

包覆轧制TC4细晶板材组织性能演化规律

朱文光^{1,2}, 茹汇鑫¹, 王勤波², 张聪惠¹, 王俭², 王新²,
蒲超博², 马强¹, 张平辉²

(1. 西安建筑科技大学 冶金工程学院, 陕西 西安 710055)

(2. 宝钛集团有限公司, 陕西 宝鸡 721014)

摘要: 研究了初始组织为 α' 马氏体的TC4合金板材在两相区降温包覆轧制及热处理过程中的组织/织构演化规律, 分析了晶粒尺寸、位错密度及织构对合金强度及强度各向异性的影响。结果表明: 合金 β 淬火后可获得多尺度、多变体细针状 α' 马氏体组织。两相区包覆轧制可显著细化晶粒, 形成平均尺寸约0.89 μm 的超细晶组织与 $\langle 0001 \rangle // \text{ND}$ 的B型织构。然而轧态组织呈现细小等轴再结晶晶粒与尺寸较大的变形晶粒组成的混晶组织。板材退火过程中发生静态再结晶(SRX), 组织均匀性提高。同时, 退火处理不改变板材的织构类型, 且Basal型织构强度略有增强。强Basal型织构使得合金的柱面 $\langle a \rangle$ 滑移的施密特因子在TD和RD 2个方向趋于接近, 导致横纵向力学性能差异降低。随着退火温度的升高, 板材强度降低, 其源于晶粒尺寸增加与位错密度降低的协同作用。研究表明, 利用两相区包覆轧制/退火工艺可成功制备出横纵向强度差异小的细晶TC4合金板材, 板材平均晶粒尺寸约2 μm 。为航空航天高性能钛合金制备提供理论基础与技术支持。

关键词: TC4钛合金; 包覆轧制; 组织细化; 织构演化; 拉伸性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)04-1003-10

1 引言

钛合金具有比强度高、抗疲劳、耐腐蚀等系列优异性能, 广泛用于制造飞机承力梁、起落架、隔框、吊架、机匣、叶片等重要构件^[1-4]。随着航空技术的不断发展, 减重与控制成本成为其面临的重大课题。超塑成形/扩散焊接(SPF/DF)技术在结构减重与降成本方面具有显著优势。TC4钛合金具有出色的强韧性能, 优异的耐腐蚀性及良好的高温稳定性, 已广泛用于机身、发动机等复杂薄壁构件制造。然而, 相对于其他钛合金牌号, TC4合金的精密加工和复杂成型仍极具挑战性^[5-7]。细晶/超细晶钛合金可显著降低钛合金超塑性成形温度并提高成形速率。同时, 细化晶粒还可提高合金的强塑性匹配及疲劳强度。因此, 研究钛合金在加工及热处理过程中的组织细化规律, 开发超细晶制备新方法具有重大工程价值。

热机械加工(TMP)是工业化制备细晶组织的有效方法^[8-9]。对于钛及钛合金等高层错能金属, 位错交滑移和攀移容易进行。在高温变形过程中 β 相更易发生动态回复(DRV), 而动态再结晶(DRX)难以发生^[9]。因此很难通过 β 相的动态再结晶细化晶粒。Fan等^[9]在TA15合

金 β 单相区变形过程中发现, DRX的形核速率较低, 从而形成细小DRX晶粒与粗大原始晶粒组成的混晶组织。TC11合金的研究表明, DRV是合金 β 单相区变形的主要机制, 合金只有在低温、较高应变速率下(1000 $^{\circ}\text{C}/0.1 \text{ s}^{-1}$)发生连续动态再结晶(CDRX)^[10]。Vo等人^[11]在IMI834合金 β 变形的研究中亦发现, 动态再结晶很难充分进行, 必须通过后续静态再结晶使组织细化。

值得注意的是两相区TMP工艺, 将形变与相变有机结合, 材料同时发生动态再结晶及相变, 细化效果显著^[9]。国内外学者对钛合金在 α/β 两相区的动态再结晶行为及组织细化规律进行了系列研究^[12-14]。结果表明, 不同初始组织影响合金的再结晶行为, 其中细片层组织最有利于晶粒细化, 变形过程中同时发生 α 相的非匀质形核与非连续动态再结晶(DDRX)。Matsumoto等人^[15]指出片层组织两相区热加工过程中发生DDRX, 而等轴组织以CDRX机制为主导; 小应变下, α 片层界面发生晶界弓出形核即DDRX, 而在片层内部形成亚晶, 亚晶进一步演化为小角度晶界(LAGBs)、大角度晶界(HAGBs), 最终完成CDRX过程。Park等^[16]研究了不同片层组织在两相区加工过程中的组织演化, 其中细片层

收稿日期: 2025-04-25

基金项目: 国家自然科学基金青年基金(52201134); 陕西省重点研发计划(2023KXJ-085, 2024GX-YBXM-353); 陕西省科技创新团队(2023-CX-TD-50)

作者简介: 朱文光, 男, 1987年生, 博士, 副教授, 西安建筑科技大学冶金工程学院, 陕西 西安 710055, 电话: 029-82201862, E-mail: szhuwg@xauat.edu.cn

组织再结晶速率最快,粗片层组织再结晶速率慢。Park^[16-17]等人研究了两相区变形工艺对 Ti-6Al-4V 合金组织演化及再结晶的影响规律。结果表明,变形量增加、温度/应变速率降低促进片层 α 相的动态球化。当变形温度 800 °C、应变率 1.4、应变速率 0.1 s⁻¹ 时,可获得细小均匀的动态再结晶晶粒。中南大学周科朝等人^[13]在 Ti-55511 合金研究中亦发现,细片层组织在变形过程中流变应力最低,细化效果显著。Park 等^[16]提出了两相区降温轧制工艺,其中两相区高温变形有利于片层 α 相充分再结晶,而低温变形可有效抑制晶粒长大,最终成功制备出 Ti-6Al-4V 超细晶组织。日本学者 Matsumoto 等^[18]研究发现 TC4 合金晶粒细化效果与初始组织、变形量、变形温度以及应变速率等多因素相关。当变形温度 700 °C,应变率 0.7,应变速率 10 s⁻¹ 时,可以得到平均晶粒尺寸约 1 μ m 的细晶组织。韩国学者 Park 等人^[17]在 TC4 合金中发现,动态再结晶体积分数随应变量的增加和应变速率的提高而增加,合金在在 800 °C、0.1 s⁻¹ 应变速率、1.4 真应变下可发生充分再结晶,获得平均晶粒尺寸约 2 μ m 的细晶组织。综上可见,钛合金片层组织两相区热加工是商业上获得细晶板材的有效方法。然而,关于钛合金两相区变形,尤其是两相区低温区变形的研究更多为 Gleeble 热模拟及实验室轧制。对于钛合金在两相区低温区工业化生产过程中的组织演化行为及细化机制的研究却鲜有报道。

钛合金的密排六方结构导致其各向异性强^[19],在塑性变形过程中不同取向晶粒的应变分布差异大,易形成细小动态再结晶晶粒与粗大变形晶粒组成的混晶组织。Bieler^[20]指出产生非均匀组织与晶粒取向有关,通过退火发生静态再结晶有望改善热轧形成的非均匀组织。中科院金属所 Li 等人^[21]在 Ti-60 合金中的研究表明, α/β 两相区换向轧制可弱化 T 结构,形成单一 B 结构,而传统单向轧制在材料内部形成典型的 B+T 结构。通常,钛合金室温变形过程中发生的基面/锥面 $\langle a \rangle$ 滑移、锥面 $\langle a+c \rangle$ 滑移以及 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶均使得晶体 $\langle 0001 \rangle$ 方向转向外加应力方向,导致 B 结构的形成^[22]。然而,换向轧制工艺、退火

