



轧制火次对EB熔炼TC4钛合金 显微组织、织构和力学性能的影响

王 伟^{1,2}, 宫鹏辉¹, 史亚鸣², 张浩泽^{2,3}, 张晓锋², 王快社¹

(1. 西安建筑科技大学 冶金工程学院, 西安 710055;

2. 云南钛业股份有限公司, 楚雄 651209;

3. 昆明理工大学 材料科学与工程学院, 昆明 650093)

摘 要: 本文研究了轧制火次对电子束冷床(EB)熔炼TC4钛合金显微组织、织构和力学性能的影响。结果表明: 随着轧制火次的增加, 原始铸态试样中粗大晶粒被破碎, 晶粒逐渐等轴化, 形成大量细小的等轴 α 相, 小角度晶界(LAGBs)逐渐增加; 相比于一火次轧制变形, 三火次轧制变形后LAGBs提高35.1%, 位错密度逐渐增加。轧制过程中钛合金 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变发生了变体选择。一火次轧制后形成T型织构, 柱面 $\langle a \rangle$ 滑移优先开动, 随着轧制火次的增加, 织构类型发生转变。三火次轧制后, 试样的抗拉强度和塑性显著提高, 与铸态试样相比, RD与TD方向室温与400℃抗拉强度分别增加271 MPa、189 MPa和300 MPa、402 MPa, 断后伸长率分别增加7.4%、15.3%和7.6%、4%。RD与TD方向室温断裂机制分别从准解理断裂和脆性断裂逐渐转变为微孔聚集型断裂。

关键词: TC4钛合金; 电子束冷床熔炼; 显微组织; 微观织构; 力学性能

文章编号: 1004-0609(2022)-09-2595-14

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

引文格式: 王 伟, 宫鹏辉, 史亚鸣, 等. 轧制火次对EB熔炼TC4钛合金显微组织、织构和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(9): 2595–2608. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42301

WANG Wei, GONG Peng-hui, SHI Ya-ming, et al. Influence of hot rolling process on microstructure, microtexture and mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy fabricated by electron beam cold hearth melting[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(9): 2595–2608. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42301

随着钛合金生产技术和应用领域的不断拓展, 各领域对钛合金铸锭提出的质量要求越来越严苛。化学成分无偏析、组织均匀、高低密度夹杂少的大规格优质钛合金铸锭是后续加工成优质的、性能稳定的钛材的基础。传统的真空自耗电弧熔炼(Vacuum arc remelting, VAR)无法彻底消除钛合金铸锭中的高、低密度夹杂物, 容易出现夹杂及成分偏析等冶金缺陷。电子束冷床(Electron beam cold hearth melting, EB)熔炼采用冷床将熔化、精炼和结

晶过程分开, 可以有效地去除高密度、低密度夹杂物^[1-3]。目前, 国外EB熔炼钛合金技术已趋于成熟, 美国已将EB熔炼技术纳入航空结构件等用钛合金材料必须采用的方法^[4]。但国内钛合金EB熔炼仍处于起步阶段, 钛合金熔炼仍依赖传统的VAR熔炼。目前, 国内关于EB熔炼工艺及熔炼过程中元素挥发的研究报道较多, 但关于EB熔炼钛合金铸锭的后续塑性加工过程关注较少。

TC4钛合金属于 $\alpha+\beta$ 两相钛合金, 具有低密

基金项目: 中国博士后科学基金资助项目(2019M653571); 国家自然科学基金资助项目(51975450)

收稿日期: 2021-09-08; 修订日期: 2021-10-25

通信作者: 王 伟, 副教授, 博士; 电话: 13609264618; E-mail: gackmol@163.com

度、高比强、良好的耐蚀性和优异的综合力学性能,广泛应用于航空航天、船舶、军工、能源、生物医学等领域^[5-8]。其中,钛合金应用领域中应用最为广泛的是板材,其消耗量占钛合金总消耗量的50%以上^[9]。然而TC4钛合金比热容小、导热性差、变形抗力大,在轧制过程中容易受热不均匀、局部温升严重,最终导致变形不均匀,从而容易产生裂纹等缺陷,降低了钛合金板材质量。赵帅等^[10]研究了单向和换向热轧对EB炉熔炼TC4钛合金板显微组织和力学性能的影响,发现随着换向次数的增加,板材的各向异性降低,且换向两次轧制板材综合性能最优。唐增辉等^[11]研究了EB炉熔炼TC4钛合金在直轧、直拔和墩拔三种状态下的组合和力学性能,发现随着变形增加,TC4钛合金中组织差异性减小,但力学性能差异增加。AHMADIAN等^[12]研究了Ti-6Al-4V轧制过程中初始 α 相取向对力学性能的影响,发现屈服应力取决于 α 片层厚度和初始 α 晶体取向。目前的研究主要集中在VAR熔炼钛合金组织、织构及力学性能方面,以及EB熔炼TC4钛合金轧制工艺对显微组织和力学性能的影响,而EB熔炼TC4钛合金热轧过程中的显微组织、微观织构及力学性能之间的联系尚不明确。

因此,开展EB炉熔炼TC4钛合金大规格扁锭热轧工艺研究是实现免锻直轧大规格TC4钛合金铸锭成功应用的前提。本文采用EB炉熔炼TC4钛合金扁锭为原材料,研究了轧制火次对TC4钛合金显微组织、微观织构及力学性能的影响规律,为EB

炉熔炼TC4钛合金的实际热轧工艺提供经验和理论支撑。

1 实验

实验采用EB炉熔炼TC4钛合金扁锭为原材料,通过连续升温金相法测得其相转变温度为 $(995\pm 5)^\circ\text{C}$ 。原始扁锭规格为 $880\text{ mm}\times 1248\text{ mm}\times 201\text{ mm}$ 。EB熔炼TC4扁锭化学成分如表1所示。图1所示为EB炉熔炼TC4钛合金初始显微组织,初始显微组织宏观上表现为粗大的树枝晶(见图1(a)),晶粒尺寸约为 $8\sim 25\text{ mm}$ 。微观组织为典型的魏氏组织,存在明显的 β 晶界,粗大的 β 晶粒内为 α 集束(见图1(b))。

一火次开坯轧制变形在 $\alpha+\beta$ 两相区进行,轧制方向沿扁锭长度方向,轧制变形量为60%,随后冷却至室温;将试样加热到两相区进行第二火次轧制变形,方向与第一火次轧制方向垂直,轧制变形量为69%,累加变形量为87.5%,随后冷却至室温;第三火次轧制变形方向与第二火次轧制变形方向一致,轧制变形量为68%,累积变形量为96%,轧制工艺示意如图2所示。

不同火次轧制变形后在RD-ND面取金相试样,

表1 TC4钛合金扁锭化学成分

Table 1 Chemical composition of as-cast ingot of Ti-6Al-4V alloy (mass fraction, %)

Al	V	Fe	Ti
6.59	4.77	0.035	Bal.

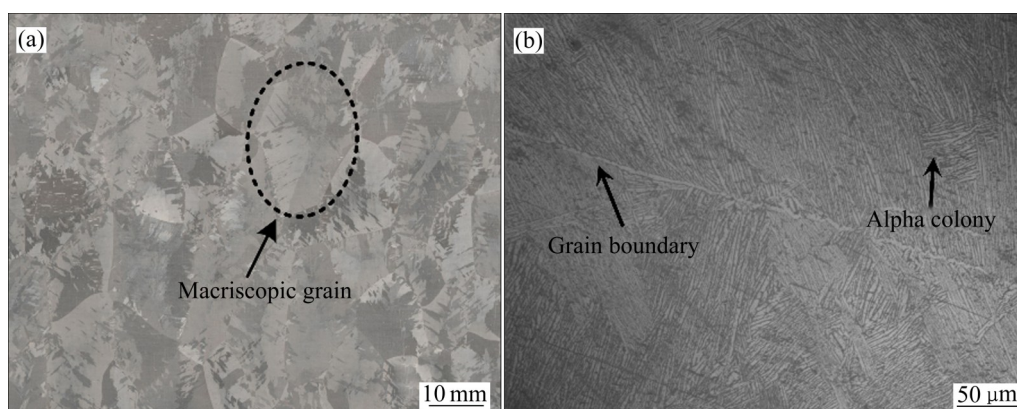


图1 电子束冷床熔炼TC4钛合金的初始组织

Fig. 1 Initial microstructures of TC4 titanium alloy prepared by electron beam cold hearth melting: (a) Macrostructure; (b) Microstructure

经预磨和机械抛光后使用HF、HNO₃、H₂O的混合腐蚀液(体积比为1:3:7),采用金相显微镜和场发射扫描电子显微镜观察显微组织变化。采用电解抛光制备电子背散射衍射(EBSD)试样,电解抛光参数如下:电压40~50 V,电流1.0~1.5 A,时间30~60 s。在RD-ND面取TEM试样,采用双喷减薄制备透射试样。在RD-ND面取XRD织构测试试样。沿RD方向和TD方向取拉伸试样,拉伸实验中试样直径为3 mm,标距为25 mm,在万能实验机上进行室温和400 ℃高温拉伸实验,之后通过扫描电子显微镜观察拉伸断口形貌。

