

DOI: 10.16410/j.issn1000-8365.2026.5194

IMI 834 钛合金的热变形行为及有限元模拟

杨 草^{1,2}, 刘 浪², 张林嘉^{1,3}, 景春红^{1,4}, 唐 斌¹

(1. 西北工业大学 材料学院, 陕西 西安 710072 2. 中国航发贵州黎阳航空发动机有限公司, 贵州 贵阳 550014 3. 海装广州局驻贵阳地区军事代表室, 贵州 贵阳 550000 4. 中国第二重型机械集团德阳万航模锻有限责任公司, 四川 德阳 618000)

摘要: IMI 834 钛合金是一种具有优异综合性能的近 α 型钛合金, 是航空发动机用耐 550~600 °C 高温钛合金, 在航空航天领域具有广泛的应用前景。然而 IMI 834 合金由于 $\alpha+\beta$ 两相区狭窄, 导致合金锻造成型窗口小, 因此合金组织性能对锻造工艺参数敏感。但目前针对 IMI 834 合金在高温变形过程中的组织演化机制尚缺乏系统研究。因此, 本研究以 IMI 834 钛合金为研究对象, 通过有限元模拟结合等温单向压缩实验, 系统研究了不同变形温度 (990, 1 000 和 1 010 °C) 下合金的显微组织与结构的演变规律。实验采用直径为 100 mm 的圆柱试样, 在 50% 变形量和 3 mm/s 下压速率条件下进行单向热压缩。有限元模拟表明, 在不同温度下, 试样应变分布基本一致, 应变梯度主要存在于外表层与心部之间, 温度差异主要存在于心部与上下端面之间。这一应变和温度分布特征与实验观察到的组织差异具有明确对应关系: 心部与外表层组织之间的显著差异, 可归因于应变梯度所引发的不均匀变形, 以及温度分布差异所导致的动态再结晶行为变化共同作用的结果。对压缩后样品不同区域的组织进行表征, 结果表明, 随着温度升高, 初生 α 相含量逐渐减少, 球化程度增加, 试样从以动态回复为主逐渐转变为动态再结晶为主导, 织构强度先增后减, 组织均匀性提高。

关键词: 单向压缩; 有限元模拟; 动态再结晶; 织构

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)05-0557-10

Hot Deformation Behavior and Finite Element Simulation of IMI 834 Titanium Alloy

YANG Cao^{1,2}, LIU Lang², ZHANG Linjia^{1,3}, JING Chunhong^{1,4}, TANG Bin¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Northwest Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. AECC Guizhou Liyang Aero Engine Co., Ltd., Guiyang 550014, China; 3. Guiyang Military Representative Office of Guangzhou Bureau of Naval Armament Department, Guiyang 550000, China; 4. China National Erzhong Group Deyang Wanhang Die Forging Co., Ltd., Dengyang 618000, China)

Abstract: IMI 834 titanium alloy is a near-alpha titanium alloy known for its excellent comprehensive properties. It serves as a high-temperature titanium alloy capable of withstanding temperatures between 550 °C and 600 °C, making it suitable for use in aeroengines and offering broad application prospects in the aerospace field. However, owing to its narrow $\alpha+\beta$ two-phase region, the IMI 834 alloy has a limited forging process window, which results in a high sensitivity of its microstructure and properties to the forging parameters. Nevertheless, systematic studies on the evolution mechanisms of the microstructure and texture of IMI 834 alloys during high-temperature deformation are still lacking. Therefore, the evolution of the microstructure and texture of IMI 834 titanium alloys was systematically investigated at different deformation temperatures (990, 1 000 and 1 010 °C) through finite element simulations combined with isothermal unidirectional compression experiments. Cylindrical samples with a diameter of 100 mm were subjected to unidirectional hot compression under conditions of 50% deformation and a strain rate of 3 mm/s. Finite element simulations reveal that the strain distribution across the samples remained largely consistent at different temperatures, with strain gradients

收稿日期: 2025-09-02

基金项目: 凝固技术全国重点实验室自主课题(2024-ZD-03)

作者简介: 杨 草, 1993 年生, 硕士, 工程师. 研究方向为钛合金锻造. Email: yangcao@mail.nwpu.edu.cn

通信作者: 唐 斌, 1984 年生, 博士, 教授. 研究方向为航空航天用先进金属结构材料及其特种制造技术. Email: Toby@nwpu.edu.cn

引用格式: 杨草, 刘浪, 张林嘉, 景春红, 唐斌. IMI 834 钛合金的热变形行为及有限元模拟[J]. 铸造技术, 2026, 47(5): 557-566.

YANG C, LIU L, ZHANG L J, JING C H, TANG B. Hot deformation behavior and finite element simulation of IMI 834 titanium alloy [J]. Foundry Technology, 2026, 47(5): 557-566.

primarily observed between the outer surface and the core, whereas temperature variations exist between the core and the upper/lower end surfaces. These strain and temperature distribution characteristics clearly correspond to the microstructural differences observed experimentally: the significant distinction between the core and surface-layer microstructures can be attributed to the combined effects of nonuniform deformation caused by strain gradients and variations in dynamic recrystallization behavior resulting from temperature distribution differences. Microstructural characterization of different regions of the compressed samples revealed that as the temperature increased, the content of the primary α phase gradually decreased, spheroidization became more pronounced, and the dominant deformation mechanism shifted from dynamic recovery to dynamic recrystallization. The texture intensity initially increased but then decreased, whereas the microstructural homogeneity improved.

Key words: unidirectional compression; finite element simulation; dynamic recrystallization; texture

近 α 型钛合金是制造航空发动机重要结构的材料,主要用于航空发动机压气机盘件、机匣等,能显著提高压气机增压比,提高效率^[1-4]。IMI 834 钛合金是一种具有优异综合性能的近 α 型钛合金,是一种航空发动机用耐 550~600 °C 高温钛合金,在航空航天领域具有广泛的应用前景^[5-6]。IMI 834 合金由于 Al 当量高, $\alpha+\beta$ 两相区狭窄,导致合金锻造成型窗口小,因此合金组织性能对锻造工艺参数敏感。随着发动机结构设计整体化、轻量化发展,涡轮前温度提升,压气机盘、机匣等材料尺寸增大、截面尺寸变化大,导致盘件组织均匀性控制难度提升^[7-8]。

钛合金的微观组织与织构特征对力学性能具有重要影响,尤其是在热加工过程中,动态再结晶与回复行为直接决定了最终组织的均匀性和性能稳定性^[9-11]。陈蓬等^[12]研究了 TA18 钛合金的高温变形行为,热模拟压缩实验表明,随着温度升高,合金发生同素异构转变,合金组织由等轴组织转变为网篮组织。朱文进等^[13]对近 α 型 Ti-1100 合金的热压缩试验进行了有限元分析,结果表明,试样在低温高应变速率下不均匀变形程度较大,而在高温低应变速率下,内部变形相对均匀,且两种变形条件下 α 晶粒的形貌具有较大差异。Xiao 等^[14]对近 α 型 TA15 钛合金的热压缩过程进行了有限元模拟,结果表明轴向温差随着样品纵横比的增加而逐渐减小,同时样品膨胀,导致沿径向的温度梯度增加。因此,钛合

金的热变形过程对组织调控极为重要,对钛合金的拉伸性能有着决定性作用^[15-16]。等温锻造作为一种重要的热加工工艺,可通过控制温度与应变条件调控组织演变^[17-18]。但目前针对 IMI 834 合金在高温变形过程中的组织与织构演化机制尚缺乏系统研究。因此,本文以 IMI 834 钛合金为例,系统研究近 α 型钛合金两相区锻造过程中合金的流变行为,研究锻造温度对单向热压缩宏观及微观组织特征的影响。

