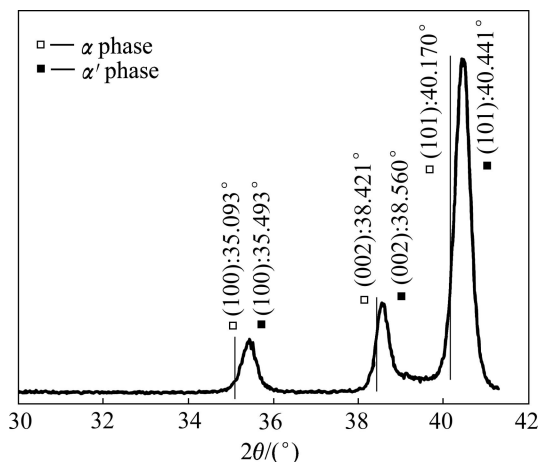


图 4 经过 β 相区加热变形后 TA15 钛合金 XRD 谱
Fig. 4 XRD pattern of TA15 titanium alloy after β phase region heating deformation (0.01 s^{-1} , $1050 \text{ }^{\circ}\text{C}$)

2.3 晶粒取向与晶粒尺寸分析

本实验条件下 TA15 钛合金试样的极图与反极图如图 5 所示。由图 5 可看出,应变速率为 0.01 s^{-1} 、变形温度为 $900 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,大部分晶粒的 c 轴沿着 TD 方向,一部分与压缩方向 RD 成 45° 角关系, $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 平行于 RD 方向,但漫散程度较大,晶粒总体取向性较弱,织构不明显。分别对比图 5(a)和(b)以及(c)和(d)发现,当应变速率由 0.01 s^{-1} 提高到 1 s^{-1} 时, c 轴平行于 TD 方向的取向减弱,但是与压缩方向 RD 成 45° 角关系的取向增强, $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 平行于 RD 方向的取向也得到增强,应变速率提高,晶粒的取向性增强,织构变得明显。对比各极图发现,随着变形温度的提高,显微组织的取向性增强,织构强度增加,呈 $\{0001\}$ 晶粒取向:TD 方向择优取向略有减弱,与压缩方向 RD 成 45° 角关系的取向增强,呈 $\{11\bar{2}0\}$ 晶粒取向:RD 方向择优取向略有减弱,但与压缩方向 RD 成 45° 角关系的晶粒取向增强,漫散程度更加集中。TA15 钛合金经过 β 相区加热形成高温单一 β 相,缓冷至变形温度进行热变形,水冷发生 $\beta \rightarrow \alpha'$ 转变,转变 α' 马氏体相与原始 β 相的晶体取向满足 Burgers 位向关系: $\{0001\}_{\alpha} // \{110\}_{\beta}$ 和 $\{11\bar{2}0\}_{\alpha} // \{111\}_{\beta}$,导致不同热变形参数下 TA15 钛合金晶粒的择优取向类似,但是织构强弱程度不同^[16-21]。从图 5 中反极图可以看出:试样法向 ND 主要沿着 $\langle 0001 \rangle$ 以及 $\langle 0001 \rangle$ 与 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 连线方向存在择优取向。当变形温度提高至 $1050 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 、应变速率提高至 1 s^{-1} 时, $\langle 0001 \rangle$ 与 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 连线之间的织构较强,晶粒的择优取向更为明显。这与文献^[13]研究结果不同,分析原因有两个:1) 经过 β 相区加热形成单一 β 相,缓冷至 $1050 \text{ }^{\circ}\text{C}$,在高应变速率下(1 s^{-1})进行变形时,晶粒在 (002) 晶面的滑移减弱,而在 (101) 晶面上的滑移系达到临界分切应力率先开动发生塑性变形,最终导致变形组织择优取向增强,这在 XRD 谱中也得到了证实;2) 经过 β 相区加热处理,缓冷至 $1050 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 进行变形时, β 晶粒能够充分协调整体变形,转变 α' 马氏体相与原始 β 的晶体取向间又满足 Burgers 位向关系,水冷淬火后组织取向性更强烈,织构特征更加明显^[22-24]。