2 结果与讨论

2.1 EB熔炼TC4钛合金不同轧制火次显微组织变化

图3所示为不同火次轧制变形后的金相显微组织。从图3可得出,一火次轧制变形后部分粗大的晶粒被破碎,部分 α 集束沿轧制方向分布。二火次轧制变形后,出现了大量的等轴 α 相并沿轧制方向呈现出拉长状态,且 β 基体上分布有大量的次生 α 相,次生 α 相的产生是因为合金在 $\alpha+\beta$ 两相区轧制变形后,冷却过程中部分 β 相分解成为 α 相。三火

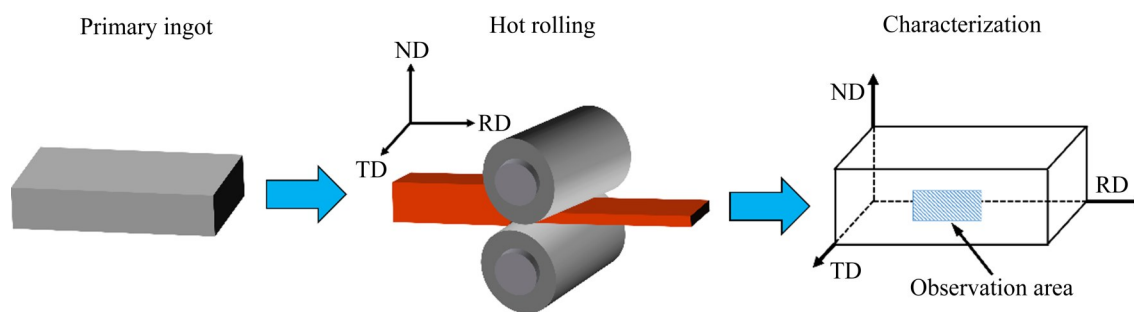


图2 轧制工艺示意图

Fig. 2 Schematic diagram of rolling process

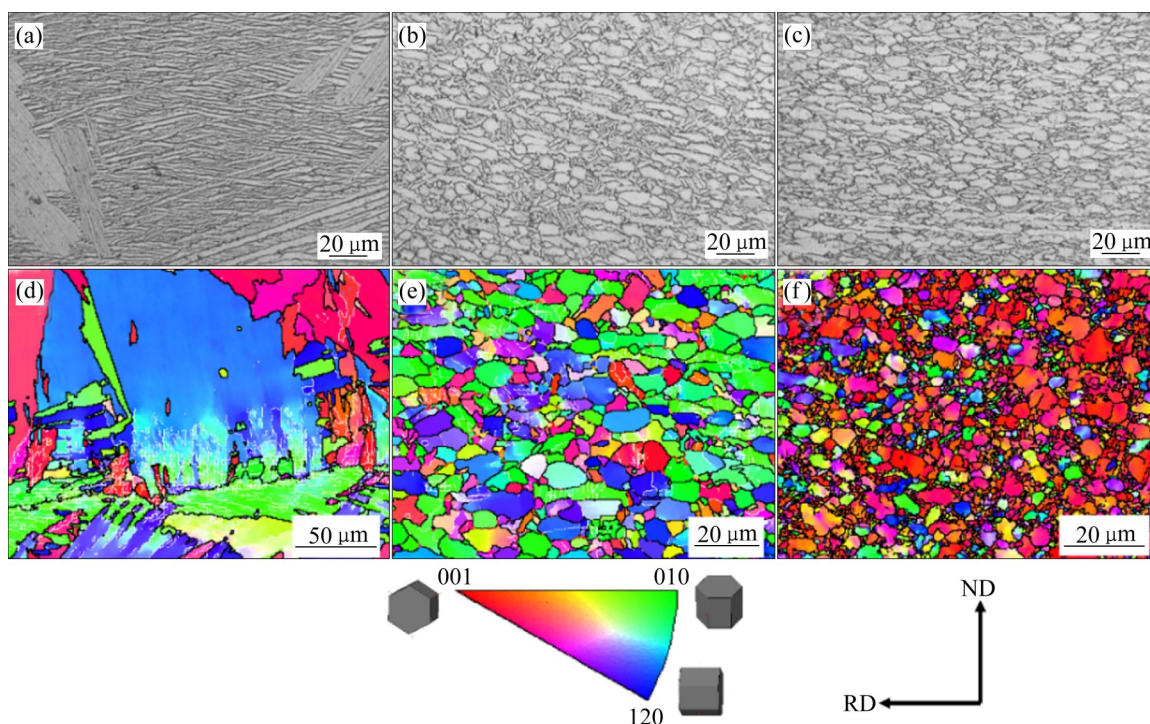


图3 不同轧制火次显微组织及晶粒取向图

Fig. 3 Optical microstructures((a), (b), (c)) and inverse pole figure (IPF) maps((d), (e), (f)) under different heating deforming number: (a), (d) First heating deforming; (b), (e) Second heating deforming; (c), (f) Third heating deforming

次轧制变形后晶粒进一步等轴化。通过EBSD进一步分析样品的微观结构变化。发现一火次轧制变形后在 α 集束边界存在细小的等轴 α 相(见图3(d));二火次轧制变形和三火次轧制变形后在大角度晶界的交界处也产生了细小的等轴晶粒(见图3(e)和(f)),二火次轧制变形后的平均晶粒尺寸约为15.2 μm 。从图3(f)可以看出,三火次轧制变形后细小的等轴晶粒明显增多,其平均晶粒尺寸约为2.8 μm 。细小等轴晶粒出现表明在轧制变形过程中可能发生动态再结晶。一火次轧制变形后晶粒的取向较为分散,二火次轧制变形后晶粒主要集中在 $\langle 01\bar{1}0 \rangle$ 和 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 方向,三火次轧制变形后晶粒取向在 $\langle 0001 \rangle$ 方向集中分布。

一般而言, θ (晶界角度取向差)在 $2^\circ \sim 15^\circ$ 之间时被定义为小角度晶界(LAGBs), $\theta > 15^\circ$ 被称为大角度晶界(HAGBs)^[13]。根据钛合金 α 相和 β 两相之间的Burgers取向关系及晶体学的对称性,一个 β 晶粒内可能会出现12个 α 相变体,12个 α 相变体之间存在5种类型的 α/α 晶界(见表2)^[14-18]。图4所示为不同轧制火次变形后的晶粒取向图。从图4可以看出,一火次轧制变形后晶界类型主要为HAGBs,约占61.2%,且在 60° 和 90° 附近存在取向差峰值(见图4(a))。同时,在 10° 附近也存在一定比例的LAGBs。但是 10° 、 60° 和 90° 的取向差不满足理论比例,因此,可以推测一火次轧制过程中发生了钛合金的变体选择^[14]。随着轧制变形火次的增加,LAGBs逐渐增加,二火次轧制变形和三火次轧制变形后的LAGBs分别为52.4%和73.9%,相比于一火次轧制分别增加13.6%和35.1%。二火次轧制变形后在 60° 和 90° 的取向差峰值明显降低(见图4(b)),三火次轧制变形后在 60° 和 90° 附近并未存在明显的峰值,且多数晶界分布在 $0^\circ \sim 10^\circ$ (见图4(c))。这表明 β 相转变为 α 相过程中发生了变体选择,结合晶

表2 5种类型的 α/α 晶界取向差

Table 2 Five types of misorientation between α/α variants

Type No.	Misorientation angle/($^\circ$)	Axis
1	10.53°	$[0001]$
2	60°	$[11\bar{2}0]$
3	60.83°	$[\bar{1}0\bar{7}173]$
4	63.26°	$[\bar{1}0\bar{5}53]$
5	90°	$[7\bar{1}7100]$