本研究通过等温单向压缩实验,结合有限元模拟,分析不同温度(990、1 000 及 1 010 °C)下 IMI 834 合金的应变场与温度场分布,并利用光学显微镜(optical microscope, OM)和电子背散射衍射(electron backscatter diffraction, EBSD)技术对压缩后试样的不同区域进行组织与织构表征,旨在揭示温度对动态再结晶行为、初生 α 相演变及织构形成的影响规律,为优化 IMI 834 钛合金的热加工工艺提供理论依据。

1 实验材料与方法

研究用 IMI834 合金棒材的直径为 250 mm,如图 1 所示。棒材经过了 3 次真空自耗熔炼、开坯锻造和反复墩拔(将此状态试样称为原始态)。利用线切割在棒材上截取直径为 100 mm 的圆柱型试样,在 630 T 等温锻造压机上进行等温单向压缩实验,模具预热温度为 600 °C,样品在箱式电阻加热炉中加热至锻压温度后放置在压机平板模具上进行匀速下

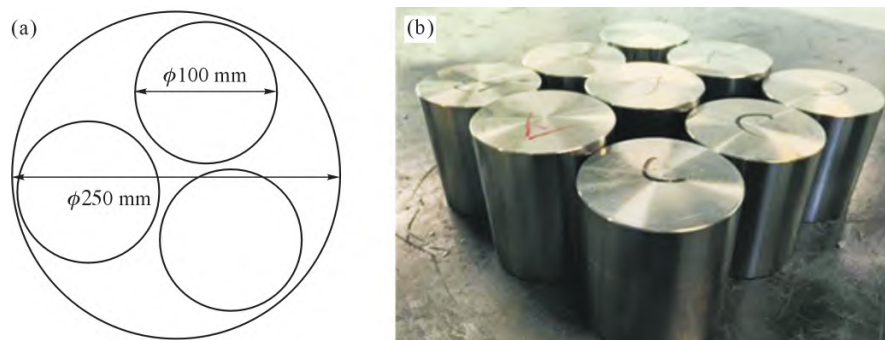


图 1 IMI 834 合金棒材试样:(a) 单向压缩样品取样位置;(b) 直径为 250 mm 的棒材

Fig.1 IMI 834 alloy rod: (a) sampling location of unidirectional compression samples; (b) rod with a diameter of 250 mm

压。锻压温度为 990、1 000 及 1 010 °C,下压量和下压速率分别为 50%和 3 mm/s。在锻后的饼坯样品上进行取样,用于研究显微组织及织构演变规律,样品的取样位置如图 2 所示。试样腐蚀后(腐蚀剂体积比为 HF:HNO₃:H₂O=1:3:6),通过 SDPTOP ICX4IM 金相显微镜进行组织观察。EBSD 试样通过电解抛光对表面进行处理,随后采用 Crossbeam 550 型号扫描电子显微镜进行 EBSD 表征。

采用 ABAQUS 有限元软件对单向压缩实验进

行模拟,分析压缩过程应力应变及温度场的变化。坯料与模具的三维几何模型在 ABAQUS CAE 中绘制,如图 3 所示,设定上、下模具为不可变形的刚体,接触方式为硬接触。坯料直径为 100 mm,下压速率为 3 mm/s,变形温度为 990~1 010 °C,变形量为 50%。IMI 834 合金密度为 4.5 g/cm³,弹性常数、热物理常数及热膨胀系数随温度的变化如图 4 所示。建模时初始与边界条件设置为:环境温度 25 °C,模具温度 600 °C,工件与模具的摩擦系数为 0.3,模具



图 2 单向压缩后的饼坯试样上的显微组织取样示意图

Fig.2 Schematic diagram of microstructure sampling regions on a sample after unidirectional compression

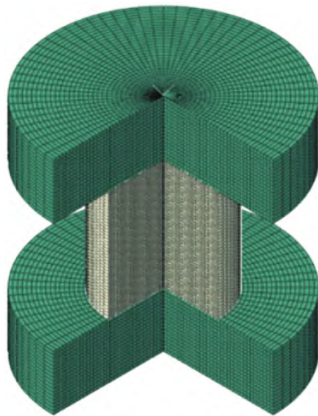


图 3 坯料与模具的三维几何模型

Fig.3 3D geometric models of the blank and the mold

与坯料之间的换热系数为 10 mW/(mm²·K),坯料离散为 1 600 个 CAX4RT 单元,上下模分别离散为 561 个 CAX4T 单元,最小网格尺寸为 1.25 mm。

2 实验结果及讨论

2.1 等温单向压缩过程模拟

单向压缩实验模拟结果如图 5 所示,变形后的工件呈鼓形,与实际金属变形特征一致。在不同的变形温度下,试样在大变形区、小变形区及变形死区的等效应变分布基本相同。表明在相同的变形量下,试样的变形温度不会对试样的变形均匀性造成显著影响。应变小于 20%的区域深度沿横纵方向不超过截面厚度的 1/3,合金锻透性良好。试样在不同变形温度下的温度场分布相似,即温度场沿试样的中心线呈对称分布。试样端部与上、下模具接触的区域温度降低最快,两侧温度降低相对较慢,而工件内部则存在局部区域温度升高现象。下压过程中,模具保持 600 °C,棒材纵向截面 80%以上区域温度

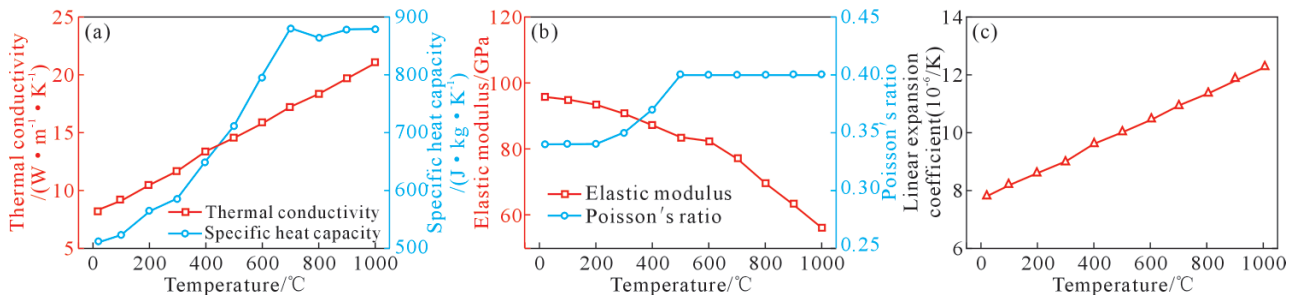


图 4 IMI 834 合金有限元模拟参数:(a) 热导率及比热;(b) 弹性模量及泊松比;(c) 线膨胀系数

Fig.4 Finite element simulation parameters of the IMI 834 alloy: (a) thermal conductivity and specific heat capacity; (b) elastic modulus and Poisson's ratio; (c) linear expansion coefficient

