

• 试验研究 Experimental Research •
DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2026.5160

Ti6321 合金两相区流变行为及软化机制研究

曲 申^{1,2}, 朱晓宇², 吴晓飞², 王 可², 吕逸帆², 郭良刚¹

(1. 西北工业大学 凝固技术全国重点实验室, 陕西 西安 710072 2. 中国船舶集团有限公司第七二五研究所, 河南 洛阳 471023)

摘 要: Ti6321(Ti-6Al-3Nb-2Cr-1Mo)合金广泛应用于船舶与海洋工程装备,但该合金在热变形时复杂的微观组织演变机制为形性一体化制造带来了困难,阐明 Ti6321 合金的流变行为和变形机制将为后续在复杂的热变形条件下制造出满足成形质量和组织性能要求的 Ti6321 合金结构件提供理论指导。本研究针对 Ti6321 钛合金在热加工中动态软化机制不明确的问题,通过等温热压缩实验,结合 SEM 与 EBSD 技术,系统分析了其在 $\alpha+\beta$ 相区(850~950 °C)的流变行为及微观组织演变规律。结果表明,合金流变曲线呈现典型加工硬化与动态软化交替特征,峰值应力随温度降低或应变速率升高而显著增加。动态再结晶机制以不连续动态再结晶为主,晶粒沿变形晶界弓出形核形成“项链状”结构,而连续动态再结晶通过亚晶旋转和聚合实现,其对流变软化的贡献较小。变形温度升高促进 β 相形成,抑制动态再结晶,导致晶粒粗化。此外,高温下晶界取向差角分布与相重构法证实了动态相变的发生。研究揭示了 Ti6321 合金在热变形过程中,动态再结晶与动态相变耦合的软化机制。

关键词: Ti6321 合金;热变形;流变行为;动态再结晶;动态相变

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)03-0295-10

Study of the Flow Behavior and Soften Mechanism of Ti6321 Titanium Alloy in the $\alpha+\beta$ Phase Region

QU Shen^{1,2}, ZHU Xiaoyu², WU Xiaofei², WANG Ke², LYU Yifan², GUO Lianggang¹

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. Luoyang Ship Material Research Institute, Luoyang 471023, China)

Abstract: Ti6321(Ti-6Al-3Nb-2Cr-1Mo) alloys are widely employed in ships and marine engineering equipment. However, the complex microstructural evolution mechanisms of this alloy during hot deformation present significant challenges for integrated forming and performance-oriented manufacturing. A comprehensive understanding of its flow behavior and deformation mechanisms is essential to provide theoretical guidance for the manufacturing of Ti6321 alloy structural components that satisfy both the forming quality and microstructural performance requirements under complex hot deformation conditions. To clarify the dynamic softening mechanisms of the Ti6321 titanium alloy during hot deformation, isothermal hot compression tests were performed, combined with SEM and EBSD analyses. The flow behavior and microstructural evolution in the $\alpha+\beta$ phase region (850~950 °C) were systematically investigated. The results indicate that the flow curves of the alloy display typical alternating work hardening and dynamic softening characteristics. The peak stress increases significantly with decreasing temperature or increasing strain rate. The dynamic recrystallization mechanism is dominated by discontinuous dynamic recrystallization, characterized by grain nucleation along deformed grain boundaries to form “necklace-like” structures, whereas continuous dynamic recrystallization through subgrain rotation and coalescence makes a relatively minor contribution to flow softening. Higher deformation temperatures promote β phase formation, suppress dynamic recrystallization, and result in grain coarsening. Furthermore, the distribution of grain boundary misorientation angles and phase reconstruction analysis at elevated temperatures confirms the occurrence of dynamic phase

收稿日期: 2025-07-23

基金项目: 中国船舶集团有限公司第七二五研究所科技创新项目(LW246802)

作者简介: 曲 申, 2001 年生, 硕士生. 研究方向为钛合金塑性成形. Email: qsnb@mail.nwpu.edu.cn

通信作者: 郭良刚, 1974 年生, 博士, 教授. 研究方向为航空复杂构件精准成形制造理论与技术. Email: glgg66@nwpu.edu.cn

引用格式: 曲申, 朱晓宇, 吴晓飞, 王可, 吕逸帆, 郭良刚. Ti6321 合金两相区流变行为及软化机制研究[J]. 铸造技术, 2026, 47(3): 295-304.

QU S, ZHU X Y, WU X F, WANG K, LYU Y F, GUO L G. Study of the flow behavior and soften mechanism of Ti6321 titanium alloy in the $\alpha+\beta$ phase region[J]. Foundry Technology, 2026, 47(3): 295-304.

transformation. Finally, the coupled softening mechanisms of dynamic recrystallization and dynamic phase transformation during the hot deformation of the Ti6321 alloy are elucidated.

Key words: Ti6321 alloy; hot deformation; flow behavior; dynamic recrystallization; dynamic transformation

钛合金兼具良好的力学性能和耐腐蚀性,是唯一在海水和空气中疲劳极限几乎无显著差别的高强度材料,其优异的综合性能使其成为重要的海洋材料,被誉为海洋金属,在船舶与海洋工程装备上的应用与日俱增^[1-2]。

Ti6321 合金是我国自行研发的船用钛合金,其名义成分为 Ti-6Al-3Nb-2Cr-1Mo,由于具有良好的可焊接性、优秀的耐腐蚀性及较好的断裂韧性,广泛应用于船体结构件^[3]。然而室温下钛合金的塑性相对较差,变形抗力大,变形后回弹严重,难以加工几何尺寸复杂的零件,所以钛合金通常采用热加工成形。热加工成形过程中,材料硬化和软化行为与变形参数相互耦合,微观组织演变十分复杂,明确钛合金热变形机制对热加工工艺参数的确定至关重要。樊江昆等^[4]指出,钛合金热变形时主要的软化机制包括动态回复(dynamic recovery, DRV)和动态再结晶(dynamic recrystallization, DRX),在近 α 和 $\alpha+\beta$ 钛合金中,DRV/DRX主要发生在 α 相中,在亚稳 β 和 β 钛合金中,DRV/DRX主要发生在 β 相中。研究表明,不连续动态再结晶(discontinuous dynamic recrystallization, DDRX)^[5]和连续动态再结晶(continuous dynamic recrystallization, CDRX)^[6]在钛合金热变形过程中均会发生。Wang等^[7]采用热压缩试验和EBSD技术分析了Ti-0.3Mo-0.8Ni-2Al-1.5Zr合金在 $\alpha+\beta$ 相区和 β 相区的流变软化行为,结果表明两相区的软化机制主要为CDRX和DRV,而单相区的软化机制则为DRV和DDRX。Shams等^[8]发现近 α 型Ti-1100合金在两相区热变形时主要软化机制为CDRX,但温度升高会抑制CDRX的软化作用。Abbsai等^[9]通过Ti-13V-11Cr-3Al合金的热压缩实验发现,热变形中产生的DRX晶粒表现出随机取向,并指出亚晶旋转是将亚晶粒转化为DRX晶粒的最后一步。此外,热变形过程中初生HCP- α 相会动态转变为亚稳 β 相^[10-12],使合金的亚稳 β 相转变温度降低,由于 α 相为较硬相,因此动态相变也是不可忽视的流变软化机制。Koike等^[13]使用Ti-5.5Al-1Fe合金在两相区温度区间内进行热拉伸时,发现中间标距段变形区 β 相体积分数明显高于靠近夹持端非变形区,说明发生了动态相变。该研究通过建立热力学模型,提出 α 相的Gibbs自由能在受到热-应力作用下将升高500 J/mol,高于当前