粒取向和金相显微组织可以发现晶界两侧析出了许多具有小角度晶界的次生 α 相。

钛合金变形过程中会引起晶粒内部的位错运动,不同区域会通过位错密度协调实现晶粒间的连

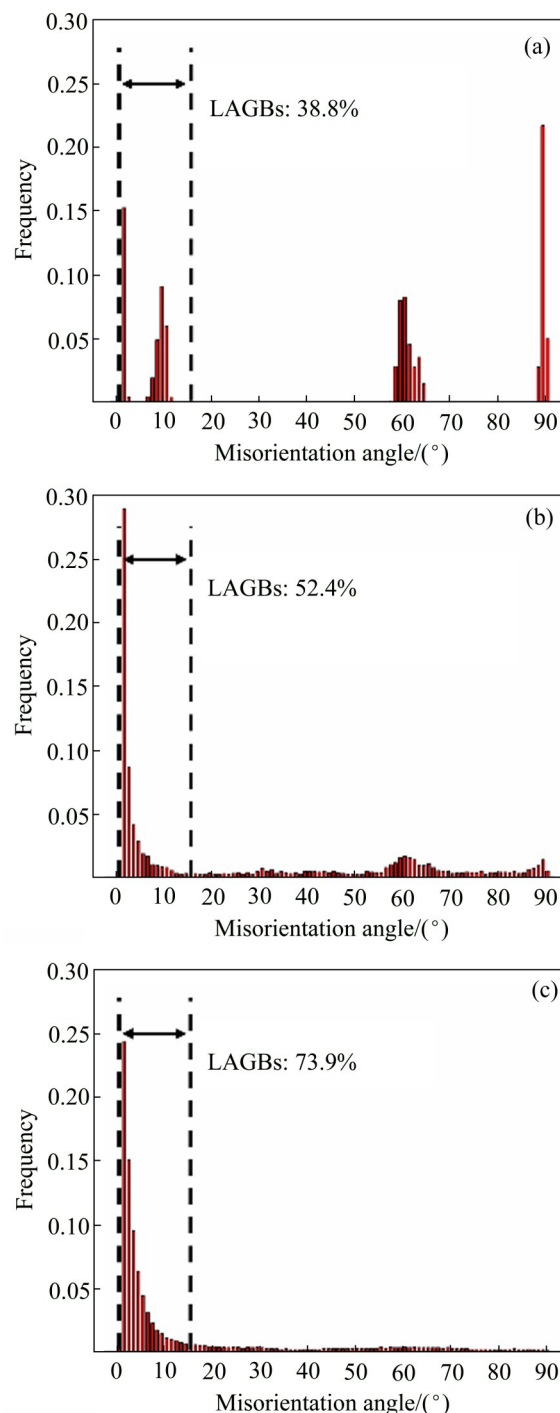


图4 不同轧制火次变形后的晶粒取向图

Fig. 4 Relative fraction of low angles grain boundaries (LAGBs) and high angles grain boundaries (HAGBs) under different heating deforming number: (a) First heating deforming; (b) Second heating deforming; (c) Third heating deforming

续应变,为了分析不同火次轧制变形后试样晶粒间局部应变分布情况,进行了试样的局部取向差(Kernel average misorientation, KAM)分析(见图5)。从图5中可以看出,一火次轧制变形后,在 α 集束中的板条 α 相之间变形相对较大,应力相对较为集中(见图5(a))。二火次轧制变形后部分小晶粒处出现较强的应力集中(见图5(b))。结合晶粒取向分析可以发现,三火次轧制变形后,在细小晶粒部位出现明显的应力集中(见图5(c)和(c')),说明三火次轧

制变形后细小晶粒的晶格畸变越严重,这一结果意味着随着轧制火次的增加, α 相晶格畸变逐渐增加。

图6所示为EB熔炼TC4钛合金不同火次轧制变形后的变形组织TEM像。从图6可以看出,一火次轧制变形后存在较多的位错,并且在晶界处存在位错塞积现象,同时可以观察到规则平行的明暗相间条纹,这是位错堆积的一种形式^[19]。二火次轧制变形后可以发现多根位错线相互缠绕在一起(见图6(d)),并且部分位错聚集在晶界处,这是因为晶粒

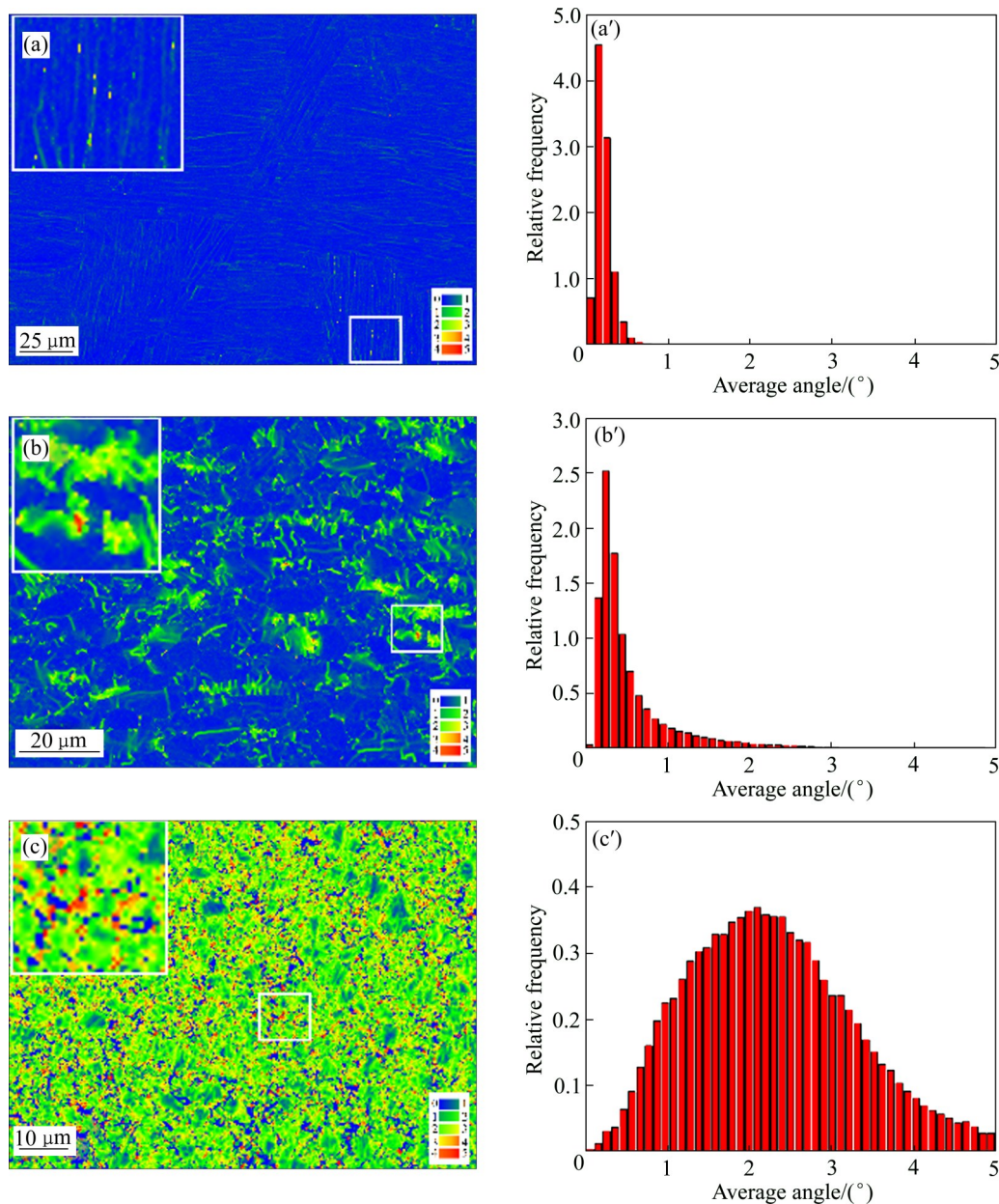


图5 不同火次轧制变形试样的KAM图及几何位错密度统计图

Fig. 5 KAM maps((a), (b), (c)) and geometrically necessary dislocations statistics((a'), (b'), (c')) of samples at different heating deforming number: (a), (a') First heating deforming; (b), (b') Second heating deforming; (c), (c') Third heating deforming

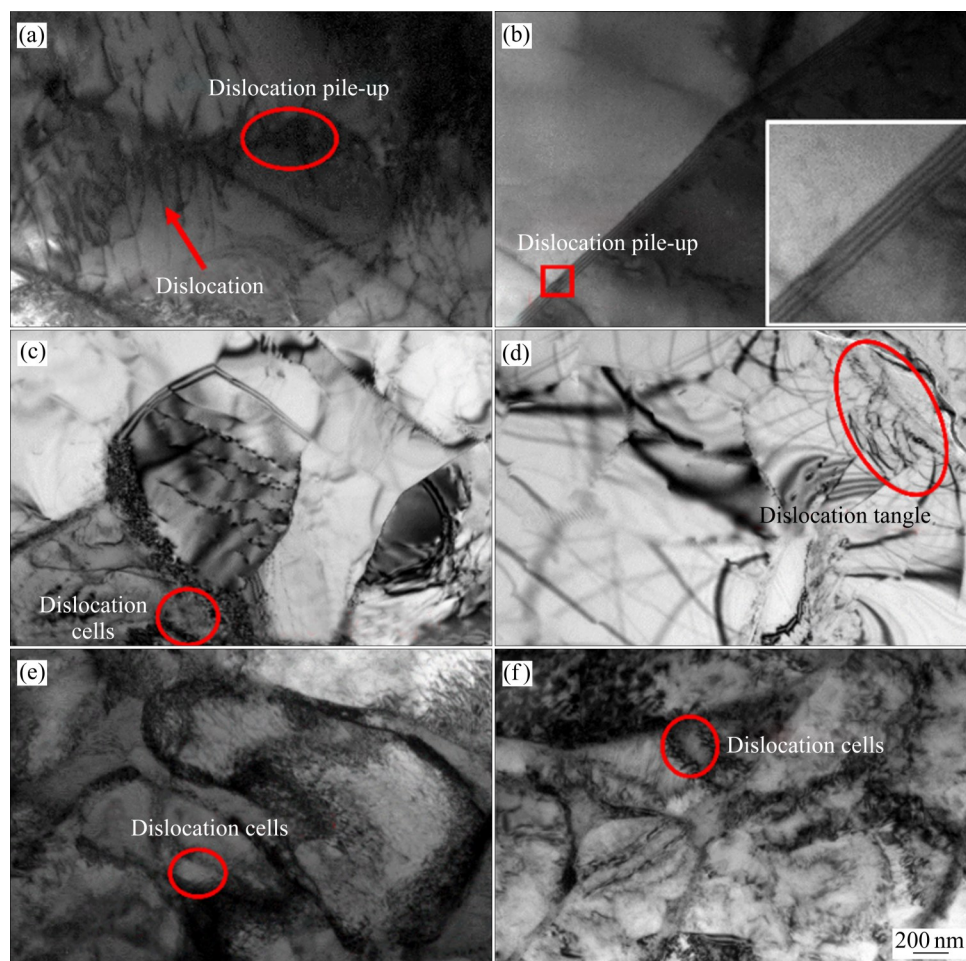


图6 不同火次轧制变形后的TEM像

Fig. 6 TEM images of different heating deforming number: (a), (b) Differnet areas, first heating deforming; (c), (d) Differnet areas, second heating deforming; (e), (f) Differnet areas, third heating deforming