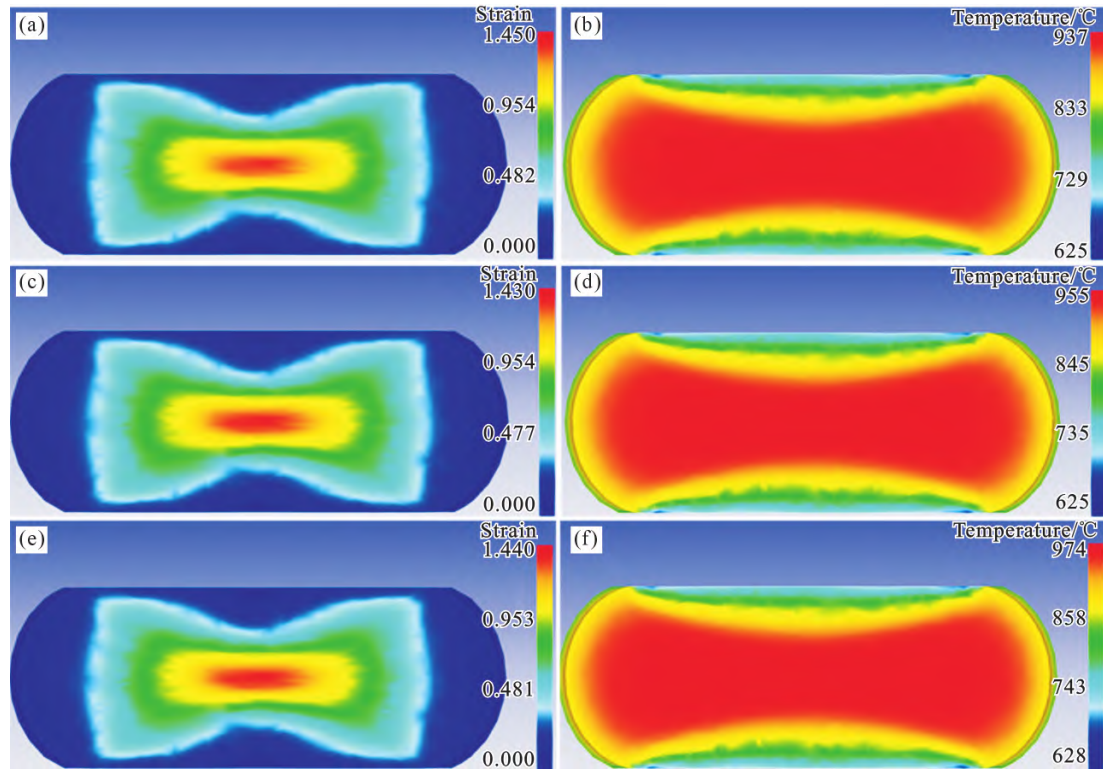


图 5 不同变形温度下单向压缩的模拟图:(a, c, e) 990、1 000、1 010 °C 下等效应变场;(b, d, f) 990、1 000、1 010 °C 下温度场分布
 Fig.5 Simulation diagrams of unidirectional compression under different deformation temperatures: (a, c, e) equivalent strain field at 990, 1 000, 1 010 °C respectively; (b, d, f) temperature field distribution at 990, 1 000, 1 010 °C respectively

保持一致,温度梯度主要集中在变形死区边缘,试样表层与心部的温差较大。

2.2 温度对单向压缩显微组织的影响

原始状态的试样组织如图 6 所示。棒材宏观组织模糊均匀,属于典型的锻态组织(图 6a)。图 6b~d 表明高倍组织为典型双态组织,初生 α 相等轴化良

好,次生 α 片层集束直径约 50 μm ,均匀细小。不同区域的微观组织没有较大的差异,较为均匀。

图 7 为 990 °C 单向压缩的宏观组织及不同区域的微观显微组织。相比于原始试样模糊、细小的双态组织,990 °C 单向压缩后棒材组织向半清晰化转变。同时,试样截面上形成了锻造流线,靠近上端变形形死

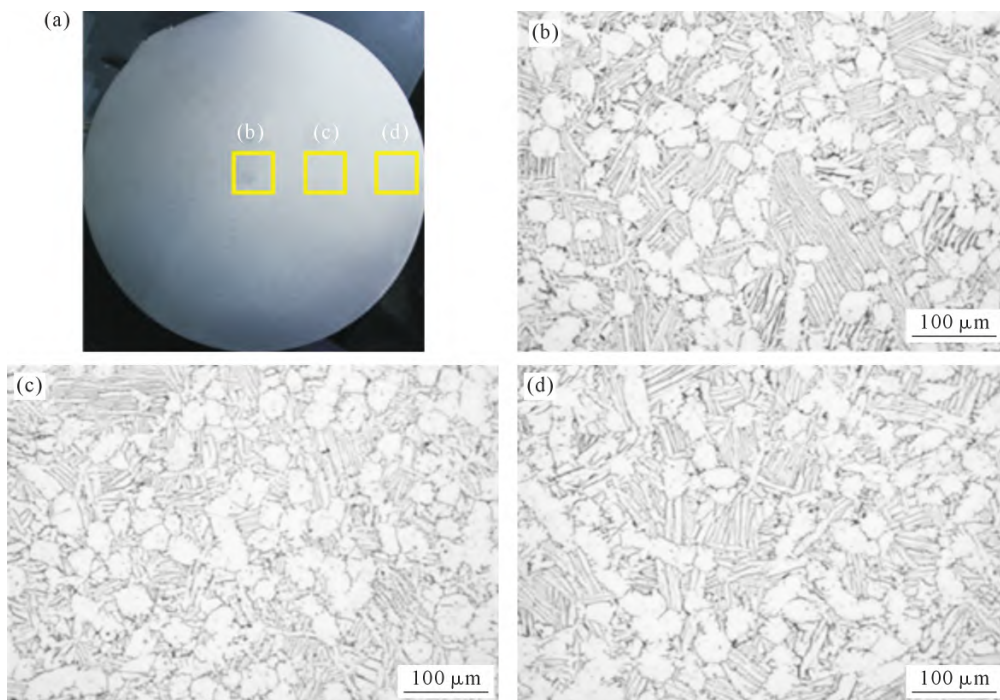


图 6 显微组织表征:(a) 原始态宏观组织;(b~d) 不同区域微观组织
 Fig.6 Microstructural characterization: (a) macrostructure in the as-received state; (b~d) microstructure of different areas