温度等对 TC4 合金轧制板材组织均匀性、B 型结构的影响规律仍需进一步探究。

本研究以航空工业中应用最广泛的 TC4 合金为对象,以 β 淬火获得的针 α' 状马氏体为初始组织,研究合金在两相区低温区换向包覆轧制过程中的组织、组织演化规律。在此基础上,分析退火工艺对包覆叠轧 TC4 细晶板材组织性能的影响规律。相关研究可为工业上制备细晶钛合金板材提供技术支持和理论指导。

2 实验

本实验采用航空级 TC4 钛合金锻坯作为初始材料,其化学成分如表 1 所示。成分测量利用 ICP-AES 及 C、O、N、H 分析仪确定。利用金相法及 DSC 差热分析确定合金相变点约为 992 °C。材料加工及热处理流程如图 1 所示。首先利用 1200 mm 四辊往复复式热轧机对原始锻坯在 β 相区进行高温开坯轧制及两相区二火轧制。随后对试样进行 β 淬火处理得到针片状的 α' 马氏体。之后在低温两相区内进行一次换向包覆轧制和二次换向包覆轧制,获得厚度约 1 mm,宽度约 1200 mm,长度约 6000 mm 的合金薄板(为了便于区分,将一次换向包覆轧制试样和二次换向包覆轧制试样分别用 CR1 和 CR2 代替)。最后进行不同温度的退火处理,退火温度分别为 720、750、780、810 °C,退火时间为 2 h。

利用配备有高分辨 EBSD 探头的 GeminiSEM300 场发射枪扫描显微镜 (SEM) 和蔡司光学显微镜对轧制和退火试样进行显微组织表征,利用 Image J 软件,使用“划线法”进行晶粒尺寸统计,测量不少于 100 个晶粒以提高统计准确性。金相样品利用 240#~3000# 的碳化硅 (SiC) 金相砂纸进行研磨,再进行机械抛光处理,最后用 Kroll

表 1 TC4 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of TC4 alloy (wt%)

Al	V	C	O	Fe	Ti
6.2	4.1	0.01	0.12	0.14	Bal.

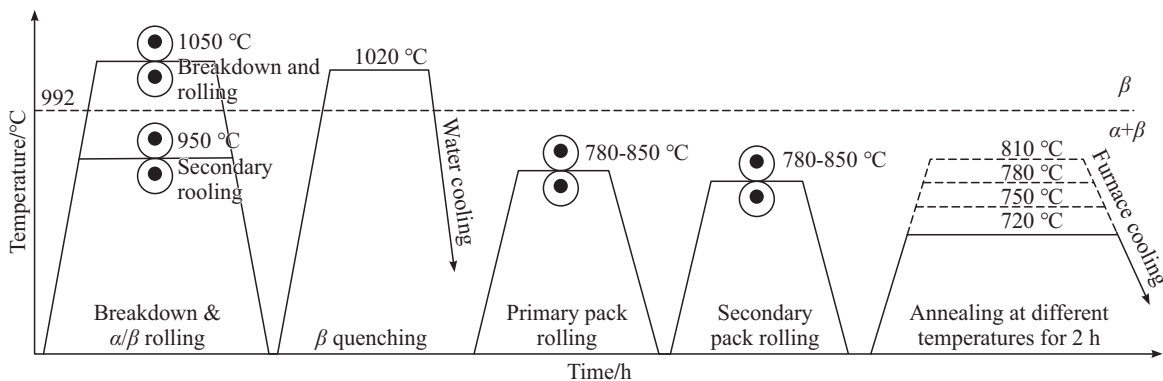


图 1 TC4 板材加工及试验流程图

Fig.1 Flow diagram of TC4 sheet production process

试剂进行腐蚀。EBSD样品用金相3000#砂纸研磨后进行电解抛光,电解液为醋酸:高氯酸=9:1,电压选取36.5 V,电流约为650 mA,抛光30 s。利用电子万能试验机测试包覆轧制及退火试样的室温力学性能,实验方法参照ASTM E8及AMS 4911标准完成。

3 实验结果

3.1 合金开坯及二火轧制过程中的组织演化

图2为锻坯经过1050 °C开坯轧制后的微观组织。 α 相发生塑性变形并产生动态回复/动态再结晶。同时,在变形过程中,晶界优先析出 α 相,晶界 α 相在后续变形过程中发生变形、弯曲。高温大变形导致晶界 α 相呈现不连续分布,如图2a所示。晶内 α 相在轧制温度降至两相区时析出,形成平行分布的 α 丛域(α colony)。多个 α 丛域交错分布,犹如编制的网篮,通常把这种在 β 单相区开始变形,在 α/β 两相区结束变形所得到的组织称为网篮组织。图2b为开坯轧制网篮组织的SEM照片。可以看出,片层 α 相与层间 β 相平行交替分布, α 相长径比较小。图3为合金两相区二火轧制后的显微组织,其中图3a为金相组织,图3b为扫描电镜二次电子像。在两相区变形过程中,片层 α 相占主导,主要发生 α 相的变形与再结晶。由于两相区变形量较小(40%~50%),片层 α 相主要发生变形并弯曲,同时 α 相长径比进一步降低。如图3a、3b红色圆圈所示,部分特定区域 α/β 相界面处的 α 相呈现

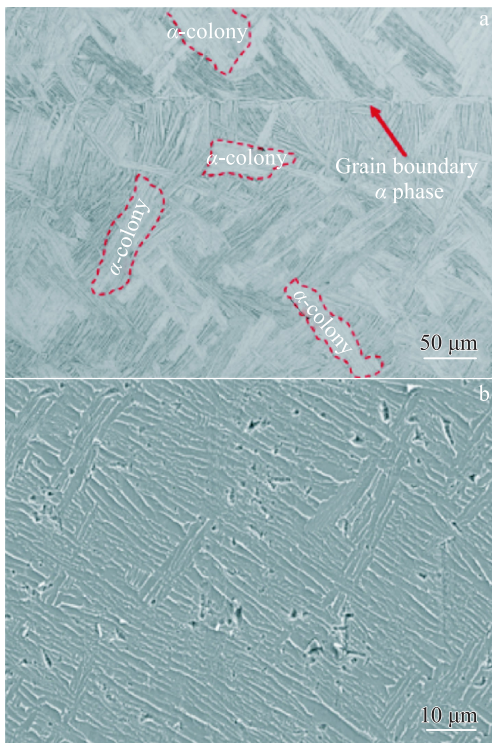


图2 合金 β 相区开坯轧制后显微组织

Fig.2 OM (a) and SEM (b) images of the β phase region of alloy after breakdown and rolling