利用 EBSD 技术获得 β 相区加热不同热变形参数下 TA15 钛合金的晶粒尺寸分布和晶粒取向差分布如图 6 所示。不同热变形参数下显微组织的晶粒尺寸平均都在 $7 \mu\text{m}$ 以内,导致这一现象的主要原因是变形将粗大等轴高温 β 晶粒压扁,甚至破碎,降低了高温等轴 β 晶粒的尺寸,水冷淬火过程中通过切变方式形成针片状 α' 晶粒的尺寸也就随之显著降低,且较低的

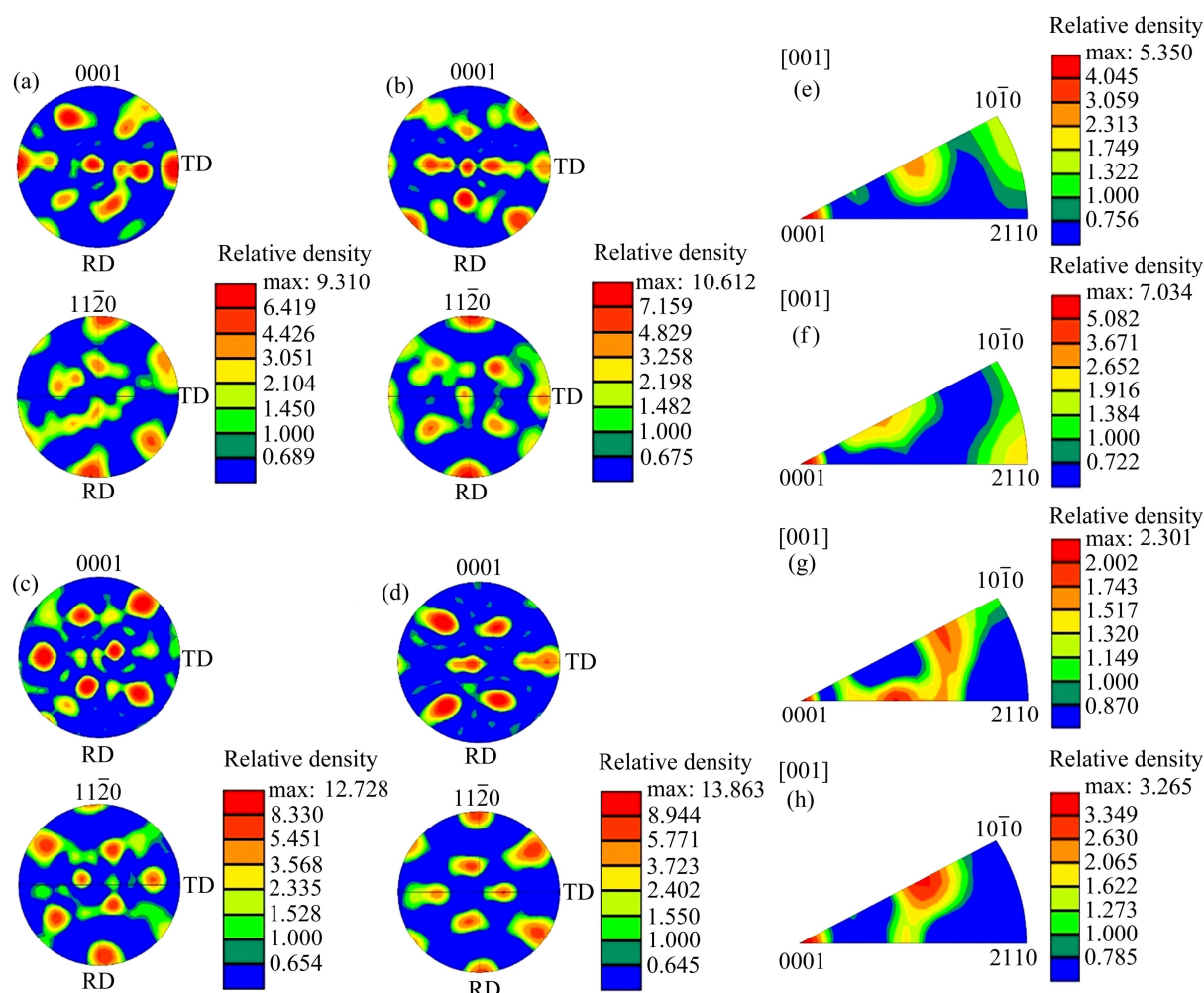


图 5 不同热变形参数下 TA15 钛合金的极图与反极图

Fig. 5 Pole figures and inverse pole figures of TA15 titanium alloy under different thermal deformations parameters: (a), (e) 0.01 s^{-1} , $900 \text{ }^{\circ}\text{C}$; (b), (f) 1 s^{-1} , $900 \text{ }^{\circ}\text{C}$; (c), (g) 0.01 s^{-1} , $1050 \text{ }^{\circ}\text{C}$; (d), (h) 1 s^{-1} , $1050 \text{ }^{\circ}\text{C}$