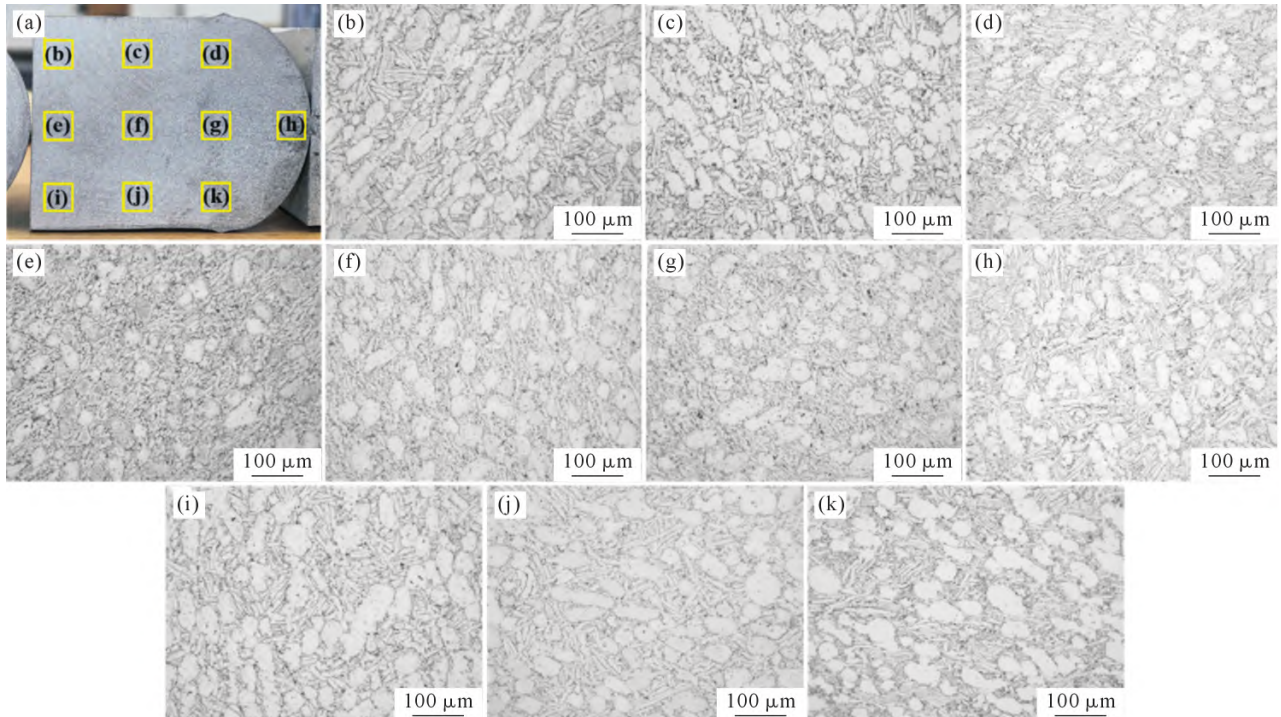


图 7 990 °C 单向压缩试样的显微组织:(a) 宏观组织;(b~k) 不同区域显微组织

Fig.7 Microstructures of the unidirectional compressed sample at 990 °C:(a) macrostructure; (b~k) microstructures of different areas

区流线方向沿下压纵向分布,中部大变形区域流线方向沿延展横向分布,整体呈双曲线型(图 7a)。结合图 5a 和 b 的模拟结果可知,心部大变形区域存在升温现象,宏观组织未发现明显的原始 β 晶粒再结晶或异常长大现象。

对比不同区域高倍组织可得,整体初生 α 相含量在 50%~60%。靠近上、下两端变形死区的组织在变形过程中被拉长,形成长棒状初生 α 相,板条状次生 α 片层发生明显的破碎和扭曲,初生 α 相含量与原始组织状态相当。相比之下,中部大变形区域的初生 α 相发生了不同程度的破碎。从心部到边部, α 相尺寸从 10~30 μm 逐步恢复增加至初始状态约 50 μm 的水平。此外,次生 α 片层组织破碎更加剧烈,尤其是饼坯中心位置的中 1,次生 α 片层组织已经完全破碎。可知在 990 °C 压缩过程组织整体以变形和破碎为主,没有发生明显的动态再结晶,除心部大变形区外,初生 α 相没有明显的细化和球化。

图 8 为 1 000 °C 单向压缩的宏观组织及不同区域的微观显微组织。相比棒材初始组织和 990 °C 变形的宏观低倍组织,在 1 000 °C 时,图 8a 中的宏观组织清晰化程度没有明显增加,但流线更加明显,主要原因是相邻流线之间组织腐蚀后衬度差异增加。这种衬度差主要与组织取向有关,受动态再结晶影响显著。靠近上下端面的变形死区,流线沿下压方向平行分布。在心部大变形区,流线沿径向分布,并在鼓肚区域形成闭环。鼓肚区域为自由变形端,变形

量较小。对比高倍显微组织可得,不同区域初生 α 相含量略有下降(基本保持在 40%~50%水平),表明随着锻造温度升高,初生 α 相溶解。不同区域初生 α 相沿流线方向变形,呈长短不一的棒状。此外,上下两端靠近变形死区位置次生 α 相集束仅发生轻微弯曲和破碎,而心部大变形区的次生 α 片层组织则发生剧烈扭转和破碎,整体未发生球化。

图 9 为 1 010 °C 单向压缩的宏观组织及不同区域的微观显微组织。相比棒材初始组织、990 和 1 000 °C 变形的宏观低倍组织,在 1 010 °C 时,宏观组织已经呈现明显的半清晰化特征,锻造流线密集程度下降,且变形死区范围明显减小,试样整体流变现象加剧。对比高倍显微组织表明,不同区域初生 α 相含量明显下降(保持在 30%~40%)。随着锻造温度升高,初生 α 相溶解程度增加。此外,次生 α 相集束明显,可以推测在变形过程中发生了动态再结晶。由于次生 α 相通常会优先溶解,同时 β 基体再结晶后在冷却过程中次生 α 相二次析出,形成细小交错的集束,约 50 μm 。上下两端靠近变形死区位置的初生 α 相球化程度提高,上端靠近心部位置变形量最小,仍残留少量短棒状初生 α 相。中部和下端整体高倍组织差异不明显,初生 α 相部分溶解后,整体尺寸减小,但不同 α 相颗粒之间尺寸和分布不均匀,表明在变形过程中尚未全球化。

2.3 温度对单向压缩织构的影响

显微组织和模拟结果表明,在不同温度下,心部

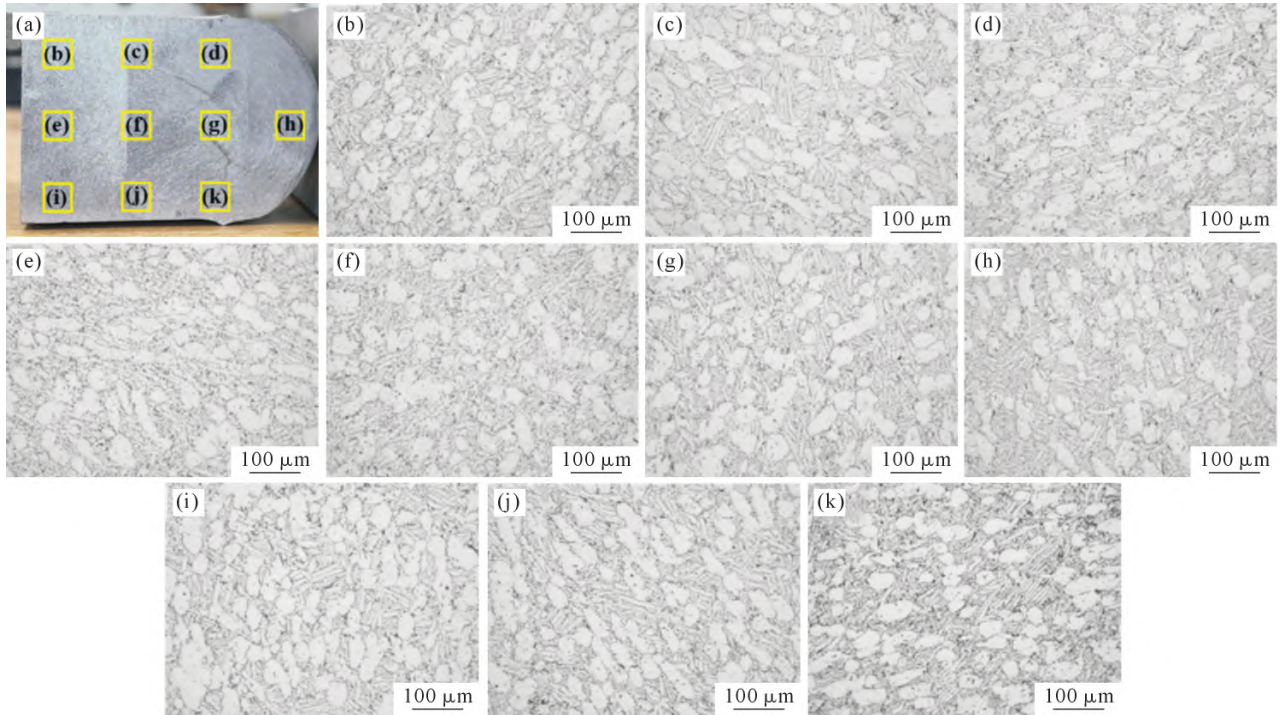


图 8 1 000 °C 单向压缩试样的显微组织:(a) 宏观组织;(b~k) 不同区域显微组织

Fig.8 Microstructures of the unidirectional compressed sample at 1 000 °C: (a) macrostructure; (b~k) microstructures of different areas