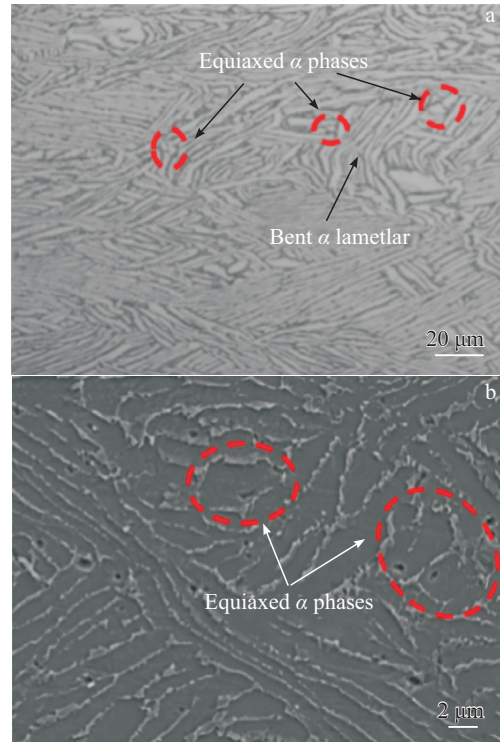


图3 合金两相区轧制后显微组织

Fig.3 OM (a) and SEM (b) images of dual-phase region of alloy after rolling

等轴形貌,说明其在热轧过程中发生了动态再结晶。

图4为合金包覆轧制前 β 单相区淬火及淬火后两相区加热2 h后的微观组织。如图4a、4b所示合金在 β 淬火后形成针状 α' 马氏体组织,马氏体呈现多尺度,多变体分布。如图4c所示,淬火组织两相区加热后仍呈现片层组织形貌。然而,由于两相区加热, α' 马氏体分解,形成片层 α 相。相较于 α' 马氏体,片层 α 相宽度略微增加。图4d为两相区加热组织的IPF图。可见,片层 α 相亦呈现多尺度、多变体分布。由于 α 相在相变过程中未经过任何变形,此时 α 与 β 相满足 Burgers 关系,即 $(0001)_\alpha \parallel (1\bar{1}0)_\beta$, $[11\bar{2}0]_\alpha \parallel [11\bar{1}]_\beta$ 。在上述晶体学关系下可形成12种 α 变体。如图4e所示,ND附近的极点对应的变体,其 c 轴接近平行于ND方向,热轧过程中很难发生充分塑性变形,从而很可能以原始变形晶粒存在于轧态组织中。而其它 α 变体与ND方向的夹角大致介于 $30^\circ \sim 75^\circ$,此时基面、柱面以及锥面 $\langle a \rangle$ 滑移施密特因子(SFs)较高,可开启多系滑移。这类 α 变体热轧过程中可发生充分变形,进而更容易产生动态再结晶,促进组织细化。

图5为合金 β 淬火组织经过1次包覆轧制(CR1试样)后的微观形貌。由图5a、5b可见板材经过包覆轧制后原始 α 片层组织基本消失, α 相发生动态再结晶,呈现类等轴状,平均晶粒尺寸约 $1.8 \mu\text{m}$ 。图5c~图5f进一步显示了CR1试样的IPF图以及GOS图。由图可见,经过一次包覆轧制后形成细小等轴 α 晶粒与板条 α 晶粒组成

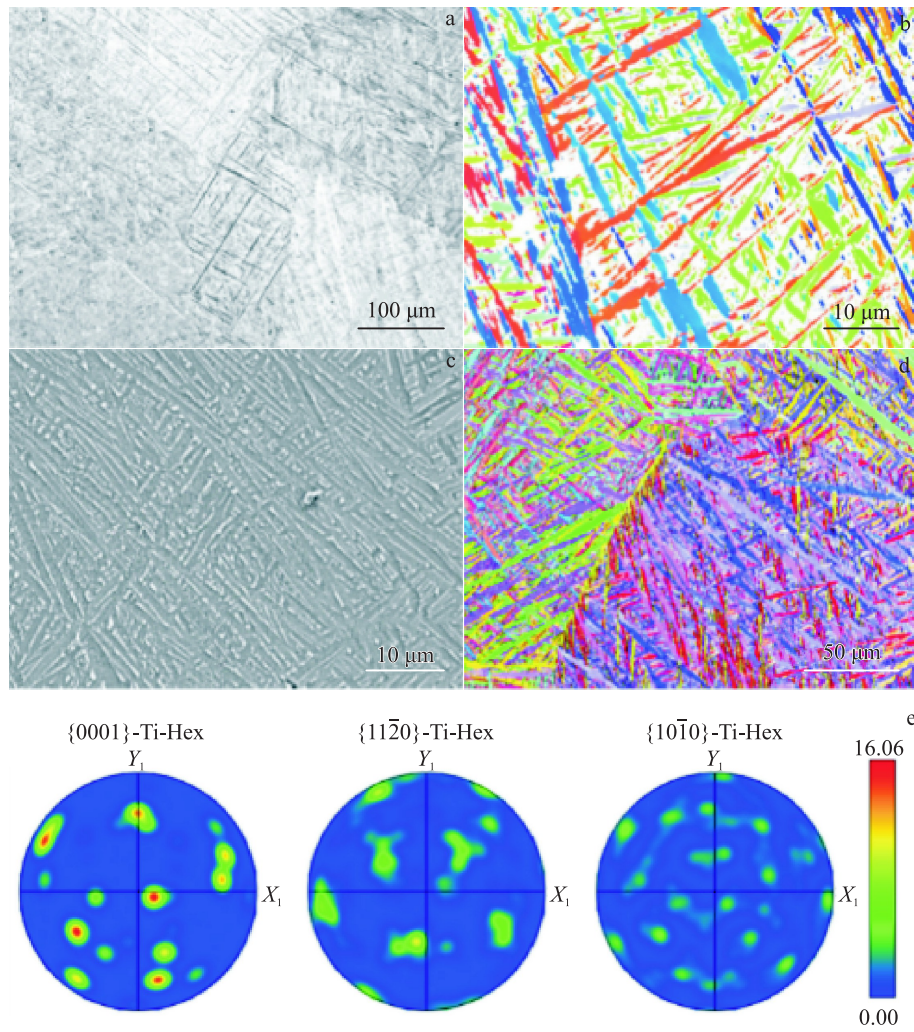


图4 合金一次包覆轧制前组织及合金极图

Fig.4 Microstructures of β phase region (a-b), $\alpha+\beta$ phase region (c-d) and pole figures (e) of alloy before first clad rolling

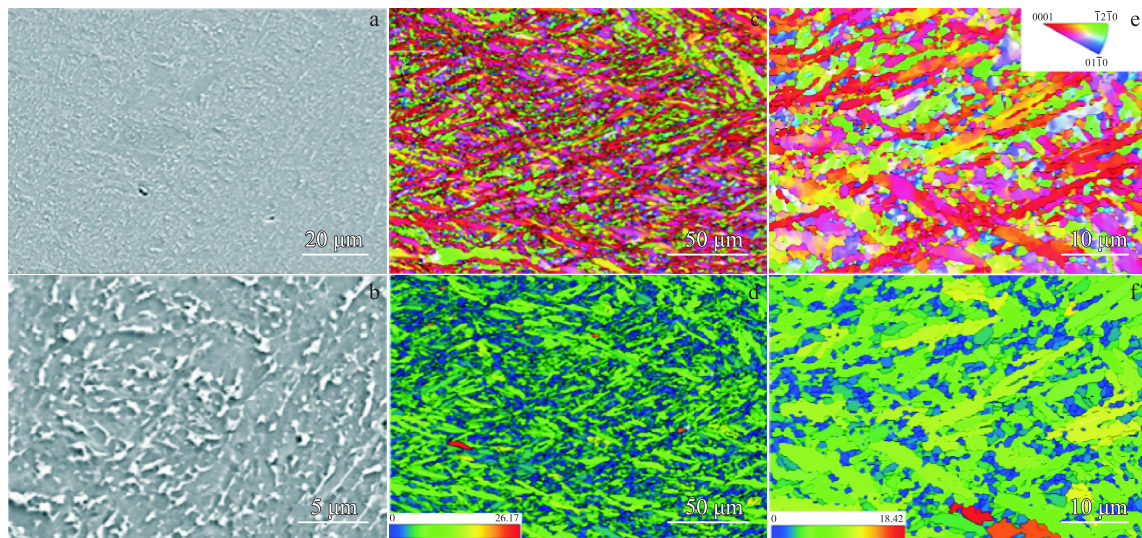


图5 一次包覆试样CR1的微观组织

Fig.5 Microstructures of CR1 sample: (a-b) SEM images; (c) low power IPF map; (d) low power GOS map; (e) high power IPF map; (f) high power GOS map