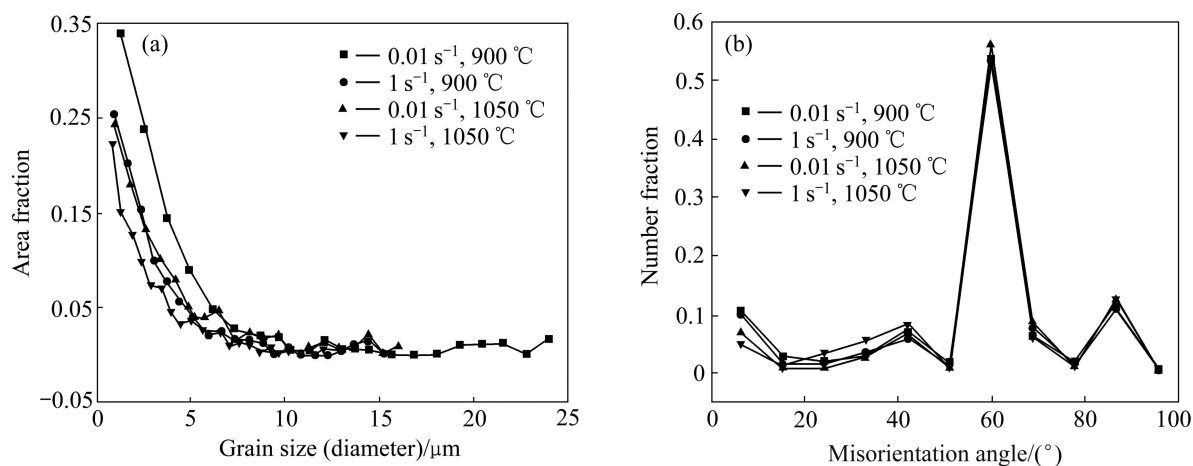


图 6 不同热变形参数下 TA15 钛合金的晶粒尺寸和晶粒取向差分布

Fig. 6 Grain size and misorientation of TA15 titanium alloy under different thermal deformation parameters

变形温度和较高的变形速率容易获得晶粒尺寸更为细小的显微组织。当变形温度为 $900 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 、应变速率为 0.01

s^{-1} 时, 热变形时间较长, 原始 β 晶界处由于相变和动态再结晶而析出的晶界 α 相晶粒明显长大, 导致极少

量大尺寸晶粒出现。同时, 由于较长的变形时间使动态再结晶充分进行, 最终导致晶粒尺寸小于 $5\text{ }\mu\text{m}$ 的晶粒数量也明显高于其他热变形条件。从晶粒取向差分布图发现, 由于热变形后进行水冷淬火, 发生 $\beta \rightarrow \alpha'$ 转变, α' 马氏体晶粒之间的取向差在 10° 、 60° 、 90° 附近出现峰值, 说明 α' 马氏体晶粒继承了母相 β 晶粒的取向差, 这与文献[18]的结论一致。并且不同热变形参数下显微组织的晶粒取向差分布相同, 大小角度晶界比例相差不大, 说明 TA15 钛合金经过 β 相区加热后, 热变形对其显微组织的晶粒取向差影响不大, 在相变点上下变形的动态软化行为及冷却过程中的组织转变方式类似, 导致晶粒取向差分布类似。

3 结论

1) TA15 钛合金经过 β 相区加热不同热变形参数下变形水冷淬火后, 通过切变方式形成 α' 马氏体相, 显微组织主要由被压扁、拉长的原始 β 晶粒转变组织及清晰 β 晶界组成, 相变点以下温度变形出现沿原始 β 晶界分布的晶界 α 相晶粒, 应变速率提高, 晶界 α 相减少; 在相变点以上温度变形时, 晶界 α 相消失; 在高应变速率下变形时, 原始 β 晶粒在晶界处有少量动态再结晶发生; 在较低变形温度和较高应变速率下变形时, 变形的组织较细小。