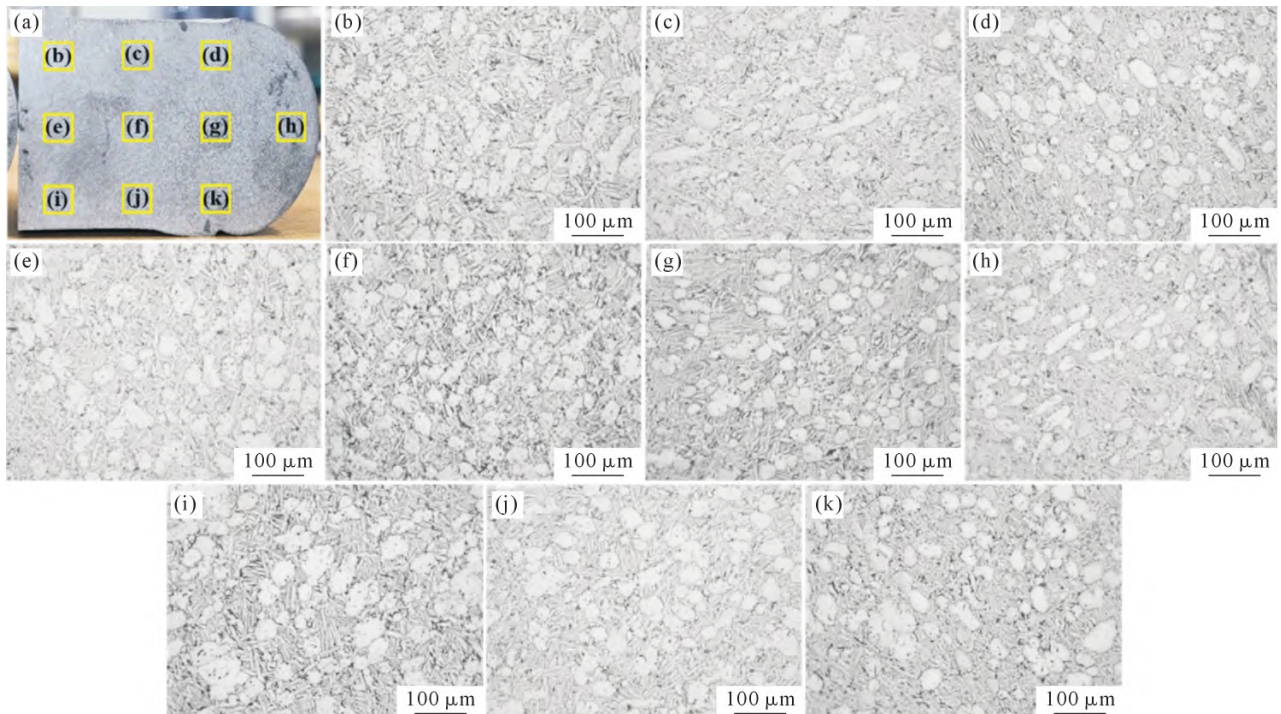


图 9 1 010 °C 单向压缩试样的显微组织:(a) 宏观组织;(b~k) 不同区域显微组织

Fig.9 Microstructures of the unidirectional compressed sample at 1 010 °C: (a) macrostructure; (b~k) microstructures of different areas

大变形区因锻造坯料尺寸较大导致温度场、应变场出现梯度变化,心部处于高温、高变形速率、大变形条件,边部相对温度、变形速率和变形量较低,而1/2R附近区域温度与心部接近,但变形量和变形速率有所下降。为了进一步分析材料压缩过程中的动态再结晶行为,对不同变形温度下的心部、1/2R及

边部位置(对应取样位置分别为 T1、C2 及 C4)的显微组织微区结构进行分析,如图 10~12 所示。

990 °C 下试样单向压缩的 EBSD 表征如图 10 所示。反极图(inverse pole figure, IPF)及极图的结果表明,心部大变形区形成了织构,在{0001}方向极图出现较大的强度峰值,达到 6.95。这是因为在大变形

