

EB 炉熔炼 TC4 钛合金热轧板材的组织性能

赵 帅¹, 肖 寒¹, 秦铁昌², 黄海广^{1,2}, 周荣锋¹, 李志敏²

(1. 昆明理工大学, 云南 昆明 650093)

(2. 云南钛业股份有限公司, 云南 楚雄 651209)

摘 要: 以工业化电子束冷床炉 (EB 炉) 熔炼的 TC4 钛合金扁锭为研究对象, 对其进行热轧变形, 研究单向和换向热轧工艺对 TC4 钛合金板材显微组织与力学性能的影响。结果表明: TC4 钛合金扁锭显微组织为魏氏组织, 经过热轧塑性变形后, 晶界已充分破碎, α 相集束发生扭折、变形和破碎, 且纵横交错分布, 呈网状。随着热轧换向次数的增加, 片状 α 相纵横交错越明显, 降低了其在轧向和横向的各向异性, 换向二次热轧的板材综合性能最优。TC4 钛合金的断裂转变形式为单向热轧 RD 方向的韧性断裂、TD 方向的韧性+准解理混合型断裂→换向一次热轧 RD 方向的韧+脆混合型断裂、TD 方向的韧性+准解理混合型断裂→换向两次热轧的韧性断裂。热轧板材主要是 α -Ti 和 β -Ti 的基体相。单向热轧板材的晶粒在 $\langle 0001 \rangle$ 方向存在择优取向; 换向一次热轧板材的晶粒取向主要介于 $\langle 0001 \rangle$ 和 $\langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ 晶向之间; 换向二次热轧板材晶粒取向向 $\langle 01\bar{1}0 \rangle$ 方向移动, 其晶粒取向介于 $\langle 0001 \rangle$ 和 $\langle 01\bar{1}0 \rangle$ 方向之间。

关键词: 电子束冷床熔炼; TC4 钛合金; 换向热轧; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)12-4053-07

TC4 钛合金是一种 ($\alpha+\beta$) 型钛合金, 具有密度小、比强度高以及耐蚀能力好等一系列优异的综合性能, 在航空航天以及舰船等工业部门获得了广泛的应用^[1-5]。自 20 世纪中期以来, 熔炼钛及钛合金的主要方法是真空自耗电弧熔炼 (vacuum arc remelting, VAR), 而 VAR 熔炼法即便使用三次熔炼也不能从根本上消除钛合金中高低密度夹杂物的冶金缺陷^[6], 且还需经过锻造开坯后进行后续轧制、挤压等深加工获得钛材。20 世纪 80 年代末, 电子束冷床熔炼 (electron beam cold hearth melting, EBCHM) 技术被引入钛合金熔炼中, 该技术可以很好地解决钛及钛合金熔炼过程中的高低密度夹杂等问题, 是实现钛及钛合金材料净化技术的重要途径^[7]。将 EB 炉熔炼的扁锭直接轧制成材, 省去了以往锻造开坯工序, 大大提高了钛合金成材率、缩短了生产周期、降低了生产成本, 是一种高效、短流程和低成本的加工技术。目前, 国内外科研人员对单向轧制与换向轧制工艺对钛合金组织性能的影响已展开了大量研究工作。Gurao^[8]等研究了 β 钛合金单向轧制和多道次换向轧制的显微组织, 发现 2 种工艺下钛合金组织均为轧制流线, 单向轧制时轧制流线基本与轧向平行, 多道次交叉轧制时轧制流线呈

交叉状排列。刘梦莹^[9]等研究了轧制工艺对冷床炉熔炼 TC1 板材显微组织与性能演变的影响, 结果表明单向轧制变形 α 相沿轧向排列比换向轧制更为明显, 且单向轧制和换向轧制后板材均为柱面织构类型, 这导致板材横向屈服强度均明显高于其轧向屈服强度。Song^[10]等研究了热轧温度及轧制方向对 TC4 织构的影响, 发现单向轧制下条状 α 相的方向性要比换向轧制严重, 单向轧制板材屈服强度的各向异性随着热轧温度的降低而降低, 板材各向异性的强度随交叉轧制比率升高而降低。Luo^[11]等研究了热轧 TC4 钛合金力学性能的各向异性, 发现 930 °C 热轧 TC4 钛合金在准静态和动态加载条件均具有显著的力学性能各向异性, 表现为轧向具有最高的塑性, 横向具有最高的静、动态屈服强度, 法向的塑性和强度介于轧向和横向之间。上述工作研究了轧制工艺对钛合金微观组织、织构、各向异性等的影响规律并取得了较好的研究结果, 能为钛合金轧制工艺制定提供参考价值。但是研究材料并不是工业化电子束冷床炉熔炼的 TC4 钛合金铸锭, 致使其研究结果不能直接用于 EB 炉 TC4 钛合金铸锭的轧制工业化应用。