的混合组织。由 IPF 图可见，板条 α 晶粒以红色晶粒为主，其取向接近 $\langle 0001 \rangle // ND$ 方向。GOS 图反映了晶粒内

部取向差角的大小，取向差小于 2° 的蓝色晶粒为再结晶晶粒，而取向差角大于 2° 为变形晶粒。由图 5d、5f 可见

板条 α 相GOS值较高,为变形晶粒;而板条间的等轴 α 相GOS值低于 2° ,为动态再结晶晶粒。细小等轴再结晶晶粒分布于板条 α 晶界处,呈现所谓的“项链状”结构,为典型的非连续动态再结晶(DDR_X)特征。

图6为合金 β 淬火组织经过二次包覆轧制(CR2试样)后的微观形貌。图6a、6b为CR2试样SEM组织,对比图5a、5b可见,二次轧制后晶粒进一步细化,板条组织消失, α 相呈现细小的等轴晶粒,平均晶粒尺寸约 $0.89\ \mu\text{m}$ 。由IPF图可见, α 晶粒形成 $\langle 0001 \rangle // \text{ND}$ 的基面B织构。由图6d、6f可见,仍呈现出尺寸较大的变形晶粒(浅绿色/黄色)与细小等轴再结晶晶粒(蓝色)组成的混合组织。

图6d、6f的GOS图可见,细小等轴晶粒为再结晶晶粒,而尺寸较大的多边形/等轴晶粒为变形晶粒,2种晶粒均为 c 轴平行于ND方向的硬取向。合金经过2次换向包覆轧制后,在低温大累积应变的作用下,发生了明显的动态再结晶,晶粒尺寸显著细化。然而由于不同取向晶粒的应变分配不同,即硬取向晶粒变形小,而软取向晶粒变形充分,导致轧制后形成细小再结晶晶粒与变形晶粒组成的混晶组织。

3.2 退火对合金微观组织及力学性能的影响

图7、图8为二次包覆轧制CR2试样经过 $720\sim 810\ ^\circ\text{C}$ 退火的微观组织。在 $720\ ^\circ\text{C}/2\ \text{h}$ 退火后,由于温度较低,

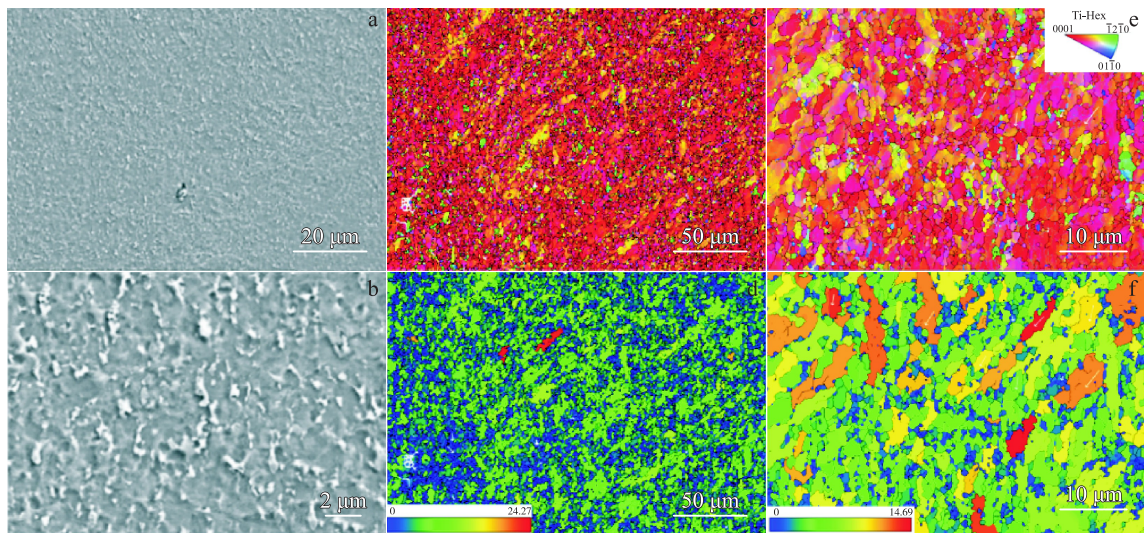


图6 二次包覆试样CR2的微观组织

Fig.6 Microstructures of CR2 sample: (a-b) SEM image; (c) low power IPF map; (d) low power GOS map; (e) high power IPF map; (f) high power GOS map

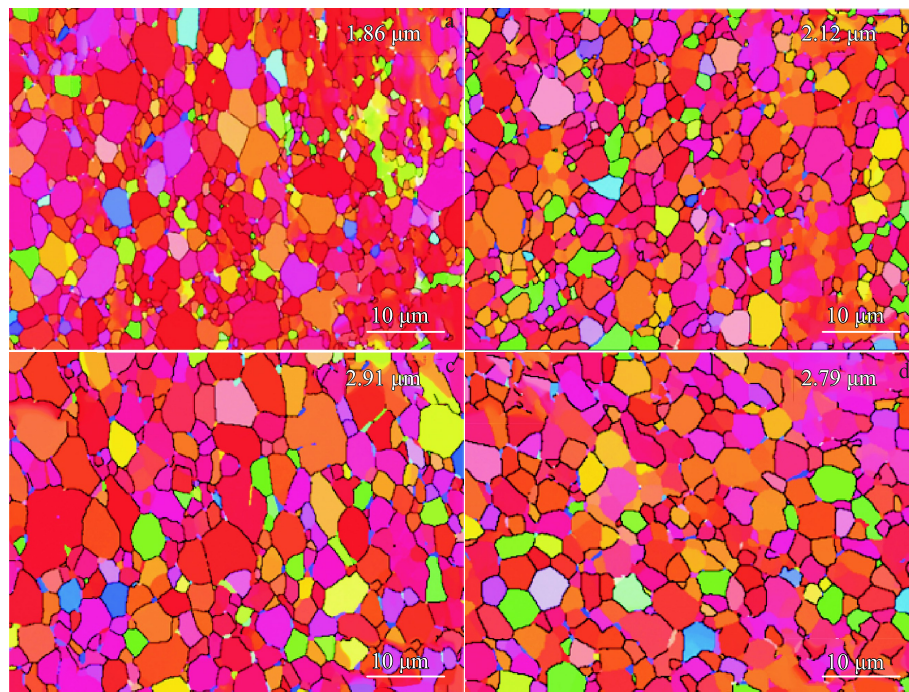


图7 CR2试样在不同温度退火2 h的IPF图

Fig.7 IPFs of the CR2 samples after annealing at different temperatures for 2 h: (a) $720\ ^\circ\text{C}$, (b) $750\ ^\circ\text{C}$, (c) $780\ ^\circ\text{C}$, and (d) $810\ ^\circ\text{C}$