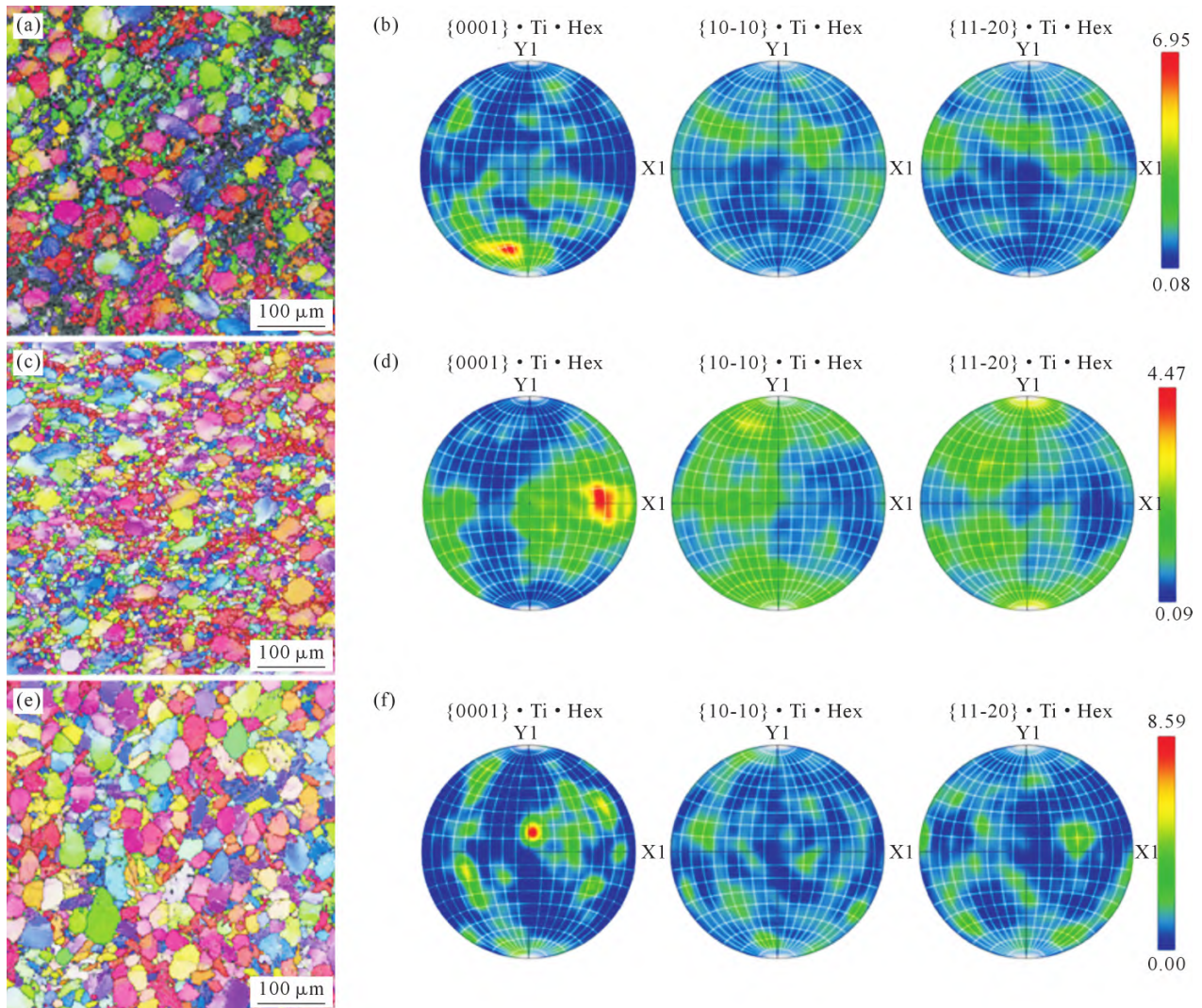


图 10 990 °C 单向压缩后试样的 IPF 图及极图:(a, b) 心部;(c, d) 1/2R 处;(e, f) 边部

Fig.10 IPF maps and pole figures of the sample after unidirectional compression at 990 °C: (a, b) center; (c, d) 1/2R; (e, f) edge

过程中,由于锻造温度相对较低,材料流动性则相对偏低,晶粒沿径向被拉长变形,导致局部织构强度较高。这些织构起源于压缩时晶粒的晶粒转动,是一种形变织构^[9]。心部基本未发生动态再结晶,局部变形剧烈发生动态回复,形成小角度晶界聚集区,小角晶界占比约 60.4%。由此表明,心部微区织构较强且小角晶界数量多,累积变形后小角晶界密度持续增加,可能导致形成伪粗大晶粒。因此,在 990 °C 下心部组织以动态回复机制占据主导, α 相内部聚集小角亚晶界,但动态再结晶已经开始形核。

相比心部组织,1/2R 处织构更加均匀,但仍存在微区织构,织构强度峰值达到 4.47,但较心部织构强度下降。由于 1/2R 处的变形程度增大,变形储能变大,因此,材料内部的位错密度变大,更有利于动态再结晶的发生。此外,1/2R 处温度的升高也促进了动态再结晶的发生^[19]。动态再结晶现象发生在原始 β 晶粒边界,形成典型的“项链”组织,大角度晶界占比提升至 61.9%,动态再结晶机制替代动态

回复机制占据主导地位^[20]。1/2R 区域大角度晶界占比增加,动态再结晶加强,累积变形形成伪大晶粒风险减小。由于再结晶晶粒的取向是随机分布的,因此动态再结晶发生使试样的织构强度显著下降。

边部区域变形程度较小,且冷却速度较快,因此整体组织未发生明显的回复或再结晶。小角晶界占比约 41.4%,极图中在 {0001} 方向仍然存在织构强度峰值 8.59。这主要是由于试样边部晶粒沿流线方向拉长,形成较强的织构。边部基本与初始试样组织状态相当,整体未发生明显的回复或再结晶。虽然边部的温度较小,但是其晶粒整体统一方向发生变化,且其温度比心部高,加强了变形中组织的流动性,但并未达到再结晶温度。因此边部的织构强度峰值比心部及 1/2R 处高。

当变形温度升高至 1 000 °C 时,试样单向压缩的 EBSD 表征如图 11 所示。结果表明,由于温度增加,心部区域动态再结晶更加明显,晶界附近出现细小晶粒及“项链”组织,同时动态回复弱化,大角

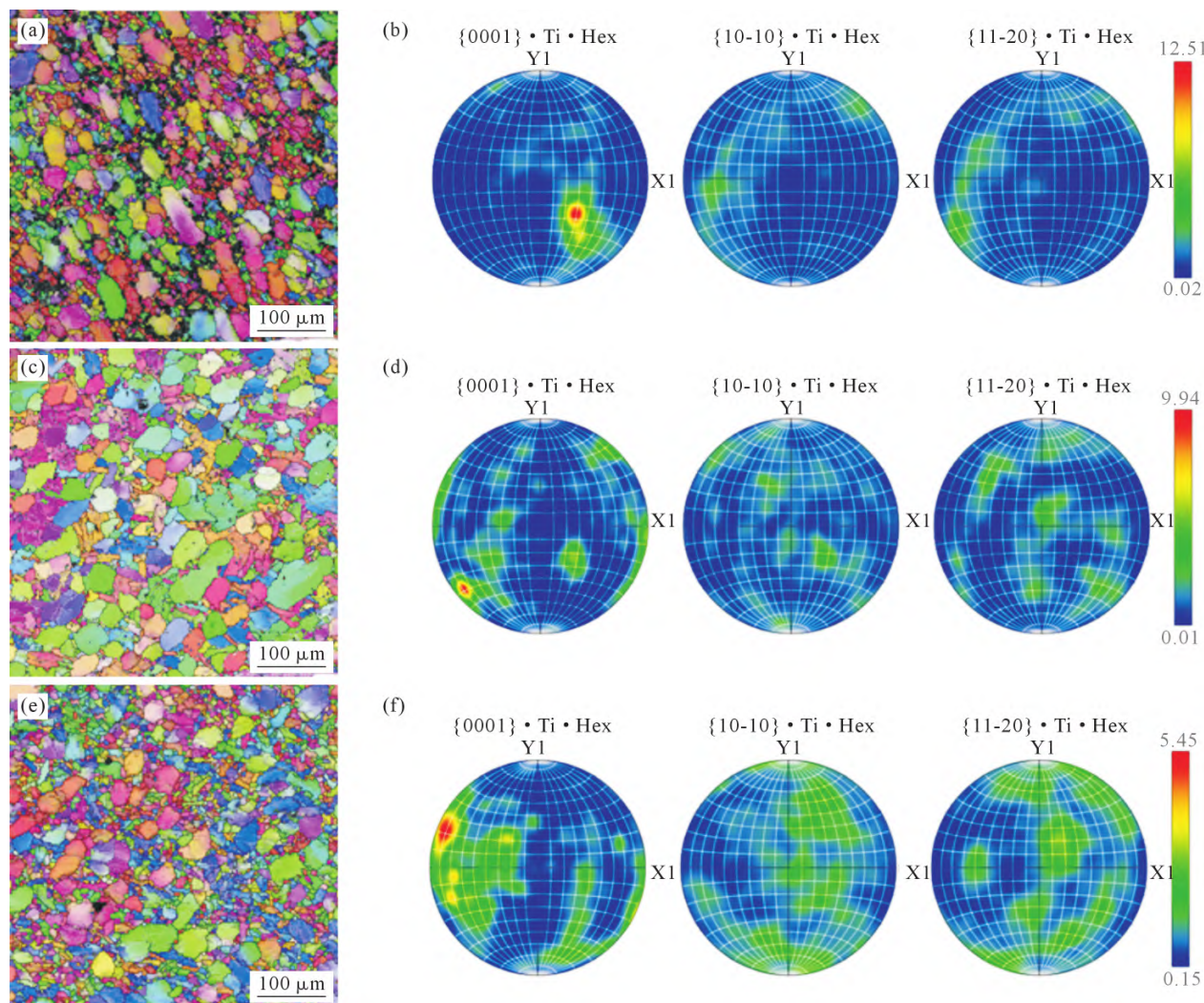


图 11 1 000 °C 单向压缩后试样的 IPF 图及极图:(a, b) 心部;(c, d) 1/2R 处;(e, f) 边部

Fig.11 IPF maps and pole figures of the sample after unidirectional compression at 1 000 °C: (a, b) center; (c, d) 1/2R; (e, f) edge