本工作以 EB 炉熔炼的 TC4 钛合金扁锭为研究对

收稿日期: 2018-12-10

基金项目: 云南省重大科技专项计划 (2018ZE002); 国家重点研发计划项目 (2016YFB0301202)

作者简介: 赵 帅, 男, 1993 年生, 硕士, 昆明理工大学材料科学与工程学院, 云南 昆明 650093, 电话: 0871-65136755, E-mail: 910988978@qq.com

象, 不经锻造而直接进行热轧, 研究换向和不换向热轧工艺对板材显微组织和力学性能的影响规律, 以期提出一种高效、短流程和低成本化的钛材加工技术, 为 EB 炉熔炼 TC4 钛合金热加工工艺提供经验和理论指导, 推动我国钛产品应用领域以及拓展钛材应用市场。

1 实验

实验所用 TC4 钛合金为 EB 炉熔炼的扁锭, 实测其化学成分如表 1 所示。DSC 法测得其 β 转变温度为 980 °C。在扁锭中切取 80 mm×70 mm×50 mm 的长方体坯料, 加热至 1000 °C 保温 30 min 后采用两辊可逆式轧机进行轧制, 轧制 6 道次后回炉加热至 910 °C 并保温 5 min 后轧制至厚度 4 mm。单向热轧为沿铸锭拉锭方向将 50 mm 厚的坯料, 经 11 道次热轧至厚度 4 mm。换向一次热轧为沿铸锭拉锭方向热轧 3 道次后, 进行长宽换向后热轧至厚度 4 mm。换向两次热轧为沿铸锭拉锭方向热轧 3 道次长宽换向一次, 再热轧 3 道次后第 2 次长宽换向轧制后热轧至厚度 4 mm。热轧后板材空冷至室温, 切取试样后利用 Nikon ECLIPSE MA200 金相显微镜进行纵、横截面的组织观察, 利用 ZEISS EVO 扫描电镜观察轧制面的组织。在热轧后的板材上切取拉伸试样, 取样方式及尺寸如图 1 所示(轧向 RD、横向 TD 和法向 ND)。在配有 MakroXtens 全自动引伸计的 Zwick/Roll-Z150 电子万能试验机上以 1.8 mm/min 的拉伸速率进行室温单向拉伸实验, 实验结果取 2 个试样的平均值, 并用 ZEISS EVO 扫描电镜分析试样断口形貌。在热轧板材上切取试样, 打磨抛光后在 PANalytical Empyrean X 射线衍射仪上采用 Cu 靶 $K\alpha$ 辐射源进行物相分析, 扫描速率为 10°/min。在

表 1 TC4 钛合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of TC4 titanium alloy ($\omega/\%$)

Ti	Al	V	Fe	C	O	H
Bal.	5.92	4.27	0.07	0.05	0.14	0.004

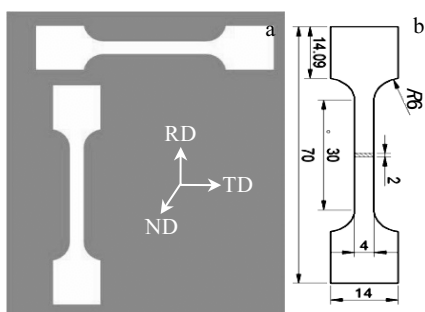


图 1 拉伸试样取样方式及尺寸

Fig.1 Sampling method for tensile specimen (a) and dimensions (b)

配备有 HKL-EBSD 系统的 Hitachi S-3400N 扫描电镜上进行热轧板材的 EBSD 观察。

2 结果与讨论

2.1 TC4 钛合金微观组织

图 2 为 EB 炉熔炼 TC4 钛合金铸锭组织。由图 2a 可知, EB 炉熔炼 TC4 钛合金铸锭的宏观晶粒很粗大, 典型的粗大树枝晶, 肉眼可见, 约十几个毫米, 且有明显的晶界。TC4 钛合金铸锭微观组织为典型的魏氏组织, 原始 β 晶界上分布着清晰的 α 相, β 晶界内分布着片状的 α 相集束且片状 α 相间被 β 相隔开, 如图 2b 所示。

图 3 为单向热轧 TC4 钛合金显微组织, 主要由大量的片状 α 相以及少量 β 相构成。由图 3a 可知, 单向热轧板材纵截面组织呈现出典型的加工态, 具有显著的轧制流线, 片状拉长的 α 相(灰白色)具有一定的方向性, 沿轧向成集束分布, 还有少许等轴 α 相弥散分布其中。由于板材热轧减薄变形过程中的金属塑性流动“各向异性”特点, $\alpha+\beta$ 两相区的热变形是一个动态再结晶过程。其组织中弥散分布着等轴 α 相, 表明在热轧过程中部分区域发生了动态再结晶。由图 3b 可知, 横截面主要是纵横交错的片状 α 相和其间分布的片状 β 相(灰黑色)组织。由图 3c 轧制面的扫描电镜组织可知, 灰黑色颗粒为初生 α 相, 灰白色颗粒为