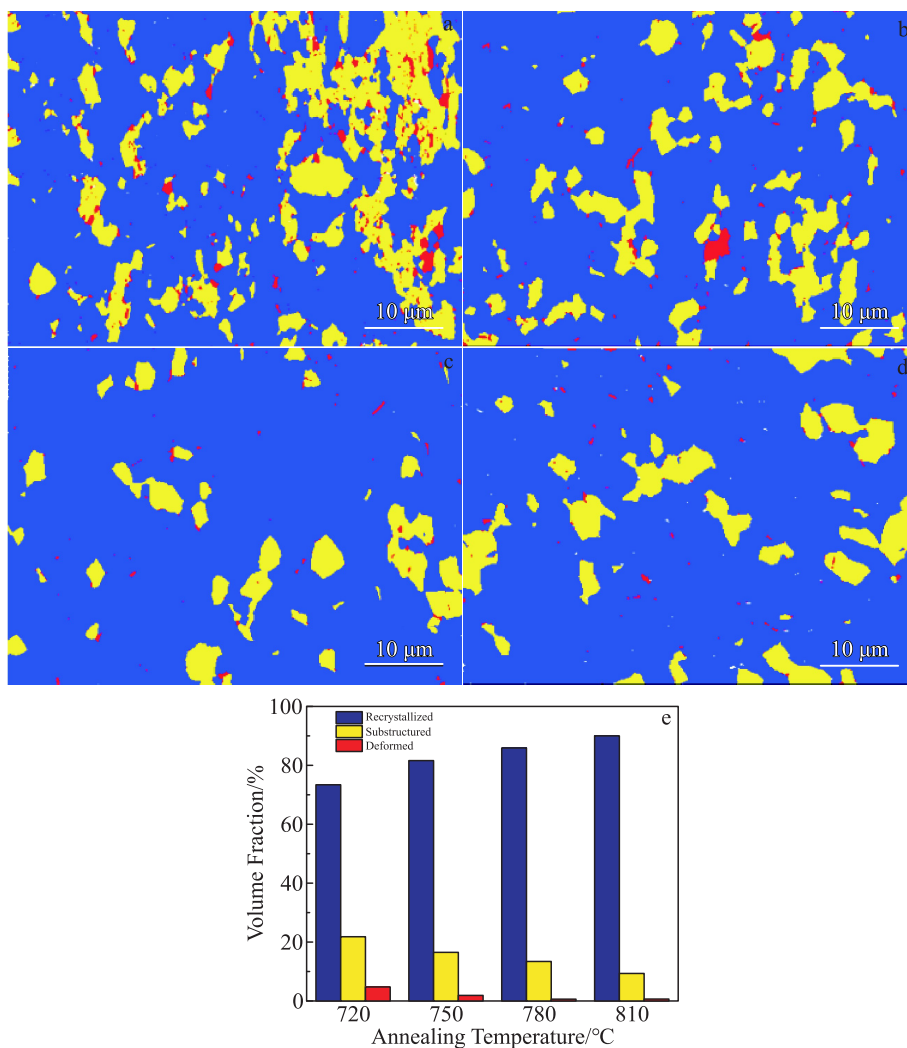


图8 CR2 试样在不同温度退火的再结晶分布图和体积分数

Fig.8 Distribution maps and volume fraction of recrystallized grains (e) for CR2 samples after annealing at different temperatures: (a) 720 °C, (b)750 °C, (c) 780 °C and (d) 810 °C

试样不足以发生完全再结晶,而只发生有限的静态再结晶,再结晶比例较轧态样品相略有增加,平均晶粒尺寸约 1.86 μm,如图 7a、图 8a 所示。随着退火温度的升高,晶粒缓慢长大。同时,再结晶晶粒体积分数增加,而变形晶粒体积分数降低。在 780 和 810 °C (图 7c、7d),平均晶粒尺寸增大到 2.91 和 2.79 μm。

图 8 为退火温度对合金再结晶影响的规律。其中蓝色为再结晶晶粒,黄色为亚晶粒,红色为变形晶粒。随着退火温度的升高,再结晶晶粒体积分数不断增加。而亚晶粒、变形晶粒的体积分数不断降低。当退火温度升高至 780~810 °C 时,变形晶粒几乎全部转变为再结晶晶粒。由图 7 和图 8 可知,退火后晶粒尺寸均匀性相较于轧态组织有显著改善。轧制时,不同取向晶粒动态再结晶程度不同,有的晶粒刚开始再结晶,有的仍呈现原始变形晶粒形貌,形成混晶组织。随着退火的进行,动态再结晶晶粒发生长大,变形晶粒发生静态再结晶。基于奥斯瓦尔德熟化理论,退火过程大晶粒晶界不断迁移吞并小晶粒,晶

粒发生长大,混晶组织得到有效改善。

3.3 合金轧制及退火过程中的组织演变

已有研究表明,双相钛合金在两相区热轧时(不换向)形成($\langle 0001 \rangle // ND$)的双结构,T 结构的存在导致板材横向强度高于纵向,对超塑性成形及安全服役产生不利影响。由图 9 可见,一次包覆轧制后板材整体呈现($\langle 0001 \rangle // TD$)的 T 型结构,并有强度较低的($\langle 0001 \rangle // ND$)的 B 型结构,即形成强 T+弱 B 的双结构。T 型结构的形成源于两相区变形过程中,含有一定量的 β 相, β 相在热变形过程中易形成旋转立方结构(rotate cube),旋转立方结构在 β 相向 α 相相变过程中会促进 T 结构的形成。相较于 CR1 试样,CR2 试样的 B 型结构($\langle 0001 \rangle // ND$)更集中,同时($\langle 0001 \rangle // TD$)的 T 型结构基本消失。经二次换向包覆轧制后组织结构发生改变,由一次包覆轧制的强 T+弱 B 型结构演变为单一的强 B 型结构。这是由于第二次包覆轧制过程中,轧制温度进一步降低, α 相含量增加,同时换向轧制改变了板材的受力方式,更多的 α 相发生

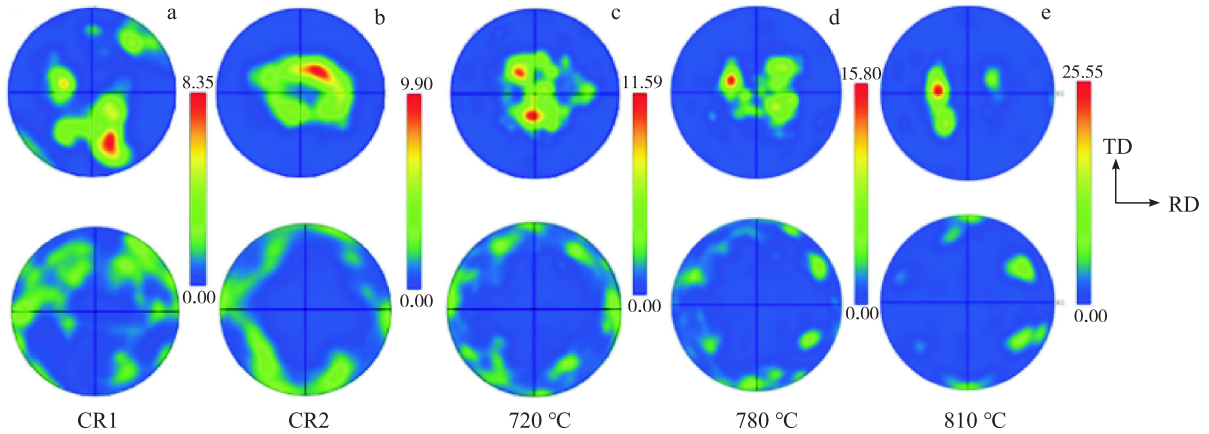


图9 包覆轧制试样及不同温度退火试样的组织演化

Fig.9 Texture evolution of CR1 (a) and CR2 (b) samples and samples annealed at different temperatures: (c) 720 °C, (d) 780 °C and (e) 810 °C