沿轧制方向，位错无法在晶内停留。三火次轧制变形后可以发现存在大量的变形位错(见图6(e)、(f))，同时位错聚集严重，可以观察到大量高密度位错，这与EBSD大小角度晶界结果相吻合，因为小角度晶界是由排列的位错组成。高密度位错墙的大量堆积最终会引起粗大晶粒的破碎，形成细小晶粒^[20]。由图6(e)可以发现少量细小晶粒的形成，位错在晶粒内部有序排列形成类似于亚晶的存在，由位错组成的小角度晶界附近存在高密度位错和高应力累积，与EBSD的KAM结果一致。同时还可以观察到位错胞的存在(见图6(e)和(f))。随着轧制火次的增加，轧制变形量增加，位错密度逐渐增加，位错运动时相互交割加剧，产生不同形式的位错塞积、位错缠结等，阻碍位错的进一步运动，同时较大的晶粒被位错胞分割，使得晶粒进一步细化^[21]。

2.2 EB熔炼TC4钛合金不同轧制火次微观组织演变

图7所示为EB炉熔炼TC4钛合金 α 相和 β 相不同火次轧制变形后的极图。从图7中可以看出，一火次轧制变形后 α 相的 $\{0002\}$ 晶面法向在TD方向附近形成集中取向，此时晶粒的晶体学 c 轴平行于板材的TD方向，最大极密度值约为69.6，属于典型的T型织构(见图7(a))，此时 α 相与 β 相之间遵循严格的Burgers取向关系。二火次轧制变形后织构类型发生了改变，在板面轧向RD附近形成较强的 $\{0002\}$ 集中取向，织构强度有所降低，最大极密度值约为8.13，称为R型织构(见图7(b))，且二火次轧制变形后 α 相与 β 相之间也严格遵循Burgers取向关系。三火次轧制变形后，未在TD方向和RD方向观察到 $\{0002\}$ 晶面集中取向，而是在板面法向

ND 附近形成了较强的 $\{0002\}$ 基面集中取向。此时, 晶体学 c 轴方向偏离ND方向 $10^\circ\sim 40^\circ$, 最大极密度值约为7.97, 属于近B型基面织构(见图7(c)), 此时 α 相与 β 相之间不再遵循Burgers取向关系。从图7(c)锥面 $\{11\bar{2}0\}$ 极图中可以看出, 此晶面未观察到较强的织构, 取向相对较为分散。由此可见, 随着轧制火次变形的增加, 板材中的T型织构成分消失, 转变为R型织构成分, 最终转变为近B型基面织构成分。

Schmid 因子可以用于理论解释织构的演变, Schmid 因子越高, 滑移系启动概率越大, 越容易启动。因此对不同轧制变形火次试样沿TD方向的柱面 $\langle a \rangle$ 滑移和基面 $\langle a \rangle$ 滑移的 Schmid 因子进行了统计(见图8)。可以看出一火次轧制变形后基面 $\langle a \rangle$ 滑移系在0.38~0.42区间内具有较高的频率, 而柱面 $\langle a \rangle$ 滑移系的 Schmid 因子分布主要集中在0.4~0.5区间, 表明其一火次轧制变形过程中柱面 $\langle a \rangle$ 滑移和基面 $\langle a \rangle$ 滑移都会启动, 但柱面 $\langle a \rangle$ 滑移比基面 $\langle a \rangle$ 滑移概率更大, 这与 α -Ti长轴比 $c/a < 1.633$ 有

关^[22-23], 钛合金中 α 相柱面与锥面滑移比基面滑移更容易启动^[24]。同时也有研究表明Ti-6Al-4V合金中在基面滑移和柱面滑移具有相等的Schmid因子, 晶粒主要的滑移由柱面滑移引起变形^[25]。而柱面 $\langle a \rangle$ 滑移最终会导致 $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 织构的形成, 这与一火次轧制变形后的极图相似, 但最大极密度偏离TD方向一定角度。二火次轧制变形后柱面 $\langle a \rangle$ 滑移的 Schmid 因子分散性较大, 而基面 $\langle a \rangle$ 滑移的 Schmid 因子分布主要集中在0.4~0.5区间内, 说明基面滑移相对容易启动。三火次轧制变形后柱面 $\langle a \rangle$ 滑移和基面 $\langle a \rangle$ 滑移系均处于0.3~0.5区间, 因此二者均相对容易启动。综上所述, 随着轧制变形火次的增加, 滑移系启动有所差异。一火次轧制变形后柱面 $\langle a \rangle$ 滑移启动, 随着轧制变形火次的增加, 逐渐由柱面滑移 $\langle a \rangle$ 滑移转变为柱面 $\langle a \rangle$ 和基面滑移 $\langle a \rangle$ 系启动。滑移系启动从单一滑移系逐渐转变为多系滑移, 塑性变形过程主要为两相多晶之间的协调变形^[26]。

图9所示为不同轧制火次的 α 相在 $\varphi_2=0^\circ, 30^\circ$ 时的取向分布函数图 (Orientation distribution

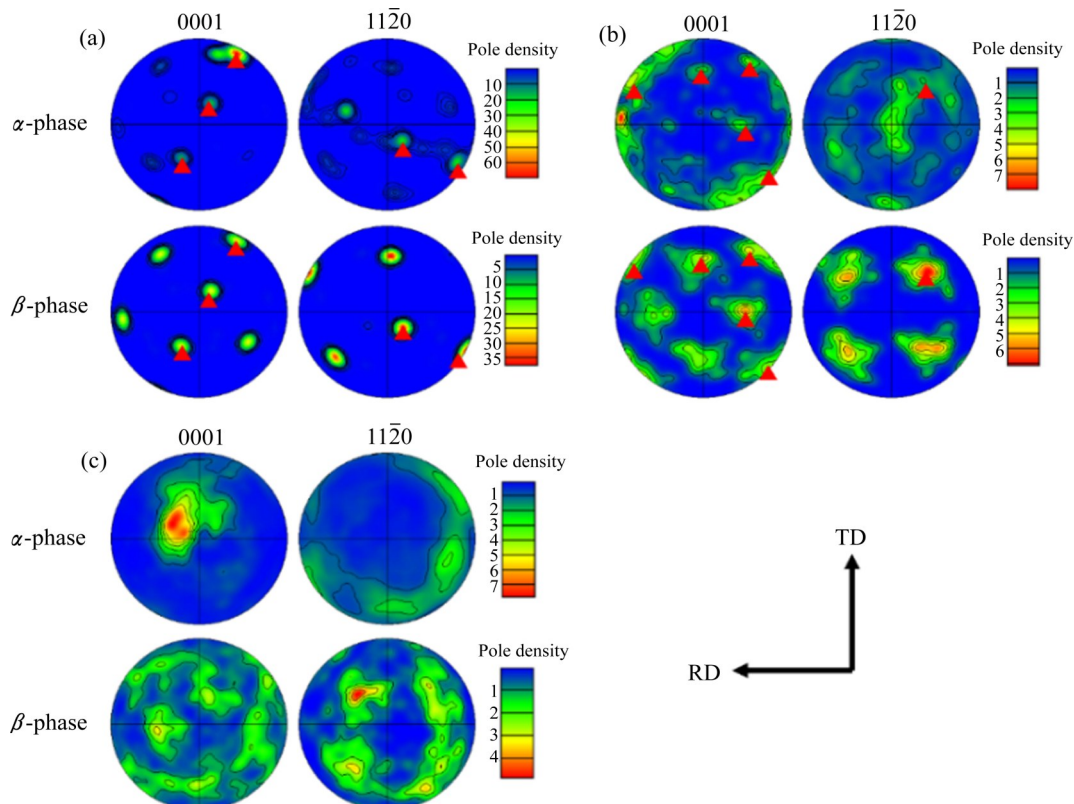


图7 不同火次轧制极图

Fig. 7 Pole figures of different heating deforming number: (a) First heating deforming; (b) Second heating deforming; (c) Third heating deforming

function, ODF)。从图9可以看出, 一火次轧制变形后形成了 $\{01\bar{1}1\}\langle 7\bar{5}23\rangle$ 、 $\{01\bar{1}0\}\langle 2\bar{1}\bar{1}0\rangle$ 和 $\{01\bar{1}3\}\langle 1\bar{2}11\rangle$ 织构, 以及较弱的 $\{11\bar{2}5\}\langle 0\bar{2}21\rangle$ 锥面织构。