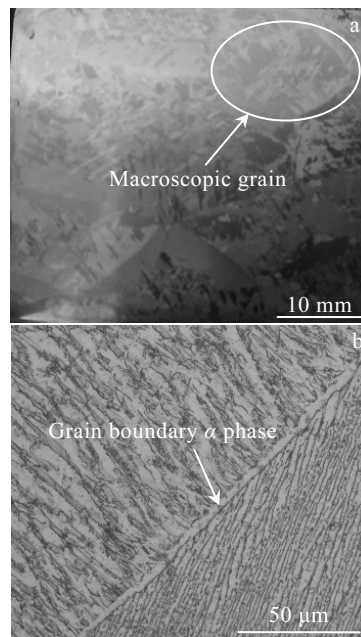


图 2 EB 炉熔炼 TC4 钛合金铸锭的宏观组织和微观组织

Fig.2 Macrostructure (a) and microstructure (b) of TC4 titanium alloy billet melted by EB furnace

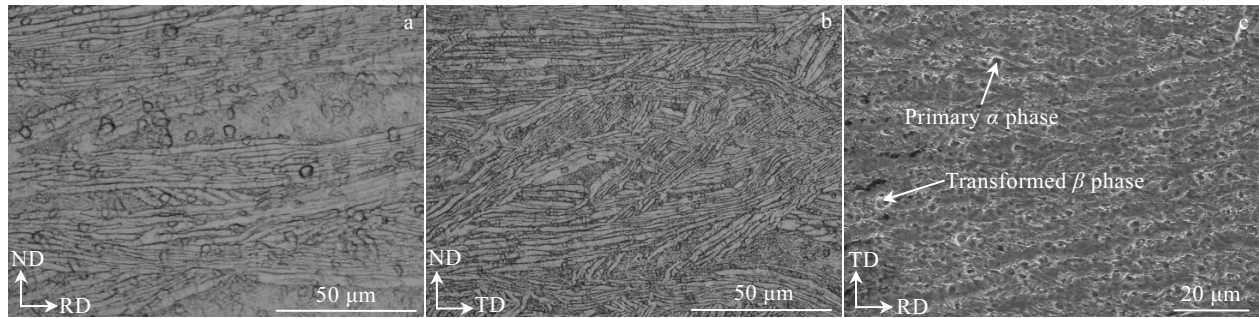


图 3 单向热轧 TC4 钛合金显微组织的纵截面、横截面和轧制面 SEM 照片

Fig.3 Microstructures of unidirectional hot-rolled TC4 titanium alloy: (a) longitudinal section, (b) cross section, and (c) rolled section

热轧板材冷却形成的转变 β 相。因 TC4 钛合金在 1000 °C 热轧变形, 其原始 β 晶粒得到了充分破碎, β 晶界基本清晰可见, β 相沿轧向呈现一定的方向性分布, 在其晶界上析出了 α 相。热轧变形后该合金板材有加工硬化, 并伴随着回复再结晶, 使组织有长大的趋势。

图 4 为换向一次热轧 TC4 钛合金显微组织, 其组织也是由大量的片状 α 相以及少量 β 相构成。此外, 还有少许再结晶形成的等轴 α 相弥散分布其中。由图 4a 和 4b 可知, 换向一次热轧板材纵、截面组织轧制流线明显减少, 片状 α 相集束交叉排列且片状 α 相组织较粗大, 等轴 α 相弥散分布其中; 横截面组织的片状 α 相集束纵横交错分布, 相较于单向热轧板材的横截面组织, 其片状 α 相纵横交错程度较低。由图 4c 扫描电镜照片可知, 其转变 β 相和等轴初生 α 相较少, β 晶界较少且不清晰。

图 5 为换向二次热轧 TC4 钛合金显微组织, 其组织由大量纵横交错分布的片状 α 相以及少量的 β 相构成。此外, 还有少量再结晶的等轴 α 相弥散分布其中。由图 5a 和 5b 可知, 换向两次热轧板材纵、横截面片状 α 相集束交叉排列分布更多, 且片状 α 相厚度较小。

而且, 纵、横截面的组织相近, 片状 α 相集束交叉分布程度基本相同。由图 5c 可知, 相较于单向和换向一次扫描电镜组织, 换向二次轧制面扫描电镜组织初生的等轴 α 相较多, 且转变 β 相也较多, β 晶界清晰可见。此外, 从中还可以看出片状 α 相纵横交错分布, 片状 β 相分布其中。

综上所述, 随着换向次数增加, 片状 α 相热轧变形后发生了弯曲、扭折、断裂, 纵、横截面的片状 α 相组织交叉越来越多, 许多再结晶生成的等轴 α 相弥散分布其中。由图 3、4 和 5 可知, 相较于图 2, 片状 α 相集束尺寸以及片状 α 相厚度较铸态明显减小, 单向热轧变形 α 相集束沿轧向排列比换向一次和两次热轧更为明显, 根据板材热轧塑性变形及受力特点, 有些位向的 α 晶粒沿轧制方向发生挤压拉长, α 片状排列更加紧密, 片状厚度明显减小。此外, 随着热轧变形的进行, 并伴随着回复再结晶的过程, 显微组织有长大的趋势。