基面、锥面<a>滑移,促使晶粒由<0001>//TD转向<0001>//ND方向。CR2 试样经过不同温度退火后,其结构类型与轧态试样接近,仍为B型结构。不同的是,随着退火温度升高,B型结构的强度增加,其可能是退火过程中静态再结晶所致。

3.4 合金拉伸性能与强度各向异性

合金经不同温度退火后的室温拉伸性能如图10所示。一次包覆轧制的CR1 试样具有高的屈服强度和抗拉强度,且TD方向的强度高于RD方向。随着退火温度的升高,合金强度降低,塑性提高,但2个方向之间始终存在明显的强度差异。同时,TD、RD试样在轧态的延伸率接近,随着退火温度的升高CR1 试样的横纵向延伸率差异增加。

对于CR2 样品,合金轧态亦具有较高的强度,RD方

向屈服强度和抗拉强度分别为1060和1075 MPa,TD方向屈服强度和抗拉强度分别为1075和1085 MPa。轧态试样的横向、纵向强度差异仅仅约15 MPa。随退火温度的升高,横向、纵向试样强度均逐渐降低,塑性升高。当温度升高至810 °C时,RD方向屈服强度和抗拉强度分别降低到909 MPa和921 MPa,TD方向屈服强度和抗拉强度分别降低到883.50 MPa和912.00 MPa。合金横、纵向力学性能差异显著低于一次包覆轧制试样。从图10a和10d可以发现,二次包覆轧制试样横、纵向强度差异降低,且随着退火温度升高,TD和RD方向强度差异进一步缩小。可见,两相区换向轧制可显著降低板材横向、纵向强度差异,是制备各向同性钛合金板材的有效方法。

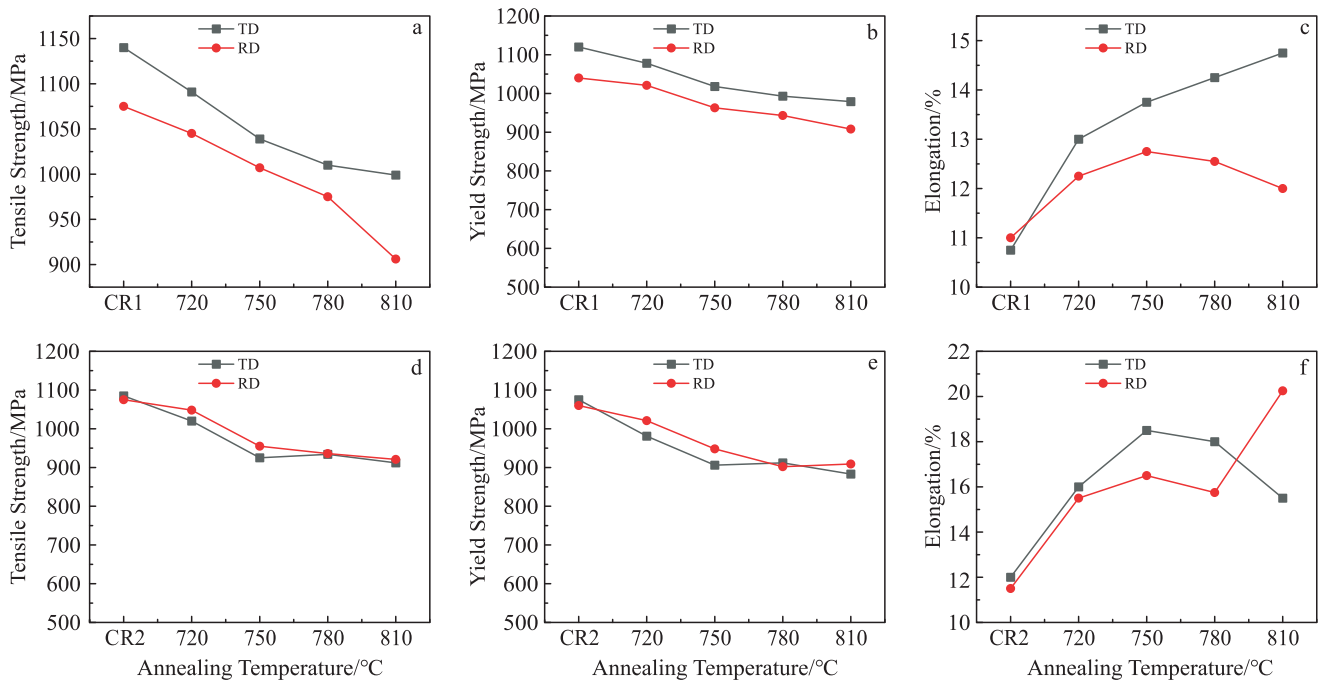


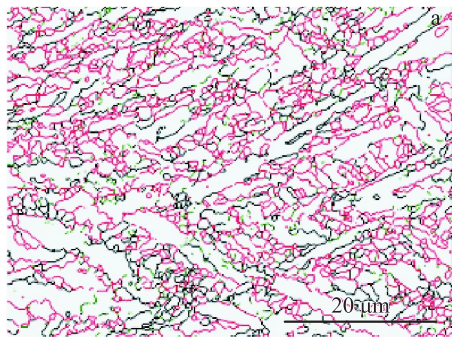
图10 CR1、CR2样品经不同温度退火后的室温拉伸性能

Fig.10 Room temperature tensile properties of CR1 (a–c) and CR2 (d–f) samples annealed at different temperatures: (a, d) tensile strength; (b, e) yield strength; (c, f) elongation

4 分析与讨论

4.1 板材轧制过程中的动态再结晶(DRX)

当变形量大于临界变形量时会引起动态再结晶的发生。如图 5c 所示,形成细小等轴 α 晶粒与板条 α 晶粒组成的混合组织。细小等轴晶粒沿原晶界突出生长,形成“项链状”结构,这是发生非连续动态再结晶的典型特征^[10,23]。DDRX 的形核过程由 HAGBs 的迁移主导,形核通常在晶界处^[10]。而 CDRX 晶粒是经过位错积累形成位错胞,位错胞壁形成亚晶,亚晶界不断吸收晶内位错增加取向差($<15^\circ$),直至形成再结晶晶粒。在此过程中取向差角是由 LAGBs 逐渐向 HAGBs 转变的。因此,CDRX 形成新晶粒的 HAGBs(由 LAGBs 转变)取向差较低。而通过 HAGBs 迁移形成的晶粒具有任意取向差,其中也存在极高的 HAGBs。如图 11a 为 CR1 晶界图,将 HAGBs ($>15^\circ$)的取向差角分为高、中、低,3 个区间,低区间为 $15^\circ\sim 20^\circ$ 用图中绿线表示,中区间为 $20^\circ\sim 50^\circ$ 用图中黑线表示,高区间为 $>50^\circ$,用红线表示。结果显示,高角度晶界取向差角处于 $15^\circ\sim 20^\circ$ 区间的仅占 6.59%,这些晶粒可能是通过 CDRX 或 DDRX 产生的。但可以推断完全被高角度晶界($>50^\circ$)包围的晶粒不可能是通过 CDRX 产生的。由图 11 可以看出取向差角 $>50^\circ$ 晶粒比例更高,由此可以推断在轧制过程中晶粒更多发生 DDRX。