温度下 β 相的Gibbs自由能,吉布斯自由能差为主要相变驱动力,因此 α 相在热变形时将更多地转变为 β 相。Jonas等^[14-15]发现,在低应变速率下, $\alpha\rightarrow\beta$ 动态相变是等轴组织中主要的软化机制,而在片层组织中,动态相变对流变软化的影响则居于次要地位,同时工艺参数对动态相变具有显著影响,高变形温度、大变形量和高应变速率均有利于动态相变的产生。Ji等^[16-17]建立了TC4合金在两相区热变形时应变率-变形温度-动态相变百分数STT图,表明合金在低应变时随应变增加,动态相变百分数增长速率较慢,而在高应变时动态相变百分数增长加快,此外随着温度升高,越接近 β 相转变温度,动态相变百分数最大值逐渐增大。

目前,有关Ti6321合金的研究多集中于热工艺参数对微观组织的影响^[18]、热变形本构方程^[19]及热加工图^[20]的建立、组织与性能的关系^[21]以及腐蚀行为^[22]等。关于热变形时软化机制的研究甚少,因此研究Ti6321合金的流变行为和变形机制对于降低生产成本和提高生产效率具有重要意义。在本研究中,对Ti6321合金进行了 $\alpha+\beta$ 相区等温热压缩试验,通过SEM、EBSD技术对变形试样进行表征,揭示合金在热变形过程中的再结晶行为和动态相变机制。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

实验材料为Ti6321合金锻件,化学成分如表1所示。初始组织为等轴 α 相、层片状次生 α_s 相和层片状 β 相,根据GB/T 6394-2017《金属平均晶粒度测定方法》标准,评定等轴初生 α 相晶粒度为8级。

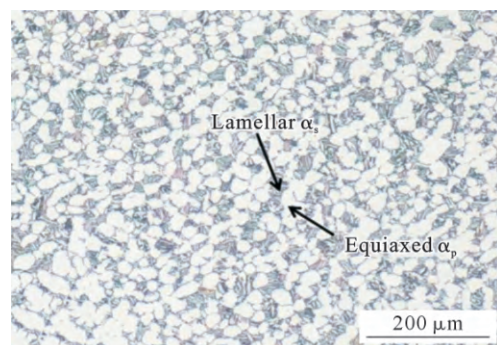


图1 原始Ti6321合金金相显微组织

Fig.1 Optic microstructure of the undeformed Ti6321 alloy

1.2 热压缩实验方案

为了研究Ti6321合金在 $\alpha+\beta$ 相区的流动行为

表1 Ti6321合金化学成分

Tab.1 Chemical composition of the Ti6321 alloy

Element	Al	Nb	Zr	Mo	Ti
Mass fraction/%	6.11	2.90	2.07	1.11	Bal.

和变形机制,在 Gleeble-3500 热模拟实验机上进行等温压缩实验。首先通过线切割机从锻态饼坯上表层取样,经线切割粗加工、磨床精加工出 $\phi 8\text{ mm} \times 12\text{ mm}$ 的圆柱形试样,依次用 200#、400#、800#、1200#、1600# 砂纸将试样端面打磨光滑,从而降低表面氧化皮对材料流动的影响。实验中采用了 3 种不同的变形温度(850、900、950 °C)和 3 种不同的应变速率(0.01、0.1、1 s^{-1}),压下量为 60%。在样品的两个端面上贴上钼片以起到润滑作用,并在试样的中部焊上热电偶用来实时监测试样温度,热压缩过程需通入氩气来降低钛合金氧化行为的影响。试样升温速率为 10 °C/s,加热到指定温度后保温 180 s 以消除试样内部的温度梯度,确保微观组织的均匀性,以恒定应变速率达到 60% 变形量,压缩完成先喷入惰性气体快速降低试样表面温度,随后立即水冷,以保留高温下的微观组织。热压缩实验的详细实验过程如图 2 所示。

1.3 微观结构表征

利用线切割机将热压缩后的样品沿轴向切开,对剖面进行研磨和抛光,随后在 Kroll 溶液(10%HF+20%HNO₃+70%H₂O,体积分数)中腐蚀 15 s,以表征微观结构。使用 Quanta650 扫描电子显微镜观察剖面中心的微观组织。将样品进行振动抛光,用于 EBSD 表征,扫描步长为 0.4 μm ,扫描面积为 150 $\mu\text{m} \times 150\text{ }\mu\text{m}$ 。EBSD 设备型号为 FEI Scios 2 双束电镜,配备 EDAX 电子背散射衍射信息采集系统,使用 Aztec Crystal 软件和 MTEX 工具箱处理采集后的数据并表征晶体学信息。

2 实验结果及讨论

2.1 流变曲线分析

钛合金热变形过程本质上体现为材料内部加工硬化与动态软化机制间的博弈竞争过程。图 3 流动应力曲线呈现典型特征,初始阶段随应变增加而上升,达峰值后降低,最终在变形后期趋于稳定状态。在变形初期,晶体滑移导致位错密度急剧提升,位错缠结与堆积引发显著加工硬化效应。此阶段应变量较小,动态回复与再结晶机制尚未充分激活,因此流动应力呈现快速上升趋势。随着应变程度增加,高温环境促使位错通过攀移与交滑移方式重排,同时符号相反的位错相互湮灭,降低整体位错密度,实现动态回复过程。这一软化机制逐渐增强,当其速率接近加工硬化速率时,流动应力达到最大值。当变形继续进行,材料内部积累的畸变能超过临界阈值后,触发新晶粒形核与生长,无畸变新晶粒逐步替代高应变原始晶粒,同时晶界向高应变区域迁移,有效降低了系统内部能量,即动态再结晶过程。这一机制显著减少材料内部畸变能,导致流动应力在峰值后明显下降。随着再结晶比例增加,动态再结晶引起的软化与持续变形产生的加工硬化交替作用,系统逐渐达到动态平衡状态,流动应力曲线最终趋于平稳。这一演变过程揭示了热变形条件下微观组织与宏观力学行为间的内在联系。

此外,在高温与高应变速率变形工况下,材料展现出显著的不连续屈服特征。文献[23-25]研究表明,当两相钛合金在接近 β 相转变温度(T_{β})的两相区上部区间,以较大应变速率($>1\text{ s}^{-1}$)进行热变形时,其流变曲线普遍呈现不连续屈服现象。然而,学术界尚未就解释该现象的组织演变机理达成共识,相应地,两相区域热变形过程中对钛合金所表现的动态软化特

