DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2024.4159

Ti–62222 钛合金热变形行为及变形组织研究

董瑞峰[1],郭宇墨[1],贾慕臻[1],李晨晖[1],周琱玉[1],武　立[1],侯　华[1,2],赵宇宏[1,3]

(1. 中北大学 材料科学与工程学院,高性能铝/镁合金材料开发及应用省部共建协同创新中心,山西 太原 030051; 2. 太原科技大学 材料科学与工程学院, 山西 太原 030024; 3. 北京科技大学 北京材料基因工程高精尖创新中心, 北京 100083)

摘　要:以 Ti-62222 钛合金为研究对象,对该合金热压缩过程中的变形行为及显微组织演变规律进行了研究。结果表明,Ti-62222 钛合金的真应力–真应变曲线总体呈应变软化型,曲线在应变较小时出现峰值。流动应力随着应变值的升高而下降,随应变速率的增大及变形温度的减小而增大。而对其热变形组织的研究发现,随着温度的升高,合金中 α 相含量减小,β 相含量增加,同时 α 相球化率升高。在大变形量的情况下,α 相含量与变形量呈负相关,即变形量越大,α 相含量越少;α 相球化率随着变形量增大而显著提高。当应变速率处于较高水平时,α 相含量随应变速率升高而降低;应变速率对片层 α 相球化有抑制作用,球化率随应变速率增大而减小。

关键词:Ti-62222 钛合金;热变形行为;α 相;组织演变

中图分类号:TG146.2+3　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2024)10-0945-08

Deformation Behavior and Microstructure Evolution of the Ti–62222 Alloy During Hot Deformation

DONG Ruifeng[1], GUO Yumo[1], JIA Muzhen[1], LI Chenhui[1], ZHOU Diaoyu[1], WU Li[1], HOU Hua[1,2], ZHAO Yuhong[1,3]

(1. Collaborative Innovation Center of Ministry of Education and Shanxi Province for High-performance Al/Mg Alloy Materials, School of Materials Science and Engineering, North University of China, Taiyuan 030051, China; 2. School of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, China; 3. Beijing Advanced Innovation Center for Materials Genome Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: Focusing on a Ti-62222 titanium alloy, the deformation behavior and evolution of the microstructure during hot compression were investigated. The results indicate that the true stress-true strain curve of the Ti-62222 titanium alloy generally exhibits strain softening, with a peak appearing at a low strain, followed by a decrease in the flow stress as the strain increases. The flow stress increases with increasing strain rate and decreasing deformation temperature. Research on the hot deformation microstructure reveals that as the temperature rises, the content of the α phase in the alloy decreases, whereas the content of the β phase increases, and the globularization rate of the α phase increases. Under conditions of large deformation, the content of the α phase is negatively correlated with the deformation amount, meaning that the greater the deformation is, the lower the content of the α phase. The globularization rate of the α phase significantly increases with increasing deformation amount. When the strain rate is high, the content of the α phase decreases with increasing strain rate. The strain rate has an inhibitory effect on the globularization of the lamellar α phase, and the globularization rate decreases as the strain rate increases.

Key words: Ti-62222 titanium alloys; hot deformation behavior; α phase; microstructure evolution

收稿日期:2024-08-26

基金项目:山西省重点研发计划(202102050201011, 202202050201014);山西省基础研究计划(202103021224178, 202403021211063, 202203021211104)

作者简介:董瑞峰,1989 年生,博士,副教授.研究方向为钛及钛合金固态相变及组织–性能调控等.Email: drf9527@nuc.edu.cn

通讯作者:赵宇宏,1974 年生,博士,教授.研究方向为高性能有色金属的先进加工及制备、凝固过程宏观微观模拟、集成计算材料工程等.Email: zhaoyuhong@nuc.edu.cn

引用格式:董瑞峰,郭宇墨,贾慕臻,李晨晖,周琱玉,武立,侯华,赵宇宏.Ti-62222 钛合金热变形行为及变形组织研究[J].铸造技术,2024,45(10):945-952.

DONG R F, GUO Y M, JIA M Z, LI C H, ZHOU D Y, WU L, HOU H, ZHAO Y H. Deformation behavior and microstructure evolution of the Ti-62222 alloy during hot deformation[J]. Foundry Technology, 2024, 45(10): 945-952.