15°-20° 6.59% 20°-50° 32.8% >50° 60.6%

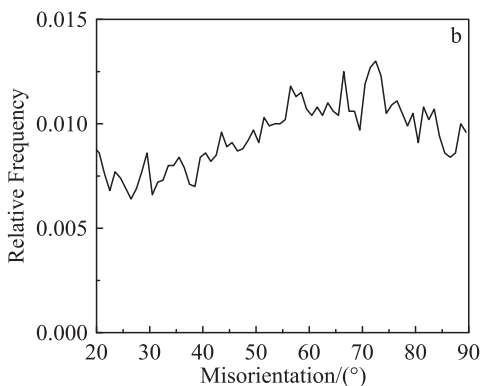


图 11 CR1 试样的高角度晶界图和取向差分布图

Fig.11 High-degree grain boundary map (a) and misorientation distribution map (a) of the CR1 sample

4.2 退火对合金力学性能的影响

4.2.1 晶粒尺寸的影响

随退火温度的升高,晶粒长大,材料的强度降低。这一变化可用 Hall-Petch 关系式加以分析:

$$\sigma_s = \sigma_0 + Kd^{\frac{1}{2}} \quad (1)$$

式(1)中, σ_s 为材料的屈服强度, σ_0 为点阵摩擦阻力(对于同一种材料其值不变), K 为常数, d 为合金平均晶粒尺寸。

由式(1)可知,屈服强度与晶粒尺寸的平方根成反比,晶粒尺寸增大,强度减小。随着退火温度的升高,晶粒尺寸增大,抗拉强度和屈服强度逐渐减小,两者基本符合 Hall-Petch 关系。

4.2.2 位错密度的影响

退火过程中,合金发生回复再结晶,材料内部小角度晶界等亚结构减少,位错密度显著降低,热轧产生的加工硬化现象消失,导致强度的降低。包覆轧制试样及不同温度退火试样的几何必须位错(GNDs)密度如图 12 所示。合金退火后 GNDs 密度降低显著。在 810°C 退火后,绿色区域显著减少,试样平均几何位错密度为 $2.51 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$,与 CR2 相比,降低了 1 个数量级。同时,根据经典泰勒公式:

$$\sigma_0 = MaGb\sqrt{\rho} \quad (2)$$

式中, σ_0 为合金强度, G 是剪切模量, b 是 Burgers 矢量的大小, α 是对位错相互作用进行加权的因子, M 为多晶体平均泰勒因子。由式(2)可知,流变应力与位错密度的平方根成正比,随着退火的进行,材料内部几何必须位错密度 ρ 降低,合金强度 σ_0 降低。其次,由于晶内几何必须位错密度的降低,亚结构减少,材料塑性变形过程中可以激发更多的位错发生滑移,塑性增加。

4.3 织构对合金强度各向异性的影响

如图 9 所示,CR1 呈现 T 型织构,CR2 及退火态样品均得到 B 型织构,换向轧制使得 T 织构弱化。钛合金 [0001] 方向的弹性模量及强度高于其他方向^[24]。T 型织构即 [0001] 平行于 TD 方向,当加载轴与 TD 的 θ 角为 0° 时柱面和基面滑移的施密特因子(SFs)均为 0,即 T 型织构导致 TD 方向屈服强度高于 RD 方向。在对 TC4 板材 2 次换向轧制后,形成 [0001] 平行于 ND 的 B 型织构。为了确定晶体取向对强度各向异性的影响,对 CR2 试样不同方向(RD、TD)加载时,柱面、基面和锥面 $\langle a \rangle$ 滑移的 SFs 进行统计,如图 13 所示。图 13a 为 CR2 及不同温度退火后柱面 $\langle a \rangle$ 滑移 Schmidt 因子图。通常,柱面 $\langle a \rangle$ 滑移为钛合金塑性变形最优开启的滑移系,决定了合金的屈服强度。由图 13a 可见,CR2 试样沿 TD、RD 方向拉伸时,其柱面 $\langle a \rangle$ 滑移的施密特因子值均较高(约 0.4),经过退火处理后合金 2 个方向柱面 $\langle a \rangle$ 滑移的施密特因子差值趋于一致,但相比于轧态 CR2,退火态 CR2 2 个方向柱面 $\langle a \rangle$