二火次轧制变形后, 织构类型主要是 $\{0001\}\langle 10\bar{1}0\rangle$ 基面织构以及较弱的 $\{11\bar{2}5\}\langle 4\bar{2}61\rangle$ 和 $\{11\bar{2}2\}\langle \bar{1}\bar{1}23\rangle$ 织构; 三火次轧制变形后织构类型为 $\{0001\}\langle 10\bar{1}0\rangle$

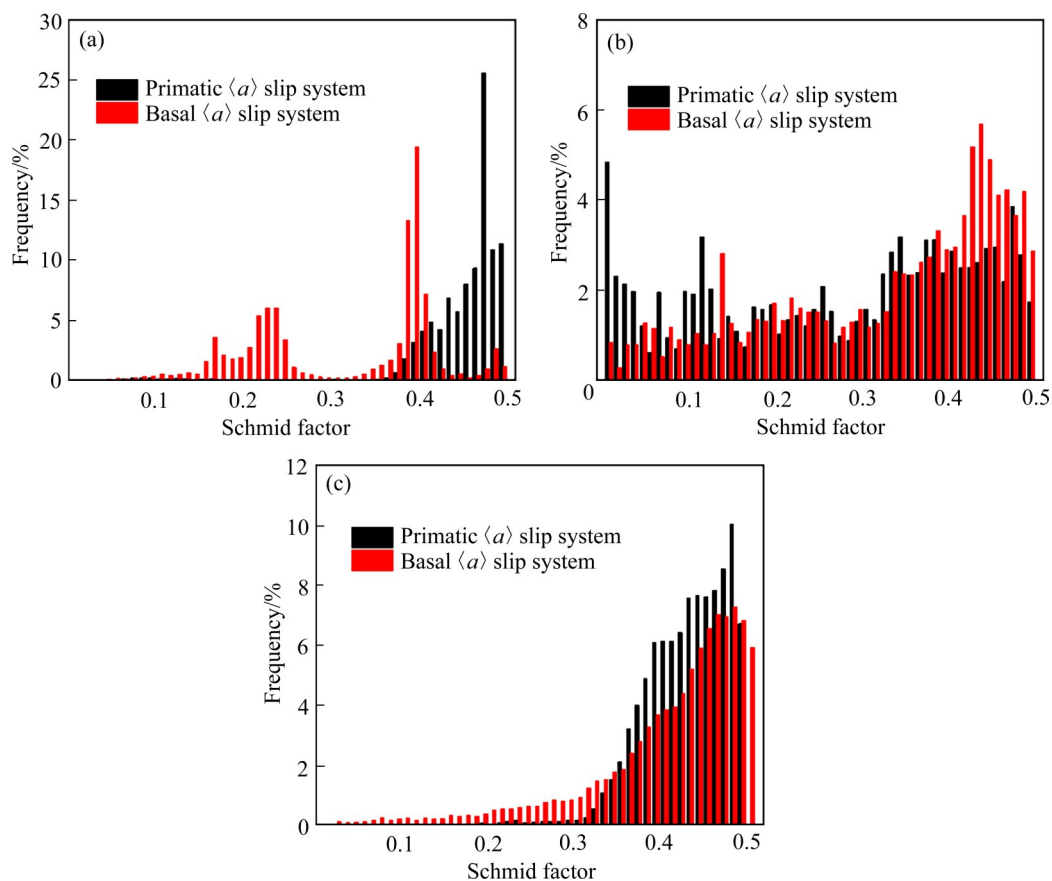


图8 不同轧制火次的柱面 $\langle a \rangle$ 和基面 $\langle a \rangle$ 滑移的Schmid因子统计图

Fig. 8 Schmid factors statistics of prismatic $\langle a \rangle$ and basal $\langle a \rangle$ slip under different heating deforming number: (a) First heating deforming; (b) Second heating deforming; (c) Third heating deforming

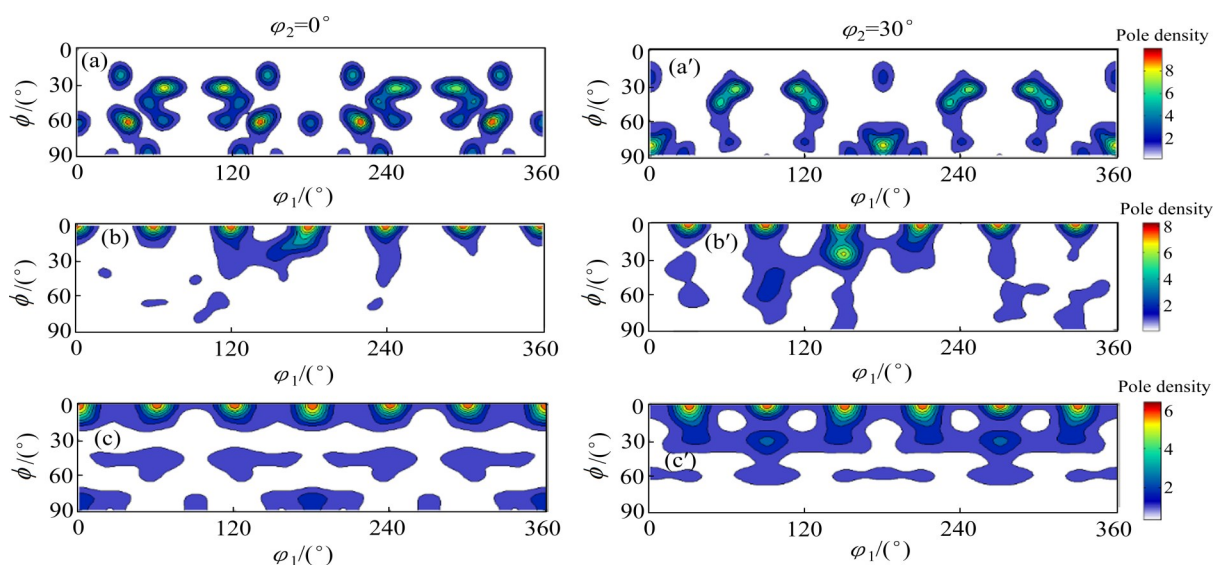


图9 不同轧制火次的ODF图

Fig. 9 ODF of different heating deforming number: (a), (a') First heating deforming; (b), (b') Second heating deforming; (c), (c') Third heating deforming

基面织构、 $\{1\bar{2}10\}\langle 10\bar{1}0\rangle$ 、 $\{11\bar{2}5\}\langle 4\bar{2}61\rangle$; 三火次轧制变形后 $\{0001\}\langle 10\bar{1}0\rangle$ 织构强度降低, 同时出现了 $\{11\bar{2}0\}\langle 10\bar{1}0\rangle$ 织构及 $\{11\bar{2}5\}\langle 1\bar{1}21\rangle$ 织构。随着轧制变形火次的增加, 织构强度逐渐降低, 织构类型从柱面织构和锥面织构逐渐向基面织构转变。

2.3 EB 熔炼 TC4 钛合金不同轧制火次力学性能

图 10 所示为 EB 炉熔炼 TC4 钛合金不同火次轧制变形室温拉伸性能。与铸态试样相比, 轧制变形后的强度和塑性都明显提高。一火次轧制变形后在 RD 方向和 TD 方向上板材的抗拉强度分别提高 201 MPa 和 138 MPa。随着轧制变形火次的增加, RD 方向的抗拉强度逐渐增加, 三火次轧制变形后抗拉强度 R_m 相比铸态增加 271 MPa。TD 方向抗拉强度逐渐增加, 在二火次轧制变形后达到最大值 948 MPa; 三火次轧制变形后 TD 方向 R_m 略有降低, 相比铸态试样增加 189 MPa。从图 10 可以看出, 随着轧制变形火次的增加, 断后伸长率 A 和断面收缩率 Z 明显提高。三火次轧制变形后试样的断后伸长率和断面收缩率在 RD 和 TD 方向上的差值较小。相比于铸态试样, RD 与 TD 方向的断后伸长率 A 分别增加 7.4% 和 15.3%, 断面收缩率 Z 分别增加 37% 和 45%。表 2 所示为 EB 熔炼后三火次轧制变形板材的拉伸性能和 VAR 熔炼后轧制板材室温拉伸性能。从表 2 可以看出, EB 熔炼 TC4 钛合金三火次轧制变形后板材在 RD 方向的室温抗拉性能和断后伸长率明显高于 VAR 熔炼后轧制板材的室温抗拉性能

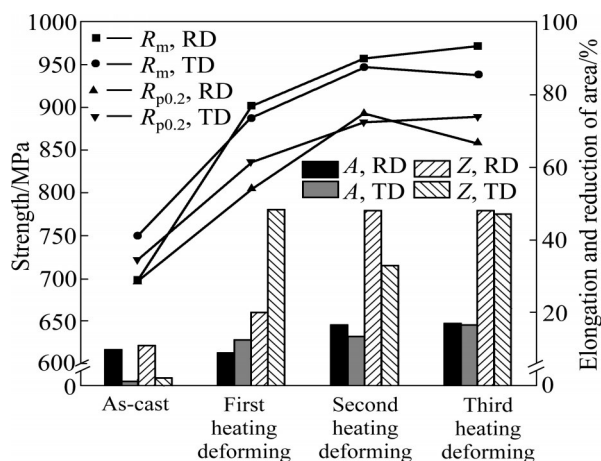


图 10 不同轧制火次变形的室温拉伸性能

Fig. 10 Mechanical properties under different heating deforming number at room temperature