2.2 热轧 TC4 钛合金力学性能

通常, 轧制态金属具有较明显的各向异性, 而织构、纤维组织、片状集束及亚结构是导致热轧态 TC4

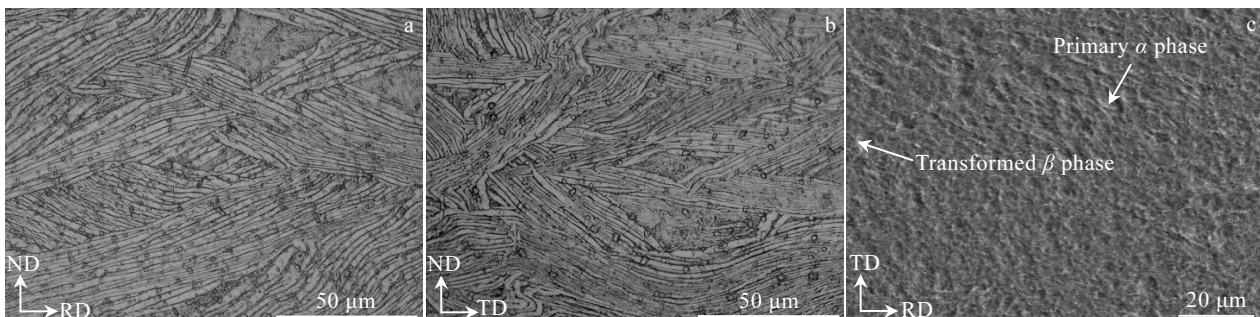


图 4 换向一次热轧 TC4 钛合金显微组织的纵截面、横截面和轧制面 SEM 照片

Fig.4 Microstructures of reversing once hot-rolled TC4 titanium alloy: (a) longitudinal section, (b) cross section, and (c) rolled section

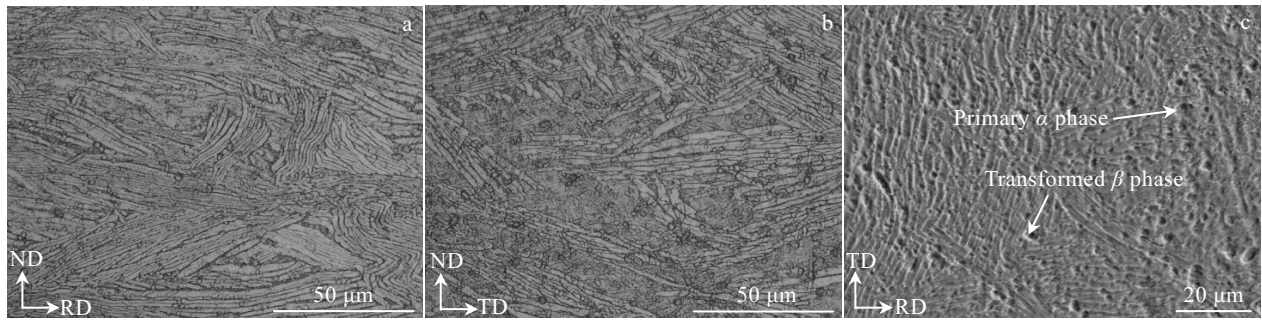


图 5 换向二次热轧 TC4 钛合金显微组织的纵截面、横截面和轧制面 SEM 照片

Fig.5 Microstructures of reversing secondary hot-rolled TC4 titanium alloy: (a) longitudinal section, (b) cross section, and (c) rolled section

钛合金板材力学性能各向异性的原因^[12,13]。对热轧后的 TC4 钛合金板材进行 RD、TD 2 个方向的室温单向拉伸试验，其室温力学性能如图 6 所示。由图 6 可知，单向热轧板材除了其 RD 方向屈服强度较差，其余性能都较好，RD、TD 方向抗拉强度、屈服强度以及伸长率分别为 911.3 和 932.9 MPa，794.9 和 893.9 MPa 以及 12.7%和 8.7%。在 RD、TD 2 个方向上分别相差 21.6 MPa、99 MPa 和 4.0%。换向一次热轧板材，其强度和伸长率都较差，RD、TD 方向的抗拉强度、屈服强度以及伸长率分别为 880.0 和 921.5 MPa，777.0 和 864.1 MPa 以及 7.7%和 6.8%。在 RD、TD 2 个方向上分别相差 41.5 MPa、87.1 MPa 和 0.9%。换向两次热轧板材其综合性能最优，RD、TD 方向的抗拉强度、屈服强度以及伸长率分别为 912.7 和 941.5 MPa，792.1 和 884.3 MPa 以及 11.2%和 9.4%。在 RD、TD 2 个方向上分别相差 28.8 MPa、92.2 MPa 和 1.8%。此外，换向二次热轧板材性能较单向热轧板材性能有所提