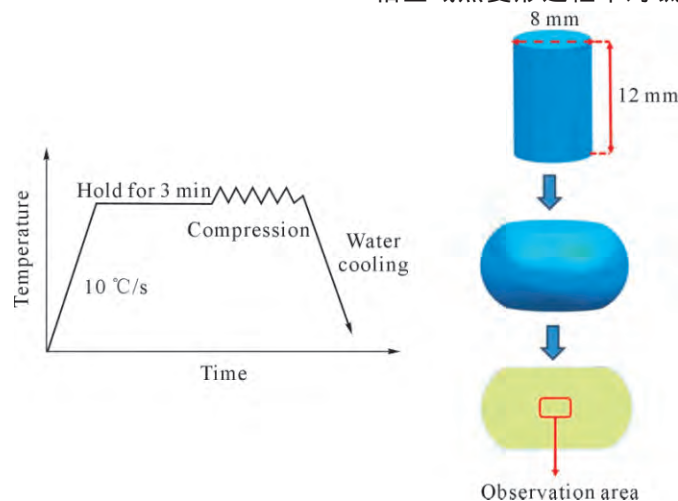


图2 热压缩实验流程

Fig.2 Process flow chart of hot compression

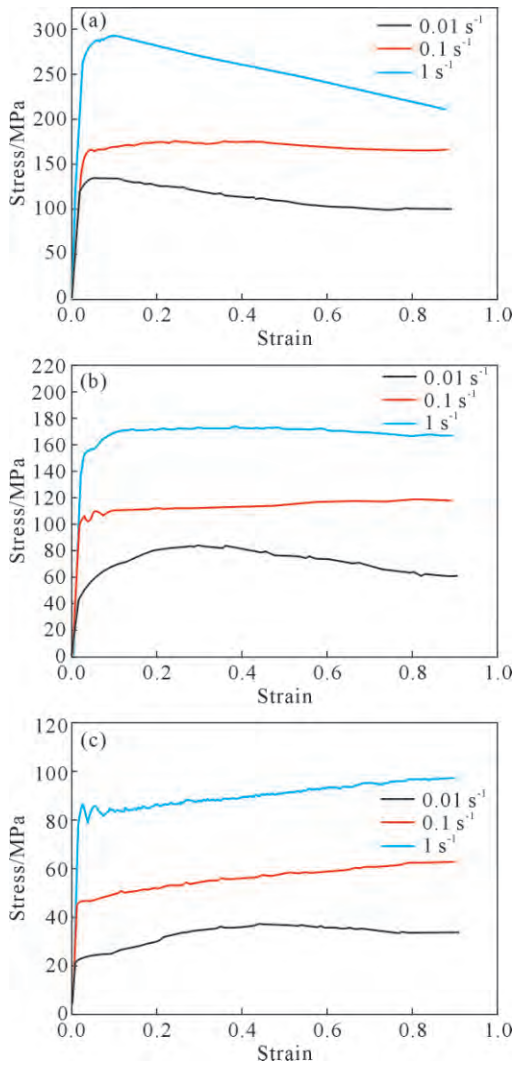


图3 Ti6321 合金不同变形条件下的应力-应变曲线：
(a) 850 °C；(b) 900 °C；(c) 950 °C

Fig.3 Stress-strain curves of the Ti6321 alloy under different deformation conditions: (a) 850 °C; (b) 900 °C; (c) 950 °C

征也缺乏系统性阐释。荆磊^[26]综述归纳了关于两相区热变形软化特征的4种主要解释机制：①回复与再结晶过程诱发软化行为；②变形热效应导致组织软化；③绝热剪切带形成与应变局域化等微观结构演变引起软化；④动态相变机制促使材料软化。鉴于不连续屈服现象通常发生于极小应变阶段，此时变形热积累与再结晶进程尚未足以引起材料的显著软化响应。而绝热剪切带与应变局域化等微观结构变化仅在特定条件下才能形成，因此，动态相变机制被认为是诱发不连续屈服现象的最为合理的内在机制。

图4为不同温度和应变速率下的峰值应力。可以看出，峰值应力随着变形温度降低及应变速率的增加而显著增加。这是因为在高应变速率下，位错增殖速度明显加快，加工硬化效应更显著，而温度降低会导致原子平均动能降低，晶体滑移的临界剪

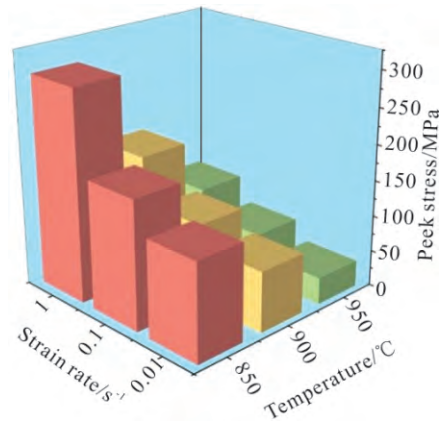


图4 合金在不同变形条件下的峰值应力
Fig.4 Peak stress of the alloy under different deformation conditions

切应力增加，这将对位错运动和晶体滑移产生不利影响，最终导致材料峰值应力的提高。

2.2 微观结构分析

2.2.1 初始微观结构分析

图5a为初始微观组织的IPF图，初始组织是由等轴 α_p 相和层片状 α_s 相构成的组织，等轴 α_p 相含量超过90%，而大多数片状 α_d 相在局部聚集，以小的 α 束集形式存在，在IPF图上难以分辨出 β 相，经EBSD测定 β 相仅为0.7%，产生上述现象的原因为：①当 α 晶粒和 β 晶粒之间的取向差角过小时，他们会在IPF图上标记为相近的颜色；②材料内部的残余位错导致少量 β 相难以被识别。图5b为晶粒尺寸分布图，可以看出初始组织的晶粒尺寸分布不均匀，平均晶粒尺寸为7.85 μm 。图5c为晶界分布图，图中黑色、红色和蓝色分别代表小角度晶界(low angle grain boundaries, LAGBs, 2°~10°)、中角度晶界(medium angle boundaries, MAGBs, 10°~15°)和大角度晶界(high angle boundaries, HAGBs, >15°)，图5d为进一步统计的晶界取向差分布图，其中LAGBs含量为44.5%，HAGBs含量为49.1%。

2.2.2 Ti6321 合金热变形过程微观结构分析

图6为Ti6321合金在不同变形温度和不同应变速率下的微观组织，其中横向为不同应变速率下的微观组织，纵向为不同变形温度下的微观组织。在高温变形条件下，等轴 α 相逐渐发生溶解，形态也发生变化，主要为不规则块状、椭圆状和蠕虫状，晶粒尺寸分布不均匀。随着温度的升高，等轴 α 相体积分逐渐减少，说明在热变形过程中发生了动态相变， β 转变基体形态内部的 α 相形貌逐渐由层片状过渡到针状，这主要是由于在热压缩完成后试样立即进行了水冷， β 相在淬火过程中发生了马氏体相变，冷却后得到的组织为针状马氏体相，而 α_s