表 2 EB 熔炼后三火次轧制变形板材与 VAR 熔炼后轧制板材的室温力学性能

Table 2 Tensile properties of rolling plates fabricated by EB and VAR

Study	Direction	R_m /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	A /%	Z /%
This research	RD	971	860	17	48
	TD	939	888	16.5	47
VAR ^[27]	RD	935	880	14.5	—
	TD	960	910	12.0	—
VAR ^[28]	—	940	860	15	—
VAR ^[29]	—	917	842	12.1	34

和断后伸长率。在 TD 方向, EB 熔炼 TC4 钛合金轧制变形后板材的室温抗拉性能相对较低, 但断后伸长率明显增加。

TC4 钛合金不同轧制火次拉伸试样 RD、TD 方向室温断口形貌如图 11 所示。由图 11 可知, 铸态 TD 方向室温拉伸断口表面分布大量尺寸较小且深度浅的等轴韧窝(见图 11(a)), 宏观断口形貌表现为大量的光滑平面, 说明断裂时几乎没有经过塑性变形。此外, 铸态试样 TD 方向的断面收缩率 Z 小于 5%, 因此断裂机制为典型的脆性断裂, 细小的网状等轴韧窝可能是由片层 α 晶粒断裂造成^[30], RD 方向微观断口存在较少的浅小韧窝, 断裂面上分布有解理状平面(见图 11(e)), 属于准解理特征, 所以塑性较差, 从而表现为断后伸长率和断面收缩率较小。一火次轧制变形后, 拉伸断口微观形貌的韧窝表现为大而深, TD 方向拉伸试样断口微观形貌中存在撕裂棱(见图 11(b)), RD 方向微观断口由大小不等的韧窝组成(见图 11(f)), 断面存在空洞。二火次轧制变形后, 宏观形貌中存在明显的纤维区, 从微观形貌可以发现韧窝数量增加, 但夹杂少量撕裂棱(见图 11(c)), 表现为准解理断裂特征, RD 方向微观断口由大量韧窝组成, 韧窝尺寸较大, 且存在一定数量的孔洞(见图 11(g))。说明拉伸过程中裂纹主要以微孔聚合的形式进行裂纹扩展, 最终发生塑性断裂, 所以其断后伸长率明显高于 TD 方向。三火次轧制变形后, 从宏观形貌可以发现 RD 和 TD 方向的拉伸断口中纤维区明显扩大, 微观上韧窝深度较深, 大韧窝中分布有较小的韧窝(见图 11(d)、(h)), 且存在较多的小孔洞, 属于典型的微孔聚集

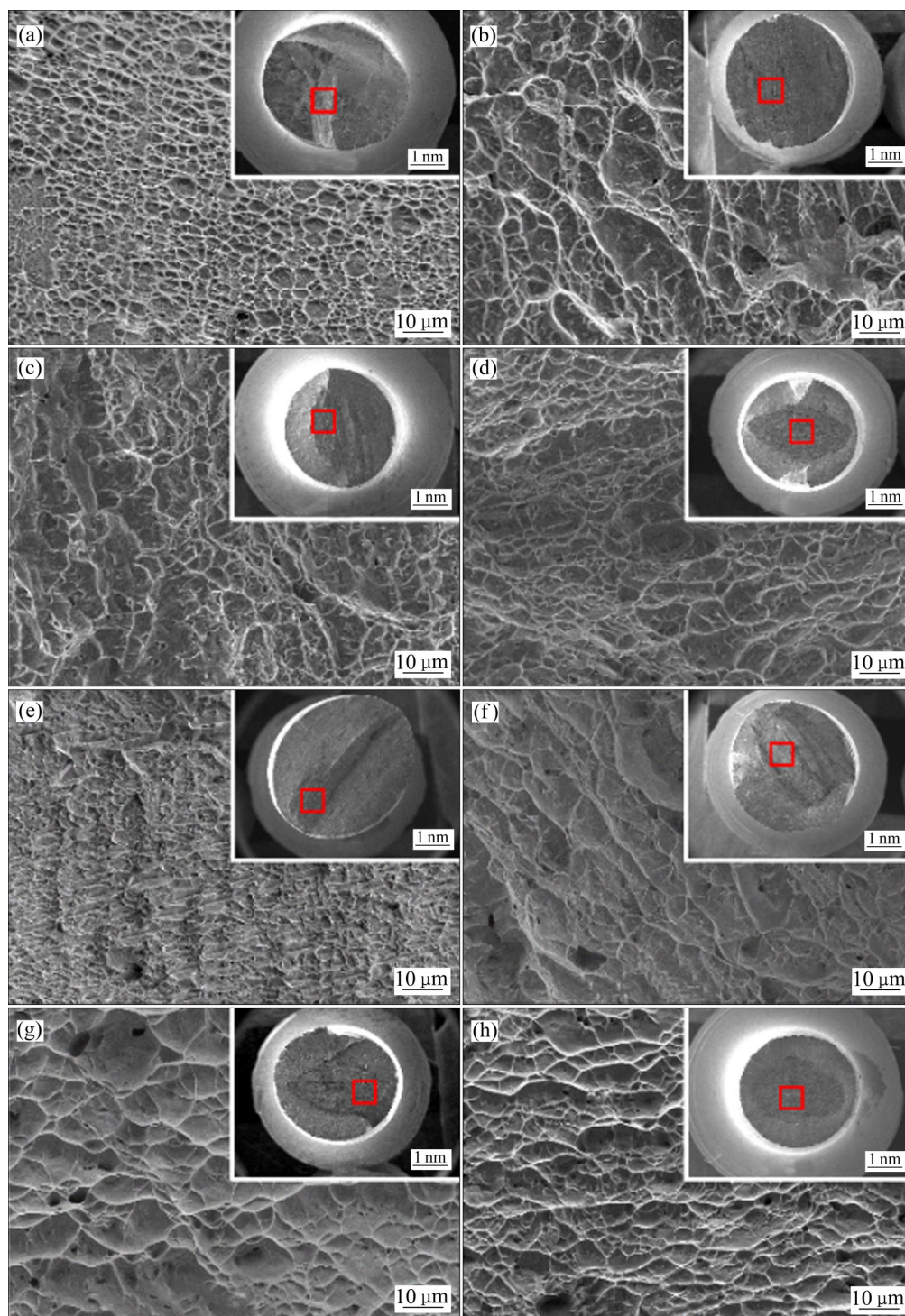


图 11 不同火次轧制变形后的室温拉伸断口形貌

Fig. 11 Tensile fracture morphologies at room temperature under different heating deforming number: (a)–(d) Transverse direction; (e)–(h) Rolling directions; (a), (e) As-cast; (b), (f) First heating deforming; (c), (g) Second heating deforming; (d), (h) Third heating deforming

型断裂。

图 12 所示为不同轧制火次变形的 400 °C 拉伸性能。从图 12 可以看出, 400 °C 的抗拉强度与室温抗拉强度呈现出类似的变化趋势, 随着轧制变形火次

的增加, RD 与 TD 方向的抗拉强度均呈现出逐渐增加的趋势。铸态试样在 RD 与 TD 方向的抗拉强度和断后伸长率分别为 435 MPa、315 MPa 和 12.9%、11.0%。一火次轧制变形后, 试样 RD 与 TD 方向的

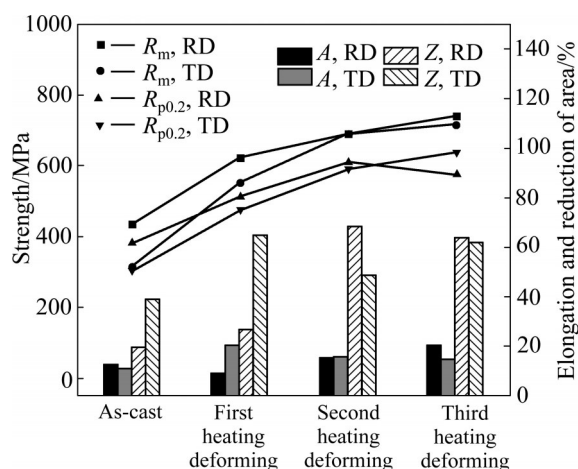


图12 不同轧制火次变形的400 °C拉伸性能

Fig. 12 Mechanical properties under different heating deforming number at 400 °C

抗拉强度明显提高, 分别提高188 MPa和234 MPa, TD方向断后伸长率 A 和断面收缩率 Z 分别提高9.5%和26%。三火次轧制变形后, 试样RD方向与TD方向的抗拉强度相比铸态的提高300 MPa和402 MPa, 断后伸长率与断面收缩率相较铸态试样分别提高了7.6%、4%和20%、23%。总体而言, 三火次轧制变形后, 试样RD方向抗拉强度强度和断后伸长率均达到最大值, 而RD方向的断面收缩率相对于二火次轧制变形略有降低。