高，RD、TD 方向的抗拉强度分别提高 1.4 和 8.6 MPa，屈服强度变化不明显，伸长率较单向热轧 RD、TD 方向差值降低了 2.2%。热轧板材 RD 方向的抗拉强度和屈服强度都低于 TD 方向的强度，RD 方向伸长率都高于 TD 方向的伸长率，且换向一次热轧板材的伸长率最低，其原因是 RD 方向片状 α 相组织比 TD 方向的纵横交错分布程度更小，所以其强度较低、伸长率较高。换向两次热轧板材在 RD、TD 2 个方向抗拉强度、屈服强度高于其他热轧板材强度，且伸长率在 RD、TD 方向相差最小，且伸长率较高，综合性能最好；单向热轧板材次之，换向一次热轧板材最差。

2.3 TC4 钛合金拉伸断口

图 7 为 TC4 钛合金拉伸试样断裂宏观形貌。由图 7 可知，不同热轧方案板材的拉伸试样均出现不同程度的颈缩。单向和换向二次热轧板材 RD 方向拉伸试样断面与拉伸应力方向呈约 45°夹角，且断面较平滑，其伸长率最大。单向热轧板材拉伸试样 TD 方向虽颈缩较大，但其断面不平滑，伸长率较大。换向二

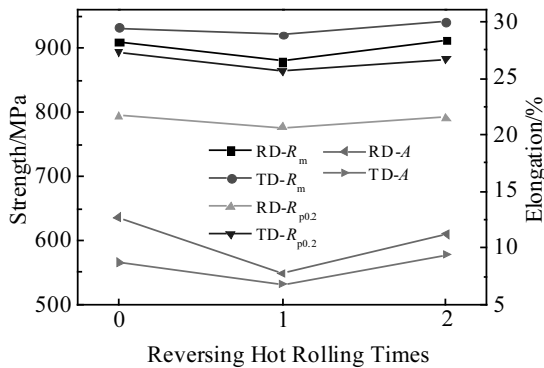


图 6 TC4 钛合金室温力学性能

Fig.6 Room temperature mechanical properties of TC4 titanium alloy

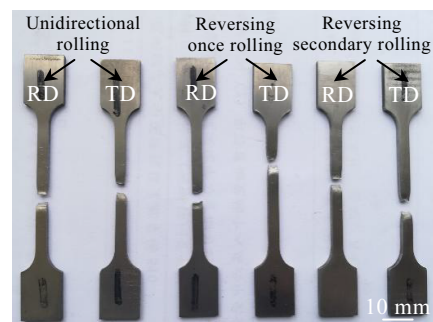


图 7 TC4 钛合金拉伸试样断裂宏观形貌

Fig.7 Fracture morphologies of TC4 titanium alloy tensile specimens

次热轧板材拉伸试样 TD 方向断口接近标距, 致使其测得的伸长率较实际值偏小。换向一次热轧板材 RD 方向拉伸试样断面颈缩程度小且断面不平滑规则, 断面与拉伸应力方向近似垂直, 延伸率低, 塑性较差; TD 方向颈缩程度较大, 之所以测得其伸长率最低, 可能是因其断口接近标距位置, 试样的塑性变形在标距外也有发生。

为了研究不同热轧方式板材拉伸试样的断裂机制, 对其断口进行了扫描电镜分析。TC4 钛合金热轧板材拉伸试样 RD、TD 方向室温断口形貌 (宏观和微观断口形貌) 如图 8 所示。由图 8 可知, 不同热轧方式的 TC4 钛合金板材, 断口均由大小不等的韧窝组成, 表明其断裂方式均为穿晶断裂。韧窝是在外力作用位错的运动导致显微空洞形成与长大造成的, 其大小和深度受材料塑性、内部夹杂和第二相颗粒大小的影响, 若材料的塑性较差, 则形成的韧窝深度浅、尺寸小, 而塑性好的材料则可以形成大而深的韧窝^[14]。图 8 中的断口表面韧窝分为宽大韧窝和细小韧窝两类。宽大韧窝由等轴 α 晶粒或 α 束域断裂形成; 细小韧窝由片状 α 晶粒或 β 晶粒断裂形成^[15]。

由图 8a 可知, 单向热轧板材 RD 方向拉伸试样宏观断口断面平整光滑, 呈暗灰色纤维状, 其微观形貌有大量大小不均匀的较浅韧窝, 且韧窝的形状呈现一定的等轴状。由图 8b 可知, 单向热轧板材 TD 方向拉