晶界占比提升至 40.6%。此外,心部组织强度提高至 12.51,晶粒取向更加明显。1/2R 处组织强度峰值减弱至 9.94,边部进一步降低至 5.45。从心部向边部动态再结晶进一步加强,1/2R 处大角晶界占比约 63.1%,边部提升至 64.4%。从 IPF 中可以看出 1/2R 处的晶界周围有细小晶粒形核,部分晶粒已长大。边部再结晶进一步加强,组织内部出现大量细化的再结晶晶粒。由此表明,随着变形温度升高,合金流动性增强,再结晶驱动力明显提升,在边部再结晶组织细化效果显著。

当温度进一步升高至 1 010 °C(图 12),从心部到边部大角度晶界占比从 67.3%提升至 70.1%,心部细小晶粒从晶界处萌生并长大。1/2R 处和边部动态再结晶程度加剧,部分再结晶晶粒明显长大。极图中组织强度从 5.71 提高至 6.26,整体变化不明显。随着温度升高,再结晶激活能增加,从心部向边部,材料流动性加强,流变应力逐步释放,进一步促进再结晶发生。动态再结晶促进大角晶界形成,取向差增

大,组织均匀性提升。

综上所述,对于 IMI 834 钛合金在 990~1 010 °C 锻造变形过程中,主要以动态再结晶机制为主,随着温度升高、材料流动性增强,再结晶过程逐步加速,锻坯组织进一步细化。同时组织强度减小,组织均匀性提升。此外,在 990 °C 锻造变形时,心部组织流动小,存储了大量形变能,如果反复在此工艺窗口内加工,容易累积动态回复形成的位错和亚晶界,最终从微区组织逐步扩大,形成大面积强组织区,即典型的“伪大晶粒”组织。

3 结论

(1)有限元模拟表明,在不同温度下,试样应变分布基本一致,应变梯度主要存在于表层与心部之间,合金锻透性良好,心部区域因温升效应更利于再结晶发生。

(2)变形温度显著影响了 IMI 834 合金在压缩过程中的微观组织演变:随着温度从 990 °C 升高

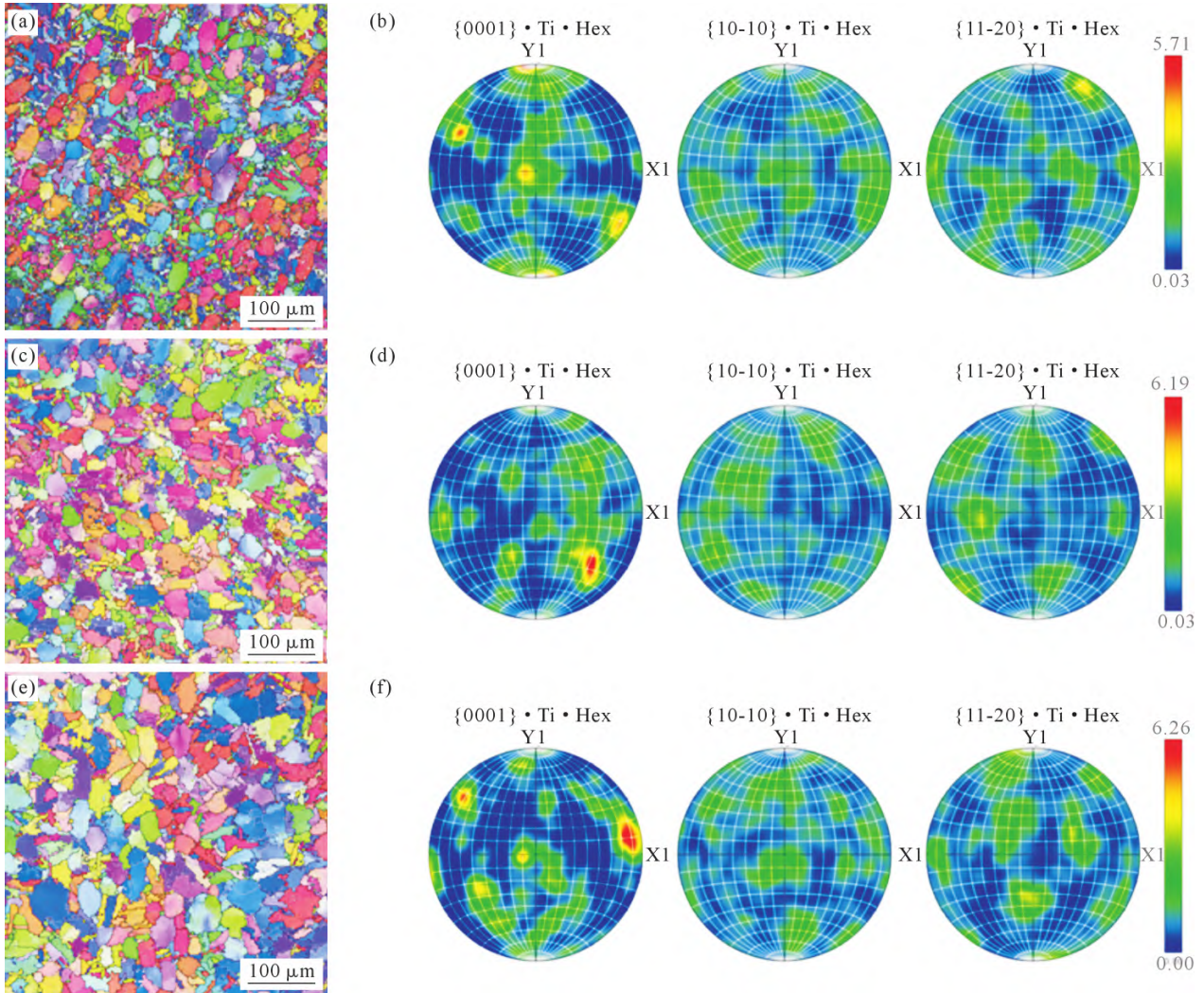


图 12 1 010 °C 单向压缩后试样的 IPF 图及极图:(a, b) 心部;(c, d) 1/2R 处;(e, f) 边部

Fig.12 IPF maps and pole figures of the sample after unidirectional compression at 1 010 °C: (a, b) center; (c, d) 1/2R; (e, f) edge

至 1 010 °C, 初生 α 相含量从 50%~60%降至 30%~40%,且球化程度增加,动态再结晶程度增强。上下两端靠近变形死区位置次生 α 相破碎程度较小,而心部大变形区的次生 α 片层组织则发生剧烈扭转和破碎。

(3)变形温度为 990 °C 时试样以动态回复为主,心部区域易积累位错和亚晶界,形成强织构(极图强度 6.95);变形温度为 1 000 °C 时,再结晶更加明显,动态回复弱化,试样的整体取向性最强,心部织构强度达 12.51;温度增加至 1 010 °C 时,动态再结晶成为主导机制,大角度晶界占比显著增加(边部达 70.1%),织构强度减弱,组织均匀性提升。

参考文献:

[1] BANERJEE D, WILLIAMS J C. Perspectives on titanium science and technology[J]. Acta Materialia, 2013, 61(3): 844-879.
 [2] 金和喜,魏克湘,李建明,周建宇,彭文静.航空用钛合金研究进展[J].中国有色金属学报,2015,25(2): 280-290.
 JIN H X, WEI K X, LI J M, ZHOU J Y, PENG W J. Research de-

velopment of titanium alloy in aerospace industry[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(2): 280-290.
 [3] 王清江,刘建荣,杨锐.高温钛合金的现状与前景[J].航空材料学报,2014,34(4): 1-26.
 WANG Q J, LIU J R, YANG Y. High temperature titanium alloys: status and perspective[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2014, 34(4): 1-26.
 [4] 刘莹莹,陈子勇,金头男,柴丽华.600 °C 高温钛合金发展现状与展望[J].材料导报,2018,32(6): 1863-1869, 1883.
 LIU Y Y, CHEN Z Y, JIN T N, CHAI L H. Present situation and prospect of 600 °C high-temperature titanium alloys[J]. Materials Reports, 2018, 32 (6): 1863-1969, 1883.
 [5] ZHANG J R, XU S M, DU Y J, PENG Y, XIONG J T, GUO W. Interfacial microstructure evolution and mechanical response of TC19/Ti150 dissimilar joints obtained by diffusion bonding[J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 915: 147183.
 [6] KUMAR R, SANYAL S, BHAGYARAJ J, HARI KRISHNA E, MUKHERJEE S, PRASAD K, MANDAL S. Deformation and damage mechanisms during clockwise diamond and counter clockwise diamond thermomechanical fatigue in Ti metal 834 alloy[J]. International Journal of Fatigue, 2024, 179: 108039.
 [7] 赵宇,周涛涛,赵春玲,叶炜,杨玲,李奎,金海良.激光粉末床熔

- 融成形 Ti150 合金拉伸性能各向异性及损伤行为研究[J/OL]. 稀有金属与硬质合金, 2025. <https://doi.org/10.19990/j.issn.1004-0536.20250724.1005>.
- ZHAO Y, ZHOU T T, ZHAO C L, YE W, YANG L, LI K, JIN H L. Research on anisotropy in tensile properties and damage behavior of Ti150 alloy fabricated by laser powder bed fusion[J/OL]. Rare Metals and Cemented Carbides, 2025. <https://doi.org/10.19990/j.issn.1004-0536.20250724.1005>.
- [8] 张雪敏, 陈秉刚, 李巍, 何书林, 王青江, 王小翔, 王永强. 固溶温度对 Ti150 合金棒材组织及力学性能的影响[J]. 钛工业进展, 2019, 36(3): 31-34.
- ZHANG X M, CHEN B G, LI W, HE S L, WANG Q J, WANG X X, WANG Y Q. Effect of solution temperature on microstructures and mechanical properties of Ti150 alloy bar[J]. Titanium Industry Progress, 2019, 36(3): 31-34.
- [9] 巨彪, 雷锦文, 刘向宏, 李可尔, 赵鼎萱, 崔林林, 杜予暄, 陈威. TC18 钛合金热压缩行为及 β 晶粒结构演化[J]. 热加工工艺, 2025, 54(8): 153-160.
- JU B, LEI J W, LIU X H, LI K E, ZHAO D X, CUI L L, DU Y X, CHEN W. Hot compression behaviors and crystallographic texture evolution of β -grains in TC18 titanium alloy[J]. Hot Working Technology, 2025, 54(8): 153-160.
- [10] 董恩涛, 滕艾均, 方强, 陈鑫, 代广霖, 康强, 王鹏, 耿乃涛. Ti-38644 钛合金热变形行为及组织演变[J]. 金属热处理, 2025, 50(3): 201-207.
- DONG E T, TENG A J, FANG Q, CHEN X, DAI G L, KANG Q, WANG P, GENG N T. Hot deformation behavior and microstructure evolution of Ti-38644 titanium alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2025, 50(3): 201-207.
- [11] 董超琪, 彭文飞, MOLLIAR O, 黄巧东, 葛泽辉, 汪小锋. $\alpha+\beta$ 钛合金不同条件下力学行为和微观组织研究[J]. 机械制造, 2024, 62(11): 73-77.
- DONG C Q, PENG W F, MOLLIAR O, HUANG Q D, GE Z H, WANG X F. Study on the mechanical behavior and microstructure of $\alpha+\beta$ titanium alloy under different conditions[J]. Machinery, 2024, 62(11): 73-77.
- [12] 陈蓬, 李金山, 李冲冲, 鱼祎雯, 蔡军. TA18 钛合金的高温变形行为及本构模型[J]. 稀有金属材料与工程, 2025, 54(6): 1613-1619.
- CHEN P, LI J S, LI C C, YU Y W, CAI J. Hot deformation behavior and constitutive model of TA18 titanium alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2025, 54(6): 1613-1619.
- [13] 朱文进, 朴荣勋, 王文松. 基于 ABAQUS 的近 α 型 Ti-1100 合金热变形有限元分析[J]. 钛工业进展, 2023, 40(5): 1-8.
- ZHU W J, PIAO R X, WANG W S. Finite element analysis of hot deformation of near- α Ti-1100 alloy based on ABAQUS[J]. Titanium Industry Progress, 2023, 40(5): 1-8.
- [14] XIAO H, FAN X G, ZHAN M, LIU B C, ZHANG Z Q. Flow stress correction for hot compression of titanium alloys considering temperature gradient induced heterogeneous deformation[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2021, 288: 116868.
- [15] WEISS I, SEMIATIN S L. Thermomechanical processing of beta titanium alloys—an overview[J]. Materials Science and Engineering: A, 1998, 243(1-2): 46-65.
- [16] 赵永庆, 陈永楠, 张学敏. 钛合金相变及热处理[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2012.
- ZHAO Y Q, CHEN Y N, ZHANG X M. Phase transformation and heat treatment of titanium alloys[M]. Changsha: Zhongnan University Press Co., Ltd., 2012.
- [17] 袁武, 余新平, 潘光永. TC11 钛合金压机盘等温锻造过程数值模拟研究[J]. 模具制造, 2024, 24(10): 168-171, 174.
- YUAN W, YU X P, PAN G Y. Numerical simulation study on isothermal forging process of TC11 titanium alloy compressor disc[J]. Die & Mould Manufacture, 2024, 24(10): 168-171, 174.
- [18] 胡志力, 张嘉恒, 华林. TiAl 合金热成形技术研究现状与展望[J]. 材料工程, 2025, 53(4): 1-14.
- HU Z L, ZHANG J H, HUA L. Research status and prospect in hot forming techniques of TiAl alloys[J]. Journal of Materials Engineering, 2025, 53(4): 1-14.
- [19] 徐平安, 花魁, 郭楠, 李智勇, 王海鹏, 刘保亮, 宋阿敏. TB6 钛合金两相区变形行为及组织演变规律[J]. 锻压技术, 2024, 49(10): 238-247.
- XU P A, HUA K, GUO N, LI Z Y, WANG H P, LIU B L, SONG A M. Deformation behavior and microstructure evolution law of two-phase region for TB6 titanium alloy[J]. Forging & Stamping Technology, 2024, 49(10): 238-247.
- [20] 邓浩, 罗恒军, 马英杰, 尹卫东, 尹慧, 向伟. β 锻造应变对 TC18 钛合金织构及拉伸性能的影响机制[J]. 钛工业进展, 2025, 42(3): 1-7.
- DENG H, LUO H J, MA Y J, YIN W D, YIN H, XIANG W. Mechanism of β forging strain on texture and tensile properties of TC18 titanium alloy[J]. Titanium Industry Progress, 2025, 42(3): 1-7.

(责任编辑: 宫文婧)