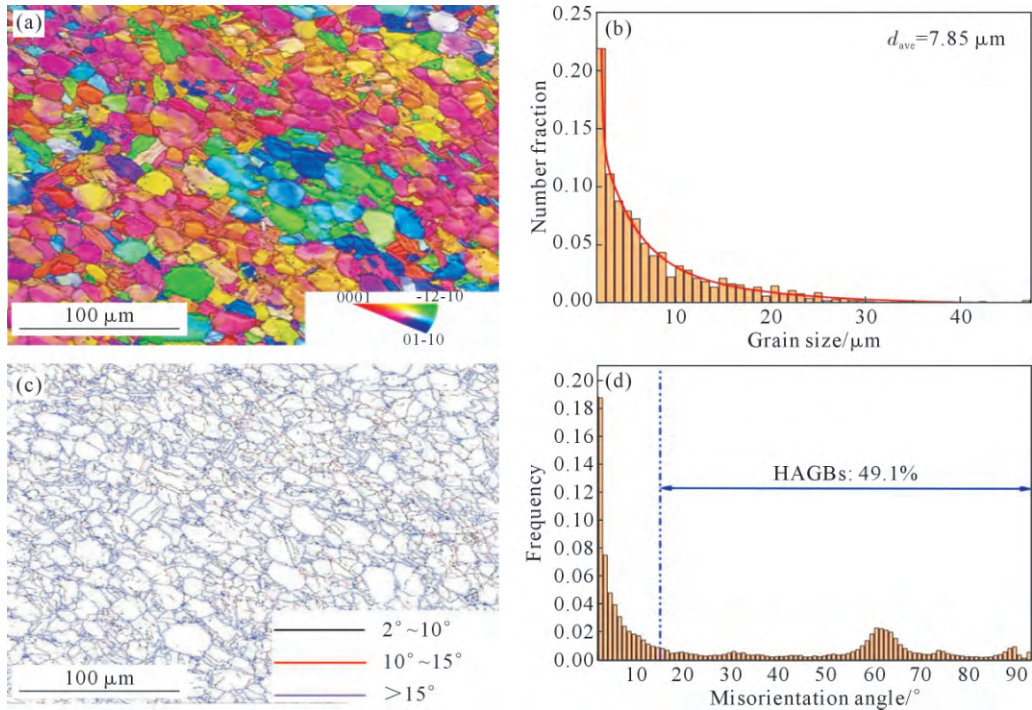


图 5 Ti6321 合金初始微观结构:(a) IPF 图;(b) 晶粒尺寸;(c) 晶界分布;(d) 取向差分布
 Fig.5 Initial microstructure of the Ti6321 alloy: (a) IPF map; (b) distribution of the grain size; (c) grain boundary distribution; (d) misorientation distribution

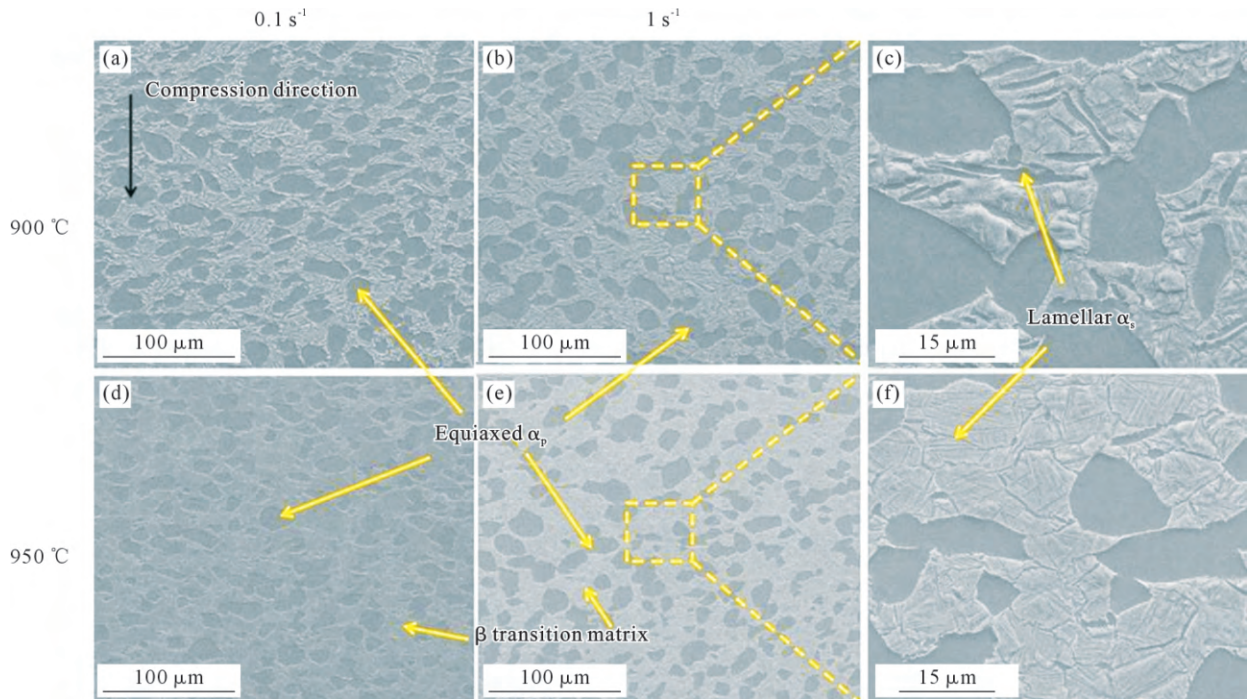


图 6 Ti6321 合金在不同应变速率和变形温度下的微观组织:(a) 900 °C、0.1 s⁻¹; (b, c) 900 °C、1 s⁻¹; (d) 950 °C、0.1 s⁻¹; (e, f) 900 °C、1 s⁻¹
 Fig.6 Microstructures of the Ti6321 alloy under different strain rates and deformation temperatures: (a) 900 °C, 0.1 s⁻¹; (b, c) 900 °C, 1 s⁻¹; (d) 950 °C, 0.1 s⁻¹; (e, f) 900 °C, 1 s⁻¹

相形貌转变的原因可能是由于温度较低时,动态相变未充分进行,β 转变基体内仍残留部分较宽的层状 α_s 相,温度升高后,α_s 相逐渐转变为 β 相,因此水冷后主要体现为针状的组织形貌。

2.3 动态再结晶行为分析

图 7 为 850 °C、不同应变速率的 GOS (grain orienta-

tion spread) 分布图,采用 GOS 图判断再结晶的阈值设定为 2°, 即 GOS < 2° 的区域认定为再结晶区域, GOS > 2° 的区域为非再结晶区域,结果表明,0.01 s⁻¹ 的应变速率下,再结晶分数约为 27.5%, 0.1 s⁻¹ 的应变速率下,再结晶分数约为 20.4%, 1 s⁻¹ 的应变速率下,再结晶分数约为 12.9%,这说明高应变速率下,