伸试样宏观断口断面不平滑, 有一定程度的颈缩, 其微观断口韧窝数量比 RD 方向少, 而且有宽大韧窝且深度增加, 此外, 还有撕裂棱和解理状的小平面。由图 8c 可知, 换向一次热轧板材 RD 方向拉伸试样宏观断口断面不平整, 微观断口中韧窝数量少且较小, 所以其塑性较差。由图 8d 可知, 换向一次热轧板材 TD 方向拉伸试样的宏观断口断面凹凸不平, 其微观断口中有较少且浅的韧窝, 一些撕裂棱和解理状小平面分布其中, 表现出准解理特征。由图 8e 和 8f 可知, 换向二次热轧板材 RD、TD 方向拉伸试样宏观断口断面平整光滑, 有较大程度的颈缩发生, 其微观断口韧窝数量较多, 且 2 个方向的拉伸断口差别不大。此外, 换向两次热轧板材的断口韧窝数量增加且深度较深, 在大韧窝内包含着些许的小韧窝, 表现为典型的塑性断裂特征。综上所述, 随着热轧换向次数的增加, TC4 钛合金的断裂转变形式为单向热轧 RD 方向的韧性断裂、TD 方向的韧性+准解理混合型断裂→换向一次热轧 RD 方向的韧+脆混合型断裂、TD 方向的韧性+准解理混合型断裂→换向两次热轧的韧性断裂。

2.4 TC4 钛合金物相和 IPF 图

图 9 为 TC4 钛合金热轧试样 XRD 结果。由于六方马氏体 α' 与等轴 α 相的衍射峰完全重合, 所以 α' 的出现和消失要结合金相形貌来确定^[16]。由图 9 可知, 3 种不同热轧方式板材的物相主要是 α/α' -Ti 和 β -Ti 的

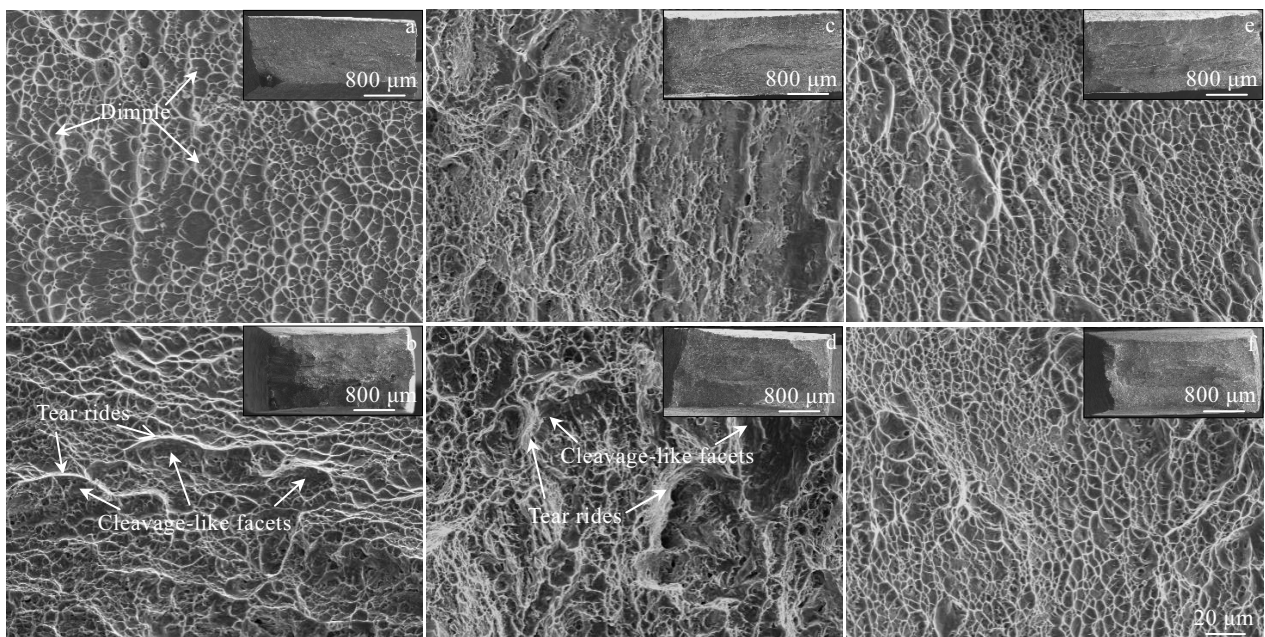


图 8 TC4 钛合金拉伸试样断口形貌

Fig.8 Fracture morphologies of TC4 titanium alloy tensile specimens in RD (a, c, e) and TD (b, d, f): (a, b) unidirectional hot rolling, (c, d) reversing once hot rolling, and (e, f) reversing secondary hot rolling