中国知网　https://www.cnki.net

钛合金因其高比强度、耐蚀性及优异的生物相容性等特点，在众多工业领域中占据了举足轻重的地位，被誉为铁和铝之后的“第三金属”，成为新工艺、新技术、新设备中不可或缺的金属材料，是一个国家或地区经济水平、社会发展和战略地位的重要衡量指标之一[1-8]。

Ti-62222 合金，源于 Ti-6242s，中国牌号是TC21，是一种航空用 α+β 两相钛合金，成分含 Al、Sn、Zr、Cr、Mo、Si 等，其 β 稳定元素含量较高，室温抗拉强度和断裂韧性远高于普通 TC4 合金，且国内外对 TC21 进行了广泛研究[9-17]。例如，左正等[17]在研究中对经过 α+β 两相区变形处理的 TC21 进行了固溶时效处理，探讨了不同热变形参数对该合金固溶后片层 α 相球化行为的影响以及静态球化的基本原理等。结果表明，变形量对片层 α 相球化率起到了显著的作用。陶成等[18]在 TC21 两相区内设定了不同的变形条件进行热压缩实验，经过系统的实验与模拟分析，发现 α 片层组织的再结晶体积分数随着变形温度的上升及应变速率的下降而呈现显著的增长趋势，等效应变和再结晶体积分数的峰值都发生在合金的几何中心区域。余新平等[19] 通过对 TC21 钛合金的热压缩试验发现，这种合金的流动应力随着温度的逐步升高和应变速率的逐渐降低而呈现出明显的下降趋势，分析得出 TC21 主要的软化机制为动态再结晶过程，为后续的材料性能优化和工艺改进提供了重要的理论依据。

Ti-62222 钛合金作为一种卓越的 α+β 型钛合金，因其良好的性能在航空、航天以及高温结构件制造等领域中具有巨大的应用前景。但在热加工过程中，由于 Ti-62222 钛合金独特的化学成分和复杂的微观组织结构，往往会出现组织分布不均和性能波动等问题。因此，本文深入探究 Ti-62222 钛合金在热加工过程中的热变形行为及其组织演变规律，为该合金热加工工艺的制定和优化提供实验依据。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

采用的主要实验材料为热轧 Ti-62222 钛合金棒材，名义成分为 Ti-6Al-2Sn-2Zr-2Cr-2Mo- 0.15Si。采用真空自耗电弧熔炼法制备 Ti-62222 铸锭，将铸锭加热至 790 ℃，保温 60 min 后进行交叉轧制。最终将棒材轧制至 ϕ12 mm 后空冷。其化学成分如表 1 所示。

表1 Ti–62222钛合金化学成分
Tab.1 Chemical composition of Ti–62222
(mass fraction/%)

Al	Mo	Nb	Sn	Zr	Cr	Ti	Si
6.0	2.0	1.02	2.0	2.0	1.7	89.02	0.1

1.2 热处理及热压缩实验

将 Ti-62222 钛合金棒材经线切割制为 ϕ8 mm×12 mm 的小圆柱体，将试样放入型号为SG-GL1200K 的高温管式炉中进行热处理，加热至 980 ℃后保温 40 min，并随炉冷却至室温。随后采用砂纸对热处理后试样的两端进行打磨，以降低两端面的粗糙度。同时，为了防止试样在压缩过程中产生鼓肚现象，在热压缩前使用石墨对试样的两端进行润滑处理，有效减少摩擦阻力的影响。随后，采用 Gleeble-3500 热模拟试验机对试样进行热压缩实验。实验过程中，确保温度误差严格控制在 1 ℃之内，并以 10 ℃/s 的速率将试样加热至设定的变形温度，在达到该温度后保温 300 s，以确保材料内部达到均匀的热状态。热压缩结束后，立即水冷，从而保留其高温变形状态下的组织特征。热压缩实验的变形温度为 830、860、930 ℃；变形速率为 0.1、0.01、0.001 s^{-1}；变形量为 30%和 60%。

1.3 组织表征

热压缩实验结束后，采用线切割将试样沿中心轴线切开，并取一半进行组织观察。首先，采用砂纸对热压缩试样进行打磨；随后，采用电解抛光机对试样进行抛光，其中电解液为 5%$HClO_4$+95%C_2H_5OH(体积分数)，电压 30 V，时间 60 s。电解抛光后，采用 JSM-IT800 扫描电子显微镜对热变形后的试样进行组织观察和电子背散射衍射分析。采用 Image-Pro Plus 对显微组织中 α 相含量、尺寸及球化率等进行分析。

2 实验结果及讨论

2.1 Ti–62222 钛合金的流变曲线

2.1.1 变形温度对流动应力的影响

图 1 是 Ti-62222 钛合金在不同温度、不同应变速率下热压缩的真应力–真应变曲线。可以看到，在较小的应变范围内，曲线普遍呈现出“峰值”现象。随后，随着应变值的逐渐增大，应力开始逐渐降低，并在某个阶段后趋于稳定状态。这种变化趋势归因于材料在初始压缩阶段产生的加工硬化效应，该效应导致应力在较小的应变下迅速升高[20]。当应变继续增加，由于动态回复和动态再结晶等软化机制的作用，应力开始逐渐降低并最终趋于稳定。当保持应变速率不变时，随着变形温度的逐渐升高，流动应力呈现出递减的趋势。这是由于在变形过程中温度的上升增强了材料的热激活效应，使原子的平均动能增加，导致晶界滑移所需要的临界应力下降[8,12]。同时，