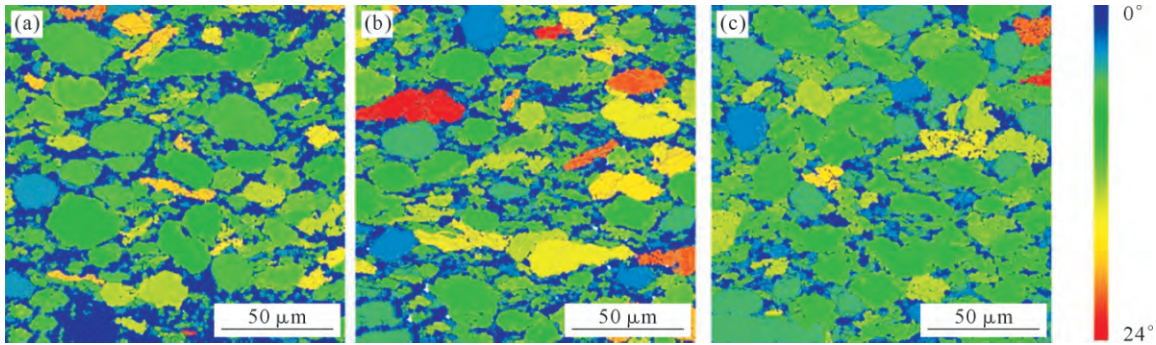


图 7 850 °C、不同应变速率下 Ti6321 合金的 GOS 图:(a) 0.01 s⁻¹; (b) 0.1 s⁻¹; (c) 1 s⁻¹
Fig.7 GOS map of the Ti6321 alloy at 850 °C and different strain rates: (a) 0.01 s⁻¹; (b) 0.1 s⁻¹; (c) 1 s⁻¹

再结晶形核和长大的时间受到抑制,再结晶过程未能充分进行。动态再结晶晶粒的分布分为两种:①绝大多数动态再结晶晶粒沿着变形晶粒边缘分布并且朝着变形晶粒内部方向进行长大,这种动态再结晶方式为 DDRX;②少数动态再结晶晶粒分布在变形晶粒中间,这些变形晶粒内部往往伴随着充分发展的位错网络结构和亚晶组织,因此动态再结晶晶粒是通过亚晶界的旋转、聚合等逐渐转变为大角度晶界而形成的,这种动态再结晶方式为 CDRX。DDRX 的显著特征为在大晶粒周围存在大量“项链状”分布的小晶粒,通过图 8 所示的晶界分布图可发现大量 DDRX 晶粒从大晶粒的晶界处弓出形核。CDRX 的显著特征为 10°~15°的取向差占比增加,通过统计不同应变速率下的取向差分布,可发现 10°~15°的取向差随着应变速率的增大而略有增加,但仅占 5%左右,这说明在 850 °C 热变形时主要的再结晶机制为 DDRX,CDRX 为辅助再结晶机制。

为深入探究 Ti6321 合金热变形过程中的再结晶机制,对变形晶粒内部及晶界处的取向差角度变化进行了定量分析。图 9 呈现了沿变形晶粒内部特定路径(A1、B1)的累积取向差(point to origin)与局部取向差(point to point)随空间位置的演变规律。在连

续动态再结晶过程中,亚晶界通过吸收周围位错逐渐转变为大角度晶界,这一机制通常在变形晶粒内部形成大量亚晶结构。当变形晶粒内部累积取向差超过 10°~15°阈值时,可判定该区域主要遵循 CDRX 机制;相反,累积取向差低于 10°的区域则以不连续动态再结晶为主导机制。分析图 9 中 A1 路径的取向差特征发现,其局部取向差与累积取向差均未超过 10°,且局部取向差普遍低于 2°,表明该晶粒内部缺乏亚晶界结构,符合 DDRX 机制特征。与之对比,B1 路径呈现多个局部取向差峰值(>2°),且累积取向差在距原点仅 5 μm 处即超过 15°阈值,这些特征明确指示该变形晶粒内部存在丰富的亚晶结构,亚晶界的渐进旋转促进了 CDRX 的发生。

2.4 热变形参数对微结构的影响

图 10 为 Ti6321 合金应变速率为 0.1 s⁻¹ 时不同变形温度下的 IPF 图和晶粒尺寸分布。在 900 和 950 °C 变形温度下,合金同样发生了动态再结晶,900 和 950 °C 下平均晶粒尺寸分别为 2.28 和 2.96 μm,950 °C 下平均晶粒尺寸较 900 °C 提高约 30%,平均晶粒尺寸随变形温度的升高而增大,说明 α 晶粒发生了动态粗化。高温促进了 α→β 动态相变,由于 β 相为 BCC 结构,相较于 HCP 结构的 α 相,β 相更容易发生

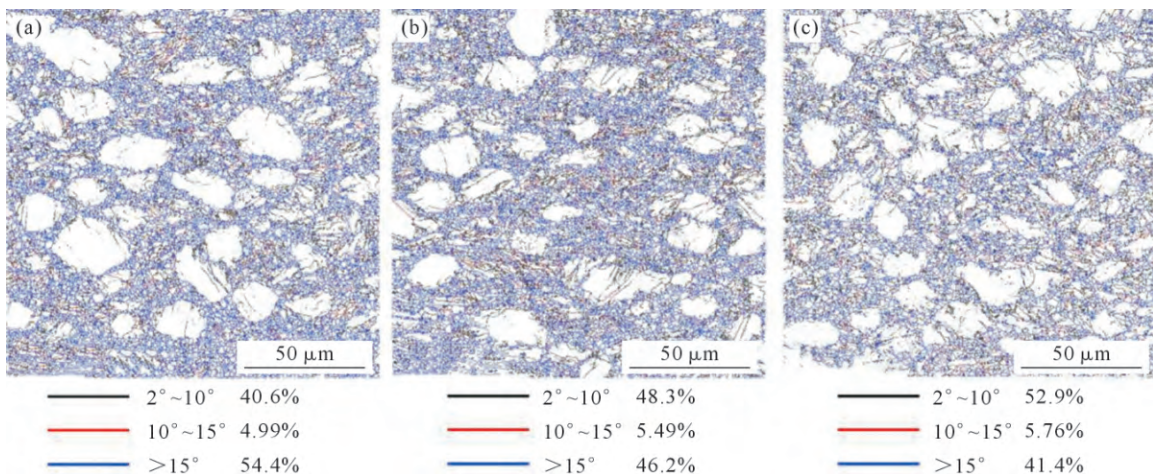


图 8 850 °C、不同应变速率下的晶界分布:(a) 0.01 s⁻¹; (b) 0.1 s⁻¹; (c) 1 s⁻¹
Fig.8 Distribution of grain boundaries at 850 °C and different strain rates: (a) 0.01 s⁻¹; (b) 0.1 s⁻¹; (c) 1 s⁻¹