总体而言, 随着轧制变形火次的增加, 抗拉强度和塑性呈上升趋势, 这是因为合金在铸态时为粗大的 β 晶粒, β 晶粒内为 α 集束组成, 同一 α 集束惯习面相同, 拉伸变形过程中容易形成粗滑移带并在晶界处形成塞积, 导致微观变形不均匀, 促使拉伸空洞的形成, 最终导致塑性变差^[31]。一火次轧制变形后部分大晶粒被破碎, 部分 α 集束沿轧制方向分布。随着轧制火次的增加, α 相内部发生了不同类型的滑移, 产生了晶界分离, 晶粒进一步细化并且出现晶粒等轴化。相比 α 集束, 等轴 α 相具有更好的协同变形能力。细小等轴 α 相的存在可以使滑移距离减小, 从而减缓裂纹的萌生, 此外曲折的晶界不利于裂纹扩展, 使得最终板材的强度与塑性提高^[31-32]。与此同时不同位向的等轴 α 相中位错更容易找到可开动的滑移面, 滑移面增多, 位错滑移更容易发生, 所以抗拉强度和塑性明显提高^[33]。除此之外, 位错墙的形成也对抗拉强度和塑性提高有一定影响。不同轧制火次变形后RD方向的拉伸强度

大于TD方向的拉伸强度, 尤其是三火次轧制变形后RD方向的室温拉伸强度明显大于TD方向。金属材料在存在较强的织构时, 塑性变形过程中某一方向的滑移系开动难易程度不同, 因此会导致力学性能的差异^[34-35]。为了解释这一现象, 对三火次轧制变形后的不同加载方向柱面滑移和基面滑移的Schmid因子进行了分析(见图13)。从图13可以看出, 在TD方向柱面滑移和基面滑移的Schmid因子在0.3~0.5的区间有较高的分布(见图13(a)), 而在RD加载方向, 柱面滑移的Schmid因子主要集中在0~0.2的区间中, 基面滑移的Schmid因子则集中分布在0.4~0.5的区间(见图13(b))。对于滑移系而言, Schmid因子越高, 滑移系相对越容易启动, 所以变形过程中RD加载方向的柱面 $\langle a \rangle$ 滑移系很难开动, 因此RD方向的拉伸强度大于TD方向。

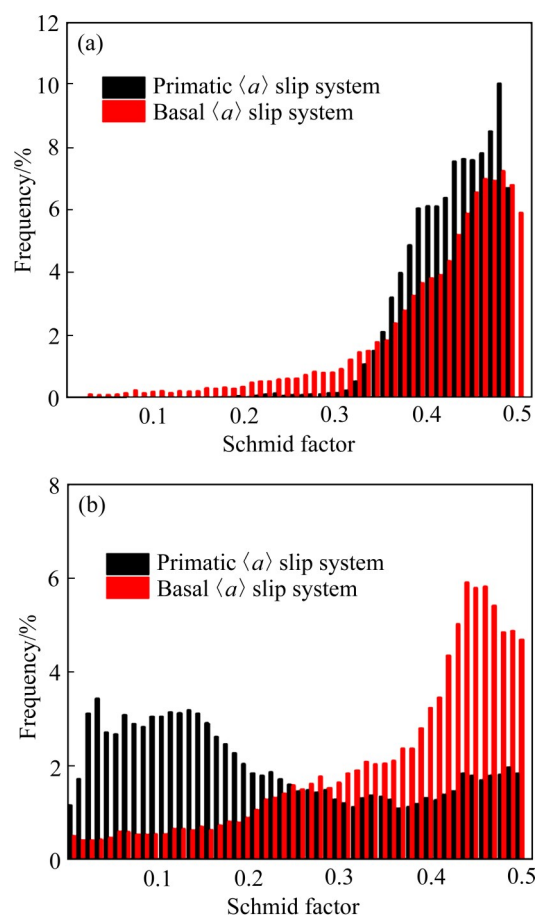


图13 三火次轧制变形试样不同方向柱面滑移和基面滑移的Schmid因子分布

Fig. 13 Schmid factor distribution of basal $\langle a \rangle$ and prismatic $\langle a \rangle$ slips with load in TD direction(a) and RD direction(b) under the third heating deforming

3 结论

1) 随着轧制火次的增加, 铸态试样中粗大的晶粒被破碎, α 集束逐渐消失, 部分等轴 α 相沿轧制方向被拉长, 最终完全等轴化, 晶粒尺寸逐渐减小, 三火次轧制变形后大角度晶界附近出现了大量的细小等轴 α 相。

2) 随着轧制火次的增加, 显微组织中小角度晶界比例逐渐增加, 三火次轧制变形后显微组织中LAGBs约占73.9%, 相比一火次轧制后提高了35.1%; 在轧制过程中发生了变体选择, 且随着轧制变形火次的增加, α 晶格畸变逐渐增加, 位错密度逐渐增加。

3) 一火次轧制变形后, 在试样TD方向附近形成T型织构, 柱面 $\langle a \rangle$ 滑移系和基面 $\langle a \rangle$ 滑移系都会开动, 但柱面 $\langle a \rangle$ 滑移系概率更大, 随着轧制火次的增加, 最大极密度逐渐减小, 织构类型从T型织构转变为R型织构, 最终转变为近B型基面织构。

4) 随着轧制变形火次的增加, 抗拉强度和塑性逐渐增大, 与铸态试样相比, 三火次轧制变形后试样RD方向和TD方向室温抗拉强度与400℃抗拉强度分别增加271 MPa、189 MPa和300 MPa、402 MPa, 相比铸态试样RD方向与TD方向在室温拉伸变形和400℃拉伸变形后的断后伸长率 A 分别增加7.4%、15.3%和7.6%、4%; RD方向断裂机制从准解理断裂转变为微孔聚集型断裂, 而TD方向断裂机制从脆性断裂转变为准解理断裂, 最终转变为微孔聚集型断裂。

REFERENCES

- [1] 杜彬, 张志斌, 雷云清, 等. 电子束冷床熔炼TA15钛合金的工艺技术[J]. 中国有色金属学报, 2020, 30(11): 2706–2713.
DU Bin, ZHANG Zhi-bin, LEI Yun-qing, et al. Melting technology of electron beam cold hearth melting of TA15 titanium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2020, 30(11): 2706–2713.
- [2] LIU Qian-li, JIANG Peng, AN Fei-peng. Design of crucible size of electron beam cold hearth melting for ultra-long and ultra-thin TC4 ingot[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2020, 49(5): 1476–1482.
- [3] 张浩泽, 黄海广, 王伟, 等. 电子束冷床熔炼Ti-Al-V合金过程中Al元素的挥发损失[J]. 稀有金属材料与工程, 2021, 50(7): 2415–2420.
ZHANG Hao-ze, HUANG Hai-guang, WANG Wei, et al. Al element volatilization loss of Ti-Al-V alloy during electron beam melting[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2021, 50(7): 2415–2420.
- [4] 陈峰, 陈丽, 国斌, 等. 电子束冷床熔炼的优与劣[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(S1): 873–876.
CHEN Feng, CHEN Li, GUO Bin, et al. Advantages and disadvantages of electron beam cold hearth melting[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(S1): 873–876.
- [5] PENG X N, GUO H Z, SHI Z F, et al. Microstructure characterization and mechanical properties of TC4-DT titanium alloy after thermomechanical treatment[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(3): 682–689.
- [6] 冯秋元, 佟学文, 王俭, 等. 低成本钛合金研究现状与发展趋势[J]. 材料导报, 2017, 31(9): 128–134.
FENG Qiu-yuan, TONG Xue-wen, WANG Jian, et al. Status quo and development tendency on the research of low cost titanium alloy[J]. Materials Review, 2017, 31(9): 128–134.
- [7] SOUZA P M, MENDIGUREN J, CHAO Q, et al. A microstructural based constitutive approach for simulating hot deformation of Ti6Al4V alloy in the $\alpha+\beta$ phase region[J]. Materials Science and Engineering A, 2019, 748: 30–37.
- [8] MILTON S, DUCHOSAL A, CHALON F, et al. Thermal study during milling of Ti6Al4V produced by Electron Beam Melting (EBM) process[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2019, 38: 256–265.
- [9] 贾翊, 逯福生, 郝斌. 2020年中国钛工业发展报告[J]. 钛工业进展, 2021, 38(2): 34–41.
JIA Hong, LU Fu-sheng, HAO Bin. Report on China titanium industry progress in 2020[J]. Titanium Industry Progress, 2021, 38(2): 34–41.
- [10] 赵帅, 肖寒, 秦铁昌, 等. EB炉熔炼TC4钛合金热轧板材的组织性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2019, 48(12): 4053–4059.
ZHAO Shuai, XIAO Han, QIN Tie-chang, et al. Microstructure and properties of TC4 titanium alloy hot-rolled sheet by electron beam cold bed furnace melting[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2019, 48(12): 4053–4059.
- [11] 唐增辉, 辛社伟, 洪权, 等. 电子束冷床(EB)炉熔炼TC4合金组织与性能研究[J]. 中国材料进展, 2018, 37(3): 204–209.
TANG Zeng-hui, XIN She-wei, HONG Quan, et al. Investigation of microstructure and properties of TC4 alloy