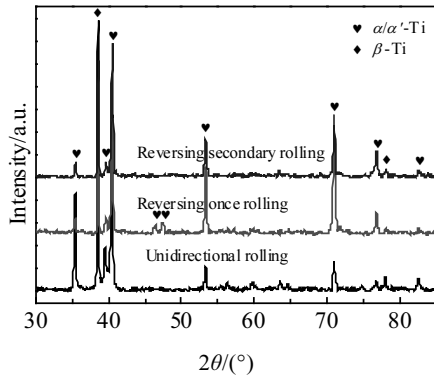


图 9 TC4 钛合金热轧试样的 XRD 图谱

Fig.9 XRD patterns of the hot-rolled TC4 titanium alloy samples

基体相。对比各峰的衍射强度，单向热轧板材在 38.6° 的 β 相衍射强度最高。换向一次热轧板材在 71.1° 的 α/α' 相衍射峰最高。换向二次热轧板材在 40.5° 的 α/α' 相衍射峰最高。随着热轧换向次数的增多，其 XRD 测得的最高衍射峰强度不同，其可能的原因是换向热轧次数不同，轧制后晶粒生长趋向于沿着轧制的方向；或因板材冷却过快，产生的热应力，进而导致晶粒产生不同取向。

为了分析不同热轧方式 TC4 钛合金板材晶粒取向是否存在择优取向，进行了 EBSD 测试，得出了晶粒取向的 IPF 图 (inverse pole figure map)，如图 10 所示。同一颜色表示晶粒的取向相同。由图 10a 可知，单向热轧板材的 IPF 图中主要是红色，晶粒在 $\langle 0001 \rangle$ 方向

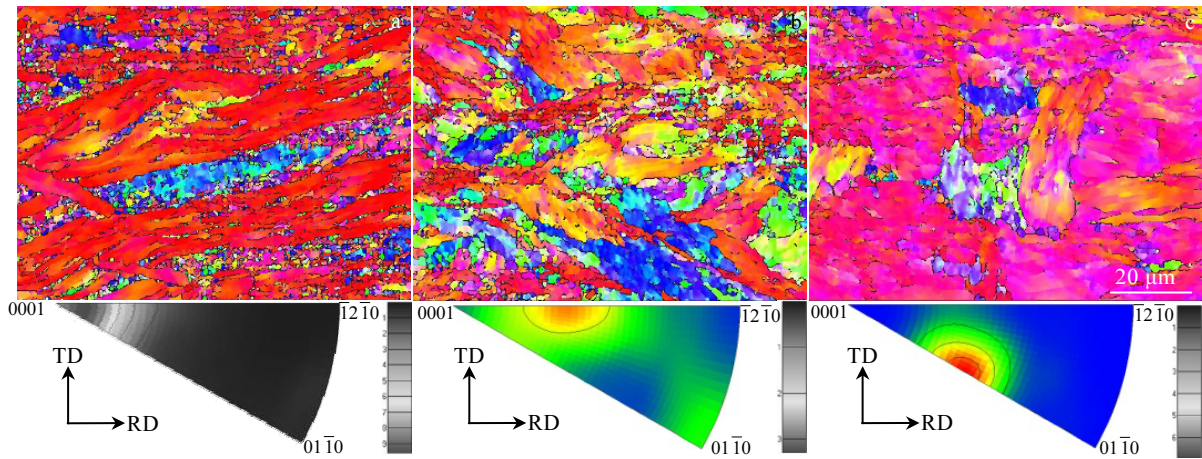


图 10 TC4 钛合金板材的 IPF 图

Fig.10 IPF maps of TC4 titanium alloy sheets: (a) unidirectional hot rolling, (b) reversing once hot rolling, and (c) reversing secondary hot rolling

存在择优取向，表明其各向异性较严重。由图 10b 可知，换向一次热轧板材的 IPF 图颜色分布较均匀，晶粒的择优取向不明显，晶粒取向主要介于 $\langle 0001 \rangle$ 和 $\langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ 晶向之间。由图 10c 可知，随着换向次数的继续增多，换向二次热轧板材晶粒取向向 $\langle 01\bar{1}0 \rangle$ 方向移动，其晶粒取向介于 $\langle 0001 \rangle$ 和 $\langle 01\bar{1}0 \rangle$ 方向之间。

3 结 论

1) EB 炉熔炼 TC4 钛合金扁锭为魏氏组织，经过换向热轧，成功制得了性能较优的 TC4 钛合金板材，其组织显著细化，晶界充分破碎，片状 α 相纵横交错分布且排列更加紧密， α 片状厚度以及 α 集束尺寸明显减小。

2) EB 炉熔炼 TC4 钛合金多道次热轧后，换向二次热轧板材综合性能最好，单向热轧的次之，换向一

次的最差。随着热轧换向次数的增加，换向二次热轧板材较单向热轧板材性能有所提高，RD、TD 方向抗拉强度分别提高 1.4 和 8.6 MPa，屈服强度变化不明显，伸长率较单向热轧 RD、TD 方向差值降低了 2.2%；较换向一次热轧板材，各项性能都较好。

3) 随着热轧换向次数的增加，TC4 钛合金断裂形式为单向热轧 RD 方向的韧性断裂、TD 方向的韧性+准解理混合型断裂→换向一次热轧 RD 方向的韧+脆混合型断裂、TD 方向的韧性+准解理混合型断裂→换向两次热轧的韧性断裂。