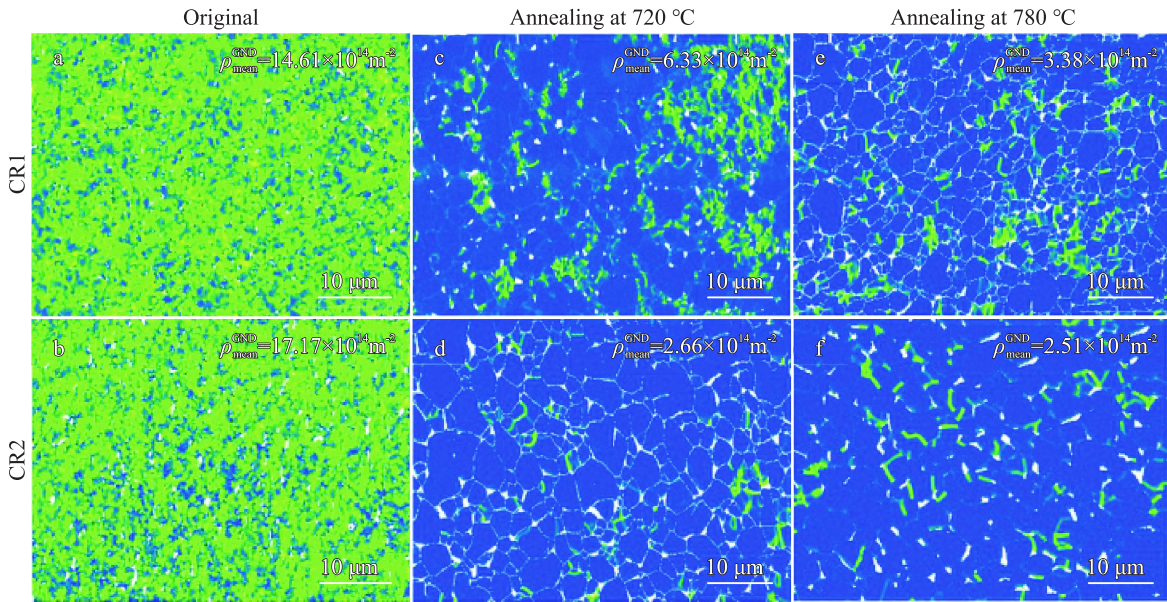


图12 合金几何必须位错密度

Fig.12 GNDs of CR1 and CR2 samples obtained from corresponding KAM maps

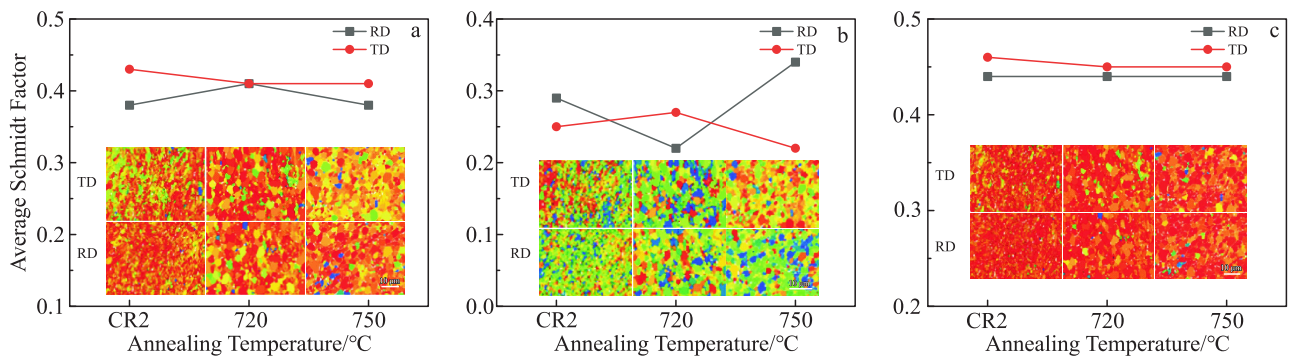


图13 CR2试样在不同温度退火后的各滑移系Schmidt因子图

Fig.13 Schmidt factors of the CR2 samples annealed at different temperatures: (a) prismatic <a> slip, (b) basal <a> slip, and (c) pyramidal <a> slip

>滑移的施密特因子差值更小。由此可以推断,换向轧制形成的B型组织使得合金沿TD、RD拉伸时柱面滑移SFs值高且差异较小,从而导致TD、RD方向的屈服强度差异小。在不同温度退火后锥面<a>滑移的SFs值如图13c所示,也呈现出RD、TD方向SFs较高的趋势,然而由于锥面<a>滑移的临界分切应力高,其在塑性变形中,不是决定合金屈服强度的主要因素。基面<a>滑移的SFs图表明,沿RD、TD方向拉伸时,SFs较低(约0.3),基面<a>滑移不易优先开启。

5 结论

1) 合金在两相区一次包覆轧制过程中发生了DDRX,原始片层消失, α 相发生球化,形成细小等轴再结晶 α 晶粒与尺寸较大的变形晶粒。

2) 两相区二次包覆轧制可获得平均晶粒尺寸约为0.89 μm 超细晶组织。随退火温度升高,合金发生连续静态再结晶,晶粒尺寸增大,组织均匀性提高。

3) CR2退火板材强度各向异性小,其源于B型组织

的形成,合金沿TD、RD方向变形柱面<a>滑移的施密的因子趋于接近。退火板材强度降低源于晶粒尺寸增加与位错密度降低的协同作用。

参考文献 References

[1] Xun Y W, Tan M J. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2000, 99(1-3): 80
 [2] Li Lei(李磊), Han Feixiao(韩飞孝), Zhou Min(周敏). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(11): 3909
 [3] Han Ying(韩盈), Yu Wei(余伟), Dong Entao(董恩涛) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(10): 3585
 [4] Gao Wenping(高文平), Lv Xianghong(吕祥鸿), Xie Junfeng(谢俊峰) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(1): 151
 [5] Liu Zhanguang(刘章光), Li Peijie(李培杰), Yin Xiyue(尹西岳) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(11): 3473
 [6] Zhang Fangzhe(张方哲), Zhou Qing(周清), Tong Guoquan(童国

- 权) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(2): 231
- [7] Zhang Xuemin(张学敏), Zeng Weidong(曾卫东), Li Yue(李悦) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(10): 3202
- [8] Ko Y G, Lee C S, Shin D H *et al. Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2006, 37(2): 381
- [9] Fan X G, Yang H, Gao P F *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2016, 234: 290
- [10] Kapoor R, Reddy G B, Sarkar A. *Materials Science & Engineering A*[J], 2018, 718: 104
- [11] Vo P, Jahazi M, Yue S. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2008, 39(12): 2965
- [12] Wang Ke, Wu Mingyu, Yan Zhibin *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2018, 712: 440
- [13] Li Chao, Zhang Xiaoyong, Zhou Kechao *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2013, 573: 75
- [14] Balachandran S, Kumar S, Banerjee D. *Acta Materialia*[J], 2017, 131: 423
- [15] Matsumoto H, Bin L, Lee S H *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2013, 44(7): 3245
- [16] Park P C H, Kim J H, Yeom J T *et al. Scripta Materialia*[J], 2013, 68(12): 996
- [17] Park C H, Ko Y G, Park J W *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2008, 496(1): 150
- [18] Matsumoto H, Yoshida K, Lee S H *et al. Mater Lett*[J], 2013, 98: 209
- [19] Luo Yumeng(骆雨萌), Liu Jinxu(刘金旭), Li Shukui(李树奎) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(11): 2692
- [20] Bieler T R, Semiatin S L. *International Journal of Plasticity*[J], 2002, 18(9): 1165
- [21] Li Wenyuan, Chen Zhiyong, Liu Jianrong *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2019, 35(5): 790
- [22] Wang Wei(王伟), Zhou Shanqi(周山琦), Gong Penghui(宫鹏辉) *et al. Chinese Journal of Materials Research*(材料研究学报)[J], 2023, 37(1): 70
- [23] Gao Pengfei, Yang He, Fan Xiaoguang *et al. Journal of Alloys & Compounds*[J], 2014, 600: 78
- [24] Won J W, Park K T, Hong S G *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2015, 637: 215

Effect of Clad Rolling Process on Microstructure and Properties Evolution of Fine-Grain TC4 Alloy Sheet

Zhu Wenguang^{1,2}, Ru Huixin¹, Wang Qinbo², Zhang Conghui¹, Wang Jian², Wang Xin²,
Pu Chaobo², Ma Qiang¹, Zhang Pinghui²

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

(2. Baoti Group Co., Ltd, Baoji 721014, China)

Abstract: The microstructure evolution of TC4 alloy plates with α martensitic as primary microstructure in dual-phase region during clad rolling and annealing were investigated. The relationship between microstructure evolution (grain size, texture) and strength of the alloy was discussed. The results show that β -quenched alloy exhibits fine lamellae α' martensite which displays multi-scale and multi-variant distribution. The grain of β -quenched alloy is significantly refined with average grain size of 0.89 μm and $\langle 0001 \rangle$ Basal texture forms after two-phase cross rolling. However, a mixed structure, consisting of fine recrystallized grains and coarse deformed grains, is observed. During annealing process, the rolled samples undergo continuous static recrystallization, resulting in the formation of fine equiaxed grain (approximately 1.86 μm at 720 $^{\circ}\text{C}$). Meanwhile, annealing treatment do not change the texture type, while the intensity of Basal texture is slightly enhanced. The strong Basal texture makes the Schmidt factor of prismatic $\langle a \rangle$ slip close to each other along the direction of TD and RD, which results in the decrease in strength difference between transverse and longitudinal direction. The strength of the sheet decreases with the increase in annealing temperature, which is due to the synergistic effect of the increase in grain size and the decrease in dislocation density. The result shows that the fine grained TC4 alloy with Basal texture can be fabricated by using $\alpha+\beta$ phase cross rolling and annealing, which provides a theoretical basis and technical support for the preparation of fine-grain titanium alloy plates for aerospace applications.

Key words: TC4 titanium alloy; clad rolling; annealing treatment; microstructure evolution; tensile property

Corresponding author: Wang Qinbo, Master, Senior Engineer, Baoji Titanium Industry Co., Ltd, Baoji 721014, P. R. China, Tel: 0086-917-3382771, E-mail: wangqinbo1980@163.com