- using electron beam cold hearth melting[J]. *Materials China*, 2018, 37(3): 204–209.
- [12] AHMADIAN P, ABBASI S M, MORAKABATI M. The role of initial α -phase orientation on tensile and strain hardening behavior of Ti-6Al-4V alloy[J]. *Materials Today Communications*, 2017, 13: 332–345.
- [13] KAMALI H, XIE H B, JIA F H, et al. Microstructure and texture evolution of cold-rolled low-Ni Cr-Mn-N austenitic stainless steel during bending[J]. *Journal of Materials Science*, 2021, 56(10): 6465–6486.
- [14] 杨义, 卢亚锋, 葛鹏, 等. 钛合金 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变的变体选择[J]. *材料科学*, 2014(5): 197–204.
- YANG Yi, LU Ya-feng, GE Peng, et al. Variant selection of $\beta \rightarrow \alpha$ phase transformation in titanium alloys[J]. *Material Sciences*, 2014(5): 197–204.
- [15] LI W Y, CHEN Z Y, LIU J R, et al. Effect of texture on anisotropy at 600 °C in a near- α titanium alloy Ti60 plate[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2017, 688: 322–329.
- [16] WANG S C, AINDOW M, STARINK M J. Effect of self-accommodation on α/α boundary populations in pure titanium[J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(9): 2485–2503.
- [17] GAO P F, CAI Y, ZHAN M, et al. Crystallographic orientation evolution during the development of tri-modal microstructure in the hot working of TA15 titanium alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 741: 734–745.
- [18] BALACHANDRAN S, KASHIWAR A, CHOUDHURY A, et al. On variant distribution and coarsening behavior of the α phase in a metastable β titanium alloy[J]. *Acta Materialia*, 2016, 106: 374–387.
- [19] YANG Y, LLU B. Experimental study on formation characteristics and laws of dislocation and stacking fault during cutting of titanium alloy[J]. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2013: 306728.
- [20] 黄子坤, 孙威. 钛合金动态塑性变形过程中绝热剪切带的形成机理[J]. *材料导报*, 2021, 35(3): 3122–3128.
- HUANG Zi-kun, SUN Wei. Formation mechanism of adiabatic shear band in dynamic plastic deformation of titanium alloy[J]. *Materials Reports*, 2021, 35(3): 3122–3128.
- [21] YANG Y, ZHANG H, QIAO H C. Microstructure characteristics and formation mechanism of TC17 titanium alloy induced by laser shock processing[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 722: 509–516.
- [22] WANG C L, YU D P, NIU Z Q, et al. The role of pyramidal $\langle c+a \rangle$ dislocations in the grain refinement mechanism in Ti-6Al-4V alloy processed by severe plastic deformation[J]. *Acta Materialia*, 2020, 200: 101–115.
- [23] WANG Y N, HUANG J C. Texture analysis in hexagonal materials[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2003, 81(1): 11–26.
- [24] 徐建伟. TC17钛合金片状组织静态球化及演变机理[D]. 西安: 西北工业大学, 2017.
- XU Jian-wei. Static globularization and its evolution mechanisms of the lamellar microstructure for TC17 titanium alloy[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2017.
- [25] BRIDIER F, VILLECHAISE P, MENDEZ J. Analysis of the different slip systems activated by tension in a α/β titanium alloy in relation with local crystallographic orientation[J]. *Acta Materialia*, 2005, 53(3): 555–567.
- [26] 何东. 双相多晶钛合金微观塑性变形机理与组织演化的定量研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2012.
- HE Dong. Quantitative research on micro-plastic deformation mechanism and microstructure evolution of polycrystal-dual phase titanium alloy[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2012.
- [27] 杨建朝, 王兴, 谢英杰, 等. 大规格TC4钛合金厚板研制[J]. *钛工业进展*, 2014, 31(3): 22–25.
- YANG Jian-chao, WANG Xing, XIE Ying-jie, et al. Research on preparation of large-scale TC4 titanium alloy plate[J]. *Titanium Industry Progress*, 2014, 31(3): 22–25.
- [28] 王琦. TC4钛合金的低温拉伸性能[J]. *材料工程*, 2009, 37(3): 54–55, 61.
- WANG Qi. Tensile mechanical properties of TC4 alloy at 243 K[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2009, 37(3): 54–55, 61.
- [29] 周伟, 曲恒磊, 赵永庆, 等. 热处理对TC4合金组织与性能的影响[J]. *热加工工艺*, 2005, 34(8): 26–27.
- ZHOU Wei, QU Heng-lei, ZHAO Yong-qing, et al. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of TC4 alloy[J]. *Hot Working Technology*, 2005, 34(8): 26–27.
- [30] 宫旭辉, 王宇, 夏源明, 等. TC21钛合金的高温动态拉伸力学行为[J]. *中国有色金属学报*, 2010, 20(4): 647–654.
- GONG Xu-hui, WANG Yu, XIA Yuan-ming, et al. Dynamic tensile behavior of TC21 titanium alloys at elevated temperatures[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2010, 20(4): 647–654.
- [31] 孙朋朋, 姚泽坤, 郭鸿镇, 等. 等温锻造温度对TC6钛合金组织和性能的影响[J]. *热加工工艺*, 2011, 40(3): 30–32.
- SUN Peng-peng, YAO Ze-kun, GUO Hong-zhen, et al. Effect of isothermal forging temperature on microstructure and mechanical properties of TC6 alloy[J]. *Hot Working Technology*, 2011, 40(3): 30–32.
- [32] 董显娟. 片状组织TA15钛合金 $\alpha+\beta$ 相区塑性变形特性及等轴化行为研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2011.
- DONG Xian-juan. Research on plastic deformation characteristics and globularization behavior of TA15 titanium alloy with lamellar microstructure in alpha and beta

- phase field[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2011.
- [33] 周义刚, 曾卫东, 李晓芹, 等. 钛合金高温形变强化机理[J]. 金属学报, 1999, 35(1): 45–48.
- ZHOU Yi-gang, ZENG Wei-dong, LI Xiao-qin, et al. An investigation of high-temperature deformation strengthening and toughening mechanism of titanium alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1999, 35(1): 45–48.
- [34] 程超, 陈志勇, 秦绪山, 等. TA32钛合金厚板的微观组织、织构与力学性能[J]. 金属学报, 2020, 56(2): 193–202.
- CHENG Chao, CHEN Zhi-yong, QIN Xu-shan, et al. Microstructure, texture and mechanical property of TA32 titanium alloy thick plate[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2020, 56(2): 193–202.
- [35] LI W Y, CHEN Z Y, LIU J R, et al. Effect of texture on anisotropy at 600 °C in a near- α titanium alloy Ti60 plate[J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 688: 322–329.

Influence of hot rolling process on microstructure, microtexture and mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy fabricated by electron beam cold hearth melting

WANG Wei^{1,2}, GONG Peng-hui¹, SHI Ya-ming², ZHANG Hao-ze^{2,3}, ZHANG Xiao-feng², WANG Kuai-she¹

(1. School of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China;

2. Yunnan Titanium Industry Co., Ltd., Chuxiong 651209, China;

3. School of Materials Science and Engineering,

Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, China)

Abstract: The influence of the hot rolling process on the microstructure, microtexture and mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy fabricated by electron beam cold hearth melting were investigated. The results show that the prior coarse grains are broken with the increase of the heating deforming number. The grains gradually change to the equiax to form a mass of fine equiaxed α phases. Besides, the fractions of the Low Angles Grain Boundaries (LAGBs) increase with the heating deforming number. After the third heating deforming, the fractions of LAGBs increases by 35.1%, compared with the fractions of LAGBs after the first heating deforming. Meanwhile, the dislocation density increases. The variant selection occurring during the $\beta \rightarrow \alpha$ transformation during the hot rolling process. The strong “T” textures are found after the first heating deforming, and the prismatic $\langle a \rangle$ slip system triggers firstly. The texture component changes with the increase of the heating deforming number. The tensile strength and elongation of the samples significantly improve after the third heating deforming. The tensile strength of the sample at room temperature and 400 °C increase by 271 MPa and 189 MPa in the rolling direction and 300 MPa and 402 MPa in transverse direction, respectively, compared with the as-cast sample. In addition, the elongation of the sample at room temperature and 400 °C increase by 7.4% and 15.3% in rolling direction and 7.6% and 4% in transverse direction, respectively. The fracture mechanisms change from quasi-cleavage fracture to ductile fracture in rolling direction, and the fracture mechanisms change from brittle fracture to ductile fracture in transverse direction.

Key words: TC4 titanium alloy; electron beam cold hearth melting; microstructure; microtexture; mechanical property

Foundation item: Project(2019M653571) supported by China Postdoctoral Science Foundation; Project (51975450) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2021-09-08; **Accepted date:** 2021-10-25

Corresponding author: WANG Wei; Tel: +86-13609264618; E-mail: gackmol@163.com

(编辑 龙怀中)