4) 热轧 TC4 钛合金板材物相主要是 α -Ti 和 β -Ti 的基体相。随着热轧换向次数增多，晶粒在不同方向存在择优取向。单向热轧板材晶粒在 $\langle 0001 \rangle$ 方向存在择优取向；换向一次热轧板材晶粒取向主要介于 $\langle 0001 \rangle$ 和 $\langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ 晶向之间；换向二次热轧板材晶粒取

向 $\langle 01\bar{1}0 \rangle$ 方向移动, 其晶粒取向介于 $\langle 0001 \rangle$ 和 $\langle 01\bar{1}0 \rangle$ 方向之间。

参考文献 References

- [1] Tian Yuxing(田宇兴), Li Shujun(李述军), Hao Yulin(郝玉琳) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2012, 48(7): 837
- [2] Luo Yumeng, Liu Jinxu, Li Shukui et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2018, 47(5): 1333
- [3] Huo Dongmei(霍咚梅), Li Shukui(李树奎), Fan Qunbo(范群波). *Rate Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(3): 457
- [4] Wang Dingchun(王鼎春). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(S1): 958
- [5] Ding Hui(丁 辉), Cao Zhanyuan(曹占元), Shi Yaming(史亚鸣) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2015, 25(9): 2396
- [6] Mitchell A. *Materials Science and Engineering A*[J], 1999, 263(2): 217
- [7] Liu Qianli(刘千里), Li Xiangming(李向明), Geng Naitao(耿乃涛) et al. *Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2017, 37(3): 244
- [8] Gurao N P, Ashkar A A, Suwas S. *Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 504(1-2): 24
- [9] Liu Mengying(刘梦莹), Chang Hai(常 海), Xu Feng(徐 锋) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2015, 51(3): 341
- [10] Song J H, Hong K J, Ha T K et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 449-451: 144
- [11] Luo Yumeng, Liu Jinxu, Li Shukui et al. *Rate Metal Materials and Engineering*[J], 2014, 43(11): 2692
- [12] Zhu Z S, Liu R Y, Yan M G et al. *Journal of Materials Science*[J], 1997, 32(19): 5163
- [13] Nasiri-Abarbekoh H, Ekrami A, Ziaei-Moayyed A A et al. *Materials & Design*[J], 2012, 34: 268
- [14] You Zhenping(尤振平), Hui Xiaosong(惠晓松), Ye Wenjun(叶文君) et al. *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2012, 36(1): 31
- [15] Gong Xuhui(宫旭辉), Wang Yu(王 宇), Xia Yuanming(夏源明) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(4): 647
- [16] Kim H M, Miyaji F, Kokubo T et al. *Journal of Materials Science: Materials in Medicine*[J], 1997, 8(6): 341

Microstructure and Properties of TC4 Titanium Alloy Hot-Rolled Sheet by Electron Beam Cold Bed Furnace Melting

Zhao Shuai¹, Xiao Han¹, Qin Tiechang², Huang Haiguang^{1,2}, Zhou Rongfeng¹, Li Zhimin²

(1. Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, China)

(2. Yunnan Titanium Industry Co. Ltd, Chuxiong 651209, China)

Abstract: The effects of unidirectional and reversal hot rolling on the microstructure and mechanical properties of TC4 titanium alloy ingot melted by electron beam cold bed furnace were studied. The results show that the microstructure of TC4 titanium alloy slab is Widmannstatten structure. After hot rolling plastic deformation, the grain boundary is fully broken, and the α phase bundle is twisted, deformed and broken, and it is criss-crossed and distributed in a basket shape. With the increase of the number of reversing hot rolling, the lath-like α phase cross-section is more obvious, which reduces the anisotropy in the rolling direction and the transverse direction, and the comprehensive performance of the reversing secondary hot-rolled sheet is optimal. The fracture transformation forms of TC4 titanium alloy are unidirectional hot-rolled RD ductile fracture and TD ductile+quasi-cleavage mixed fracture, reversed one-time hot-rolled RD ductile+brittle mixed fracture and TD ductile+quasi-cleavage mixed fracture, reversed two-time hot-rolled ductile fracture. The hot-rolled sheet is mainly a matrix phase of α -Ti and β -Ti. The grain orientation of the unidirectional hot-rolled sheet has a preferred orientation in the $\langle 0001 \rangle$ direction; the grain orientation of the reversing once hot-rolled sheet is mainly between $\langle 0001 \rangle$ and $\langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ crystal orientation; the grain orientation of the reversing secondary hot-rolled sheet moves toward $\langle 01\bar{1}0 \rangle$, and its grain orientation is between $\langle 0001 \rangle$ and $\langle 01\bar{1}0 \rangle$.

Key words: electron beam cold bed melting; TC4 titanium alloy; reversing hot rolling; microstructure; mechanical properties