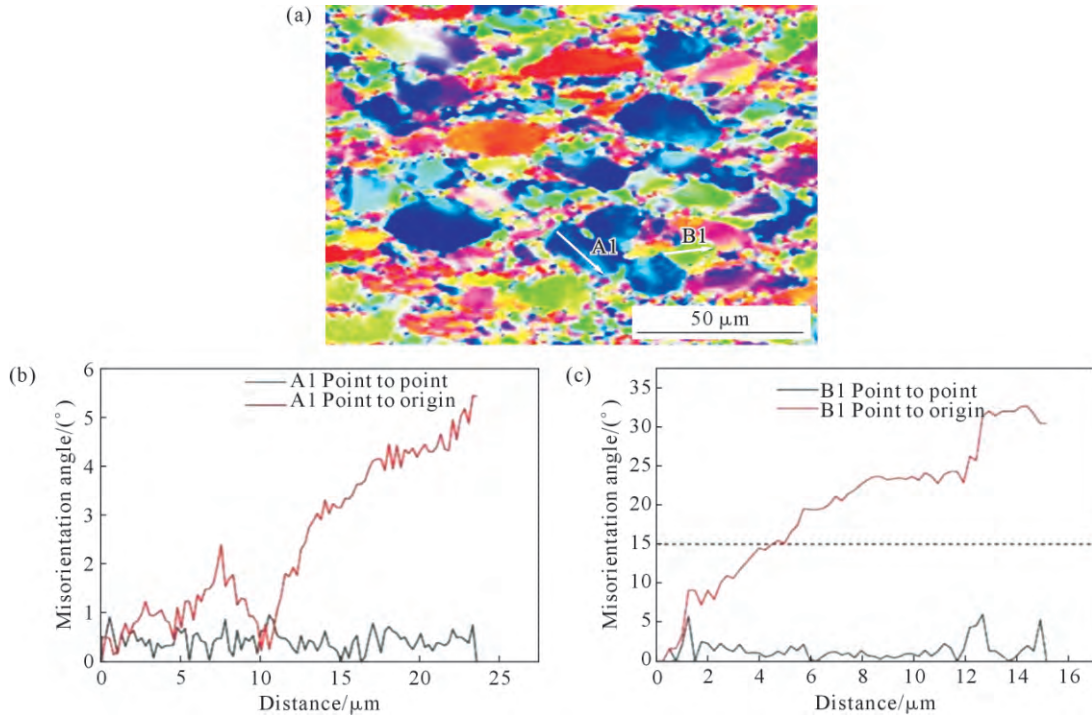


图9 850 °C、0.01 s⁻¹的微观结构:(a) IPF 图;(b) 沿 A1 箭头方向测量的取向差角度;(c) 沿 B1 箭头方向测量的取向差角度
 Fig.9 Microstructure at 850 °C and 0.01 s⁻¹: (a) IPF map; (b) misorientation angle measured along the A1 arrows; (c) misorientation angle measured along the B1 arrows

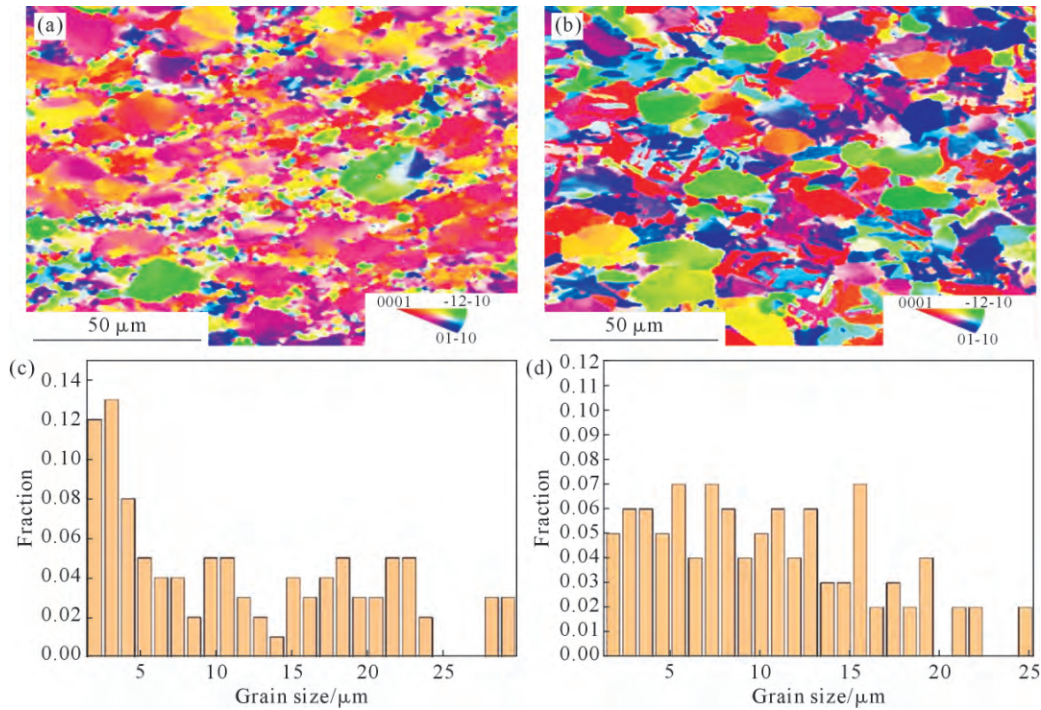


图 10 不同温度下的微观结构:(a) 900 °C、0.1 s⁻¹ 的 IPF 图;(b) 950 °C、0.1 s⁻¹ 的 IPF 图;(c) 900 °C、0.1 s⁻¹ 的晶粒尺寸分布;
 (d) 950 °C、0.1 s⁻¹ 的晶粒尺寸分布

Fig.10 Microstructure at different temperatures: (a) IPF map at 900 °C and 0.1 s⁻¹; (b) IPF map at 950 °C and 0.1 s⁻¹;
 (c) distribution of grain size at 900 °C and 0.1 s⁻¹; (d) distribution of grain size at 950 °C and 0.1 s⁻¹

DRV,从而削弱了DRX行为,变形温度在900 °C时的晶粒大多为等轴状,随着变形温度升高,片状晶粒增多。当变形温度升高至到950 °C时,出现了短针状α晶粒。

图 11 为在 1 s⁻¹ 恒定应变速率条件下,不同温度变形后微观组织的晶界取向差角分布特征统计。

通过对该分布图的定量分析可观察到,950 °C 变形条件下的晶界取向差角分布谱呈现 3 个显著特征峰,分别位于约 10°、60°及 90°。根据 Gey 等^[27]的理论,在高温 β 相经历冷却转变后的组织结构中,若晶界取向差角呈现 10°、60°~63°、90°等特征值分布,可判定这些 α 晶粒源自同一母相高温 β 相,并遵循伯