2) 相变分析发现, TA15 钛合金经过 β 相区加热不同热变形参数下变形水冷淬火后, 通过切变方式形成溶质元素过饱和的 α' 马氏体相中固溶大量 Al、V 元素, 导致晶格点阵收缩、晶格常数减小, 衍射峰向高角度方向偏移; α' 低指数晶面衍射峰均有所降低, 本研究条件下晶粒发生了细化。

3) TA15 钛合金经过 β 相区加热不同热变形参数下变形水冷淬火显微组织的晶粒取向分布类似, 均由原始 β 组织决定, α' 马氏体相与原始 β 的晶体取向间满足 Burgers 位向关系。但是织构强弱程度不同: 随着变形温度和应变速率提高, 材料晶粒取向性增强; 显微组织的晶粒尺寸均在 $7\text{ }\mu\text{m}$ 以内, 转变 α' 马氏体晶粒继承母相 β 晶粒的取向差, α' 晶粒之间的取向差在 10° 、 60° 和 90° 附近出现峰值。

REFERENCES

[1] 唐 泽, 杨 合, 孙志超, 李志燕, 段 桦. TA15 钛合金高温变形微观组织演变分析与数值模拟[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(4): 722-727.

TANG Ze, YANG He, SUN Zhi-chao, LI Zhi-yan, DUAN Hua. Microstructure evolution and numerical simulation of TA15 titanium alloy during hot compressive deformation[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(4): 722-727.

[2] 郜 阳, 孙志超, 杨 合. TA15 钛合金等温近 β 变形行为及微观组织演化[J]. 稀有金属材料与工程, 2013, 42(5): 951-956.

GAO Yang, SUN Zhi-chao, YANG He. Deformation behavior and microstructure evolution of TA15 titanium alloy after isothermal near β deformation[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2013, 42(5): 951-956.

[3] 朱景川, 何 东, 杨夏炜, 刘 勇. TA15 钛合金双重热处理工艺及其微观组织演化的 EBSD 研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2013, 42(2): 382-386.

ZHU Jing-chuan, HE Dong, YANG Xia-wei, LIU Yong. EBSD study on dual heat treatment and microstructure[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2013, 42(2): 382-386.

[4] WU Chuan, YANG He, LI Hong-wei. Substructure evolution of Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V alloy isothermally hot compressed in $\alpha+\beta$ two phase region[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2013, 26(5): 533-544.

[5] SEMIATIN S L, LEHNER T M, MILLER J D, DOHERTY R D, FURRER D U. Alpha/beta heat treatment of a titanium alloy with a nonuniform microstructure[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2007, 38: 910-921.

[6] 张旺峰, 王玉会, 李 艳, 马济民. TA15 钛合金的相变、组织与拉伸性能[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(1): 523-527.

ZHANG Wang-feng, WANG Yu-hui, LI Yan, MA Ji-min. Phase transformation, microstructures and tensile properties of TA15 titanium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(1): 523-527.

[7] 辛社伟, 赵永庆. 钛合金固态相变的归纳与讨论(VI)—阿尔法[J]. 钛工业进展, 2013, 30(4): 1-8.

XIN She-wei, ZHAO Yong-qing. Inductions and discussions of solid state phase transformation of titanium alloy(VI)—Alpha[J]. Titanium Industry Progress, 2013, 30(4): 1-8.

[8] 冯 冉, 寇宏超, 常 辉, 李金山, 薛祥义, 王义红, 周 廉. 固溶处理对一种近 α 钛合金显微组织影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2008, 37(10): 1785-1789.

FENG Ran, KOU Hong-chao, CHANG Hui, LI Jin-shan, XUE Xiang-yi, WANG Yi-hong, ZHON Lian. Influence of solution treatment on microstructure of a near- α titanium alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2008, 37(10): 1785-1789.

[9] KIM J H, SEMIATIN S L, CHONG S L. High-temperature deformation and grain-boundary characteristics of titanium alloys with an equiaxed microstructure[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 485: 601-612.