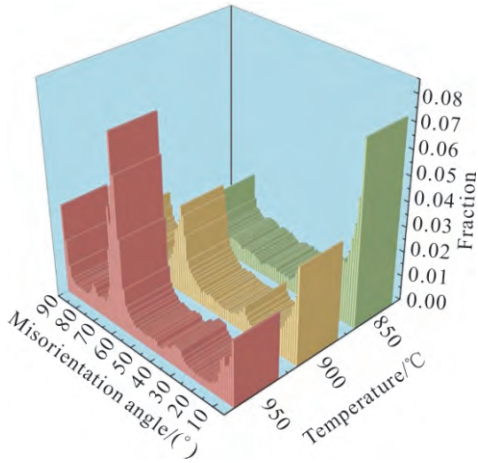


图 11 1 s⁻¹ 应变速率下,不同温度变形后组织的晶界取向差角分布柱状图

Fig.11 Misorientation distributions at 1 s⁻¹ and different temperatures

格斯取向关系发生生长演变。晶界取向差分布特征可支持在变形过程中发生动态相变的推断。

由于高温变形时由动态产生的 β 相在变形后水冷过程中会发生马氏体相变,转变成针状马氏体 α 相或魏氏体 α 相,因此需要采用相重构方法对变形水冷后的微观组织进行重构,从而确定水冷前 β 相的微观组织信息。相重构方法的原理是基于 β 相在发生马氏体相变转变成 α 相时,将严格遵循 Burgers 取向关系。即 {110}_β//(0001)_α; [111]_β//[2110]_α。基于 Burgers 取向关系及 BCC 结构向 HCP 结构转化时的变体旋转对称关系,采用邻近容差原则,可确定高温下母相 β 相的晶体位向关系,考虑到 α/β 相界面的位错堆积会导致 α→β 动态相变时偏离 Burgers

取向关系,设定 Burgers 取向关系的偏离角度偏离阈值为 3°,在此阈值内的点将被标记为 α→β 转变变体。采用相重构方法计算的 950 °C、不同应变速率下的 β 相 IPF 图如图 12 所示。当应变速率 0.01 s⁻¹ 提升到 1 s⁻¹ 时,β 相含量先由 38% 显著提升至 64%,后又略有下降至 53%,这主要是由于 α→β 动态相变是扩散型相变,相变速率受温度和时间的影响。当应变速率小于 0.1 s⁻¹ 时,此时变形导致的温升效应不明显,未达到 β 相过度粗化的温度区间,同时变形时间足够长,能够确保动态相变充分进行。在此条件下,应变速率的升高会导致位错增殖速率的加快,降低 β 相形核势垒,从而促进动态相变的发生。但在 1 s⁻¹ 及以上的高应变速率条件下,变形时间过短,V、Mo 等 β 稳定元素扩散时间不足,同时产生的瞬时高温使 β 相稳定性增强,α/β 界面迁移受阻,动态相变受到抑制。

3 结论

(1)变形温度的升高会降低 Ti6321 合金的峰值应力和变形抗力,应变速率的升高则提高变形抗力,流变曲线在近相变点温度下出现的不连续屈服现象与动态相变有关。

(2)Ti6321 合金在 α+β 相区热变形时,动态再结晶以 DDRX 为主导机制,CDRX 为辅,再结晶晶核位点主要位于等轴 α 晶粒的晶界处,形成大量的项链状结构;应变速率升高抑制再结晶进程,再结晶分数从 0.01 s⁻¹ 时的 27.5% 降至 1 s⁻¹ 时的 12.9%。

(3)变形温度升高显著促进 β 相形成及 α 相晶

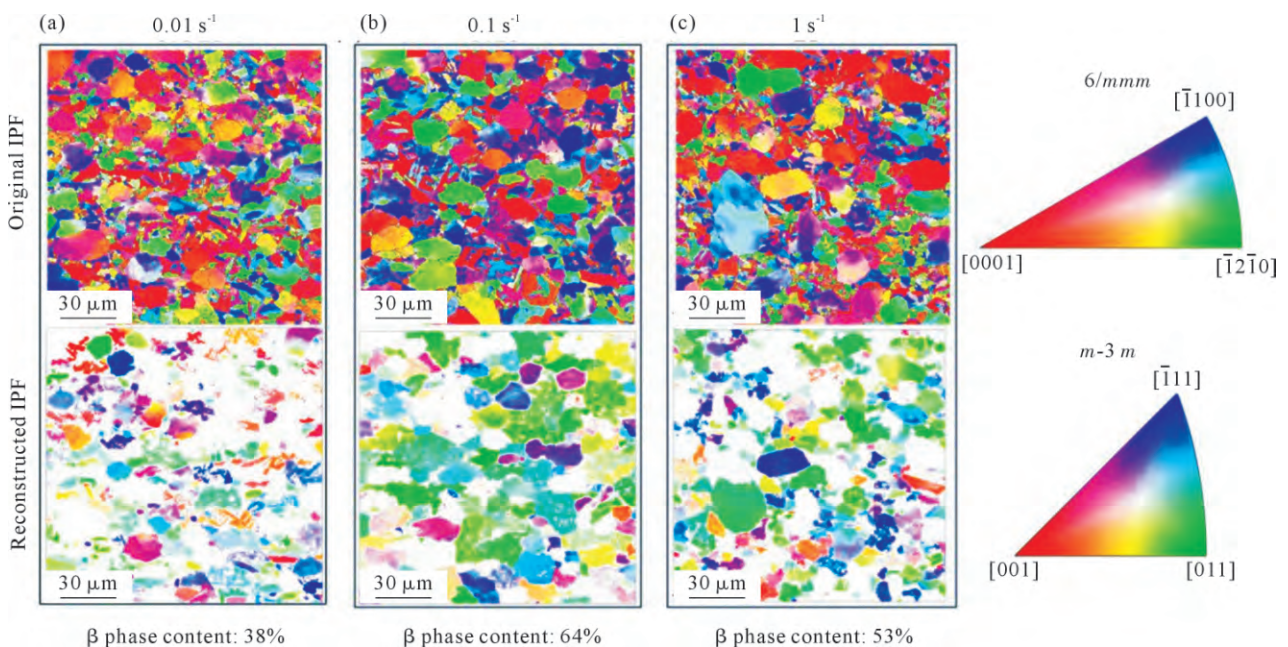


图 12 950 °C、不同应变速率下相重构前后的 IPF 图:(a) 0.01 s⁻¹; (b) 0.1 s⁻¹; (c) 1 s⁻¹

Fig.12 IPF maps before and after phase reconstruction at 950 °C and different strain rates: (a) 0.01 s⁻¹; (b) 0.1 s⁻¹; (c) 1 s⁻¹

粒粗化,950 °C时晶粒尺寸较900 °C增大约30%,同时高温条件下晶界取向差角分布特征(10°、60°、90°)表明动态相变发生。基于相重构法确定了随着应变速率的升高,高温变形时 β 相含量会先升高后降低。

参考文献:

- [1] 赵永庆. 我国创新研制的主要船用钛合金及其应用[J]. 中国材料进展, 2014, 33(7): 398-404.
ZHAO Y Q. Main marine titanium alloys innovatively developed in China and their applications[J]. Progress in China Materials, 2014, 33(7): 398-404.
- [2] 孙建科, 孟祥军, 陈春和, 刘茵琪. 我国船用钛合金研究、应用及发展[J]. 金属学报, 2002, 38(z1): 33-36.
SUN J K, MENG X J, CHEN C H, LIU Y Q. Research, application and development of marine titanium alloys in China[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2002, 38(z1): 33-36.
- [3] 蒋鹏, 王启, 张斌斌, 王洋. 深海装备耐压结构用钛合金材料应用研究[J]. 中国工程科学, 2019, 21(6): 95-101.
JIANG P, WANG Q, ZHANG B B, WANG Y. Application research of titanium alloy materials for pressure-resistant structures of deep-sea equipment[J]. Engineering Sciences, 2019, 21(6): 95-101.
- [4] 樊江昆, 赖敏杰, 唐斌, 寇宏超, 李金山. 热力耦合作用下钛合金动态相变行为研究进展[J]. 航空材料学报, 2020, 40(3): 25-44.
FAN J K, LAI M J, TANG B, KOU H C, LI J S. Research progress on dynamic phase transformation behavior of titanium alloys under thermo-mechanical coupling[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2020, 40(3): 25-44.
- [5] CRAM D G, ZUROB H S, KORZEKWA D A, JONAS J J. Modelling discontinuous dynamic recrystallization using a physically based model for nucleation[J]. Acta Materialia, 2009, 57(17): 5218-5228.
- [6] FAN J K, KOU H C, LAI M J, ZHANG J S, ZHANG J, ZHOU L, ZHANG J X. Hot deformation mechanism and microstructure evolution of a new near β titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 584: 121-132.
- [7] WANG Y S, LI Z D, WANG H Y. Flow behavior and dynamic recrystallization mechanism of a new near-alpha titanium alloy Ti-0.3Mo-0.8Ni-2Al-1.5Zr[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 30: 3863-3876.
- [8] SHAMS S A A, MIRDAMADI S, ABBASI S M, SHIRVANI M, KARAMI M. Mechanism of martensitic to equiaxed microstructure evolution during hot deformation of a near-alpha Ti alloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2017, 48(6): 2979-2992.
- [9] ABBASI S M, MOMENI A, LIN Y C, SHIRVANI M, KARAMI M. Dynamic softening mechanism in Ti-13V-11Cr-3Al beta Ti alloy during hot compressive deformation[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 665: 154-160.
- [10] GUO B Q, ARANAS C, SUN B, SEMIATIN S L, JONAS J J. Reverse transformation behavior of Ti-6Al-4V after deformation in the two-phase region[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2017, 49(1): 22-27.
- [11] GUO B Q, SEMIATIN S L, JONAS J J, ARANAS C, SUN B. Dynamic transformation of Ti-6Al-4V during torsion in the two-phase region[J]. Journal of Materials Science, 2018, 53(12): 9305-9315.
- [12] GUO B Q, FALL A, JAHZI M, SEMIATIN S L, JONAS J J. Kinetics of post-dynamic coarsening and reverse transformation in Ti-6Al-4V[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2018, 49(12): 5956-5961.
- [13] KOIKE J, SHIMOYAMA Y, OKAMURA T, KUBO H, KAWASAKI K. Superplasticity assisted by stress-induced phase transformation in Ti-5.5Al-1Fe alloy[J]. Materials Science Forum, 1999, 304-306: 183-188.
- [14] JONAS J J, JR C A, FALL A, GUO B Q, SEMIATIN S L. Transformation softening in three titanium alloys[J]. Materials and Design, 2017, 113: 305-310.
- [15] ARANAS Jr. C, FOUL A, GUO B Q, JONAS J J, SEMIATIN S L. Determination of the critical stress for the initiation of dynamic transformation in commercially pure titanium[J]. Scripta Materialia, 2017, 133: 83-85.
- [16] JI X K, GUO B Q, JIANG F L, YU H, FU D F, TENG J, ZHANG H, JONAS J J. Accelerated flow softening and dynamic transformation of Ti-6Al-4V alloy in two-phase region during hot deformation via coarsening α grain[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 36: 160-166.
- [17] JI X K, YU H, GUO B Q, JIANG F L, FU D F, TENG J, ZHANG H, JONAS J J. Post-dynamic α to β phase transformation and reverse transformation of Ti-5Al-3V alloy after hot deformation in two phase region[J]. Materials & Design, 2020, 188: 108466.
- [18] 周晓锋, 付文, 利成宁, 程方杰. 热变形参数对 Ti80 钛合金 $\alpha+\beta$ 两相组织演变的影响[J]. 热加工工艺, 2023, 52(19): 77-81.
ZHOU X F, FU W, LI C N, CHENG F J. Effect of hot deformation parameters on $\alpha+\beta$ two-phase microstructure evolution of Ti80 titanium alloy[J]. Hot Working Technology, 2023, 52(19): 77-81.
- [19] 周晓锋, 付文, 利成宁, 程方杰. Ti80 钛合金两相区高温变形本构模型及热加工图[J]. 金属热处理, 2022, 47(5): 25-30.
ZHOU X F, FU W, LI C N, CHENG F J. Constitutive model and hot processing map of Ti80 titanium alloy in two-phase region at high temperature[J]. Heat Treatment of Metals, 2022, 47(5): 25-30.
- [20] 权思佳, 宋克兴, 张彦敏, 张斌斌, 王启, 李炎. 基于 MATLAB 的 Ti80 合金热变形行为及热加工图[J]. 稀有金属材料与工程, 2019, 48(11): 3600-3607.
QUAN S J, SONG K X, ZHANG Y M, ZHANG B B, WANG Q, LI Y. Hot deformation behavior and processing map of Ti80 alloy based on MATLAB[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2019, 48(11): 3600-3607.
- [21] 刘顺, 徐莽, 李天瑞, 刘国怀, 王昭东, 王国栋. 高强耐腐蚀 Ti80 合金的热变形行为及热轧板材的组织性能研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2021, 50(9): 3203-3212.
LIU S, XU M, LI T R, LIU G H, WANG Z D, WANG G D. Hot deformation behavior and microstructure properties of hot-rolled Ti80 alloy plate with high strength and corrosion resistance[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2021, 50(9): 3203-3212.
- [22] SU B, WANG B, LUO L, WANG L, SU Y, WANG F, XU Y, HAN B, HUANG H, GUO J, FU H. The corrosion behavior of Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo alloy: Effects of HCl concentration and temperature

- [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 74: 143-154.
- [23] ZONG Y Y, SHAN D B, XU M, LIU Y, ZHANG Z. Flow softening and microstructural evolution of TC11 titanium alloy during hot deformation[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2009, 209(4): 1988-1994.
- [24] BRUSCHI S, POGGIO S, QUADRINI F, GHIRINGHELLI G, BERTOLINI R. Workability of Ti-6Al-4V alloy at high temperatures and strain rates[J]. Materials Letters, 2004, 58(27-28): 3622-3629.
- [25] NING Y, FU M W, HOU H, LIU Y, ZHANG Z. Hot deformation behavior of Ti-5.0Al-2.40Sn-2.02Zr-3.86Mo-3.91Cr alloy with an initial lamellar microstructure in the $\alpha+\beta$ phase field[J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(3): 1812-1818.
- [26] 荆磊. 双相钛合金高温流变行为及动态组织演变机制研究[D]. 秦皇岛: 燕山大学, 2017.
- JING L. Study on high temperature rheological behavior and dynamic microstructure evolution mechanism of dual-phase titanium alloy[D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2017.
- [27] GEY N, HUMBERT M, PHILIPPE M J, COMBRES Y. Investigation of the α and β texture evolution of hot rolled Ti-64 products [J]. Materials Science and Engineering: A, 1996, 219(1): 80-88.
- (责任编辑: 李亚敏)