[10] MARKOVSKY P E, SEMIATIN S L. Tailoring of microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V with local rapid (induction) heat treatment[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528: 3079-3089.

- [11] 宋 淼, 马英杰, 郭 军, 李玉兰, 刘羽寅, 雷家峰. 冷却速率对 Ti-5.8Al-3Mo-1Cr-2Sn-2Zr-1V-0.15Si 合金组织及性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(1): 565–569.
SONG Miao, MA Ying-jie, WU Jun, LI Yu-lan, LIU Yu-lin, LEI Jia-feng. Effect of cooling rate on microstructure and properties of Ti-5.8Al-3Mo-1Cr-2Sn-2Zr-1V-0.15Si alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(1): 565–569.
- [12] HUANG R, HAN Y. Structure evolution and thermal stability of SMAT-derived nanograined layer on Ti-25Nb-3Mo-3Zr-2Sn alloy at elevated temperatures[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 554: 1–11.
- [13] 李成铭, 李 萍, 赵 蒙, 甘国强, 薛克敏. TA15 钛合金的热变形微观组织与织构[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(1): 1–6.
LI Cheng-ming, LI Ping, ZHAO Meng, GAN Guo-qiang, XUE Ke-min. Microstructures and textures of TA15 titanium alloy after hot deformation[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(1): 1–6.
- [14] 张学敏, 赵永庆, 曾卫东, 陈永楠, 张凤英, 田晓东. 置氢处理对 Ti40 合金显微组织及相变的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2012, 41(12): 2219–2222.
ZHANG Xue-min, ZHAO Yong-qing, ZENG Wei-dong, CHEN Yong-nan, ZHANG Feng-ying, TIAN Xiao-dong. Effect of hydrogenation on microstructure and phase transformation of Ti40 alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2012, 41(12): 2219–2222.
- [15] GLAVICIC M G, SEMIATIN S L. X-ray line-broadening investigation of deformation during hot rolling of Ti-6Al-4V with a colony-alpha microstructure[J]. Acta Materialia, 2006, 54: 5337–5347.
- [16] HE D, ZHU J C, LAI Z H, LIU Y, YANG X W. An experimental study of deformation mechanism and microstructure evolution during hot deformation of Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V alloy[J]. Materials and Design, 2013, 46: 38–48.
- [17] KARTHIKEYAN T, DASGUPTA Arup, SAROJA S, KHATIRKA R, VIJAYALAKSHMI M, SAMAJDAR I. Study of texture and microtexture during β to $\beta+\alpha$ transformation in a Ti-5Ta-1.8Nb alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 485: 581–588.
- [18] MIRONOV S, MURZINOVA M, ZHEREBTSOV S, SALISHCHEV G A, SEMIATIN S L. Microstructure evolution during warm working of Ti-6Al-4V with a colony- α microstructure[J]. Acta Materialia, 2009, 57: 2470–2481.
- [19] GEY N, HUMBERT M. Specific analysis of EBSD data to study the texture inheritance due to the $\beta \rightarrow \alpha$ phase transformation[J]. Journal of Materials Science, 2003, 38: 1289–1294.
- [20] SALEM A A, GLAVICIC M G, SEMIATIN S L. The effect of preheat temperature and inter-pass reheating on microstructure and texture evolution during hot rolling of Ti-6Al-4V[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 496: 169–176.
- [21] KIM J H, SEMIATIN S L, YOU H L, CHONG S L. A self-consistent approach for modeling the flow behavior of the alpha and beta phases in Ti-6Al-4V[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2011, 42: 1805–1814.
- [22] GLAVICIC M G, GOETZ R L, BARKER D R, SHEN G, FURRER D, WOODFIELD A, SEMIATIN S L. Modeling of texture evolution during hot forging of alpha/beta titanium alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2007, 39: 887–896.
- [23] SEMIATIN S L, BIELER T R. Effect of texture and slip mode on the anisotropy of plastic flow and flow softening during hot working of Ti-6Al-4V[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2001, 32: 1787–1799.
- [24] UNGAR T, GLAVICIC M G, BALOGH L, NYILAS K, SALEM A A, RIBARIK G, SEMIATIN S L. The use of X-ray diffraction to determine slip and twinning activity in commercial-purity (CP) titanium[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 493: 79–85.

(编辑 李艳红)