中国知网 https://www.cnki.net

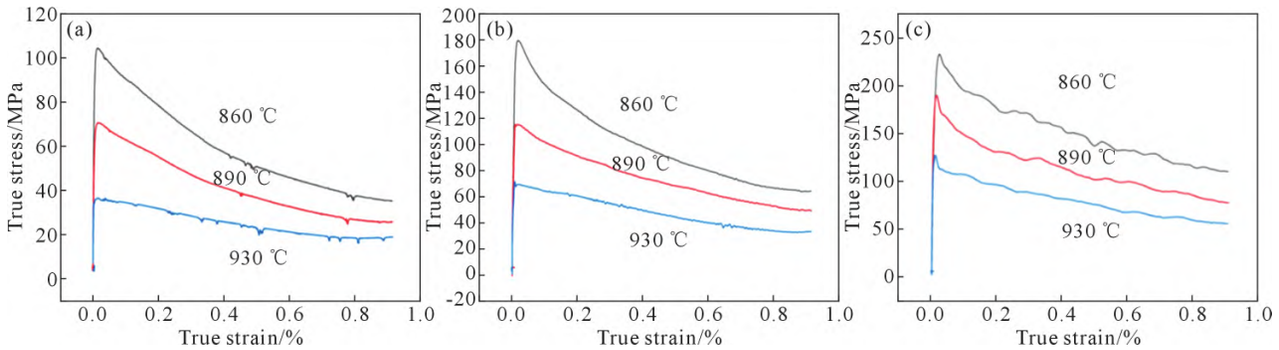


图 1 Ti-62222 钛合金在不同应变速率下真应力–真应变曲线：(a) 0.001 s^{-1}; (b) 0.01 s^{-1}; (c) 0.1 s^{-1}

Fig.1 Flow curves of Ti-62222 at different stain rates: (a) 0.001 s^{-1}; (b) 0.01 s^{-1}; (c) 0.1 s^{-1}

材料在较高温度下变形，更容易经历动态恢复与动态再结晶，位错密度减少，消除加工硬化，降低流变应力。此外，材料在热变形过程中可能发生的组织转变也会对流动应力产生不可忽视的影响。

Ti-62222 钛合金在不同应变速率下变形时，流动应力对变形温度的灵敏度呈现出显著的差异。当高应变速率条件下，流动应力对变形温度的灵敏度较高；而在低应变速率条件下，流动应力对变形温度的灵敏度较低。以具体的实验数据为例：当应变速率设定为 0.001 s^{-1} 时，变形温度每增加 40 ℃，流动应力的降幅约为 30 MPa。然而，当应变速率提升至 0.1 s^{-1} 时，在相同的温度增幅下，流动应力的降低幅度显著增大，达到了约 75 MPa。

2.1.2 应变速率对流动应力的影响

通过对图 2 中曲线进行分析，可以发现当温度不变时，流动应力随应变速率的增大而增加。这一现象主要归因于随着应变速率的升高，单位时间内驱动位错运动的数目增多，导致流动应力增大[20-21]。同时，高应变速率条件下，材料变形持续时间不长，难以实现动态回复、动态再结晶等软化行为，无法抵消变形过程中产生的加工硬化现象。

Ti-62222 钛合金在不同变形温度下变形时，流动应力对应变速率的灵敏度呈现出显著的差异。当低温条件下，流动应力对应变速率的灵敏度较高；而在高温条件下，流动应力对应变速率的灵敏度较低。结果表明，在低应变速率(如 0.001 和 0.01 s^{-1})条件下，应力–应变曲线在达到峰值后呈现出明显的应力软化现象。这一现象与低应变速率下通常更容易发生的动态再结晶过程相吻合。由此推测，在较低的应变速率下，合金在变形过程中可能发生了动态再结晶，进一步导致了稳态阶段曲线呈现锯齿形变化。然而，当应变速率升高至较高水平(如 0.1 s^{-1})时，尽管曲线在达到峰值应力后同样表现出软化现象，且曲线也呈现一定程度的锯齿形变化，但其变化程度不如低应变速率下显著。基于这些观察，可以合理推测，在较高的应变速率下进行压缩，动态再结晶过程可能不再是主导机制，而是伴随着动态回复等其他机制共同作用[22-23]。

2.2 Ti–62222 钛合金的热变形组织

2.2.1 变形温度对 α 相含量及其球化过程的影响

图 3 为 Ti-62222 钛合金经不同变形温度热压缩后的微观组织形态。图中深色区域代表 α 相，而浅色区域则代表 β 相。通过对比分析图 3a~c，可以清晰地观察到以下现象：随着变形温度的逐渐升高，α 相的含量呈现出明显的下降趋势。特别是在 930 ℃的高温条件下，α 相含量的减少尤为显著。这是因为钛合金在变形量和应变速率保持恒定的前提下，随着温度的上升，α 相开始逐渐溶解，并转变为 β 相。这是(α+β)两相钛合金在热变形过程中普遍存在的典型特性，体现了钛合金微观组织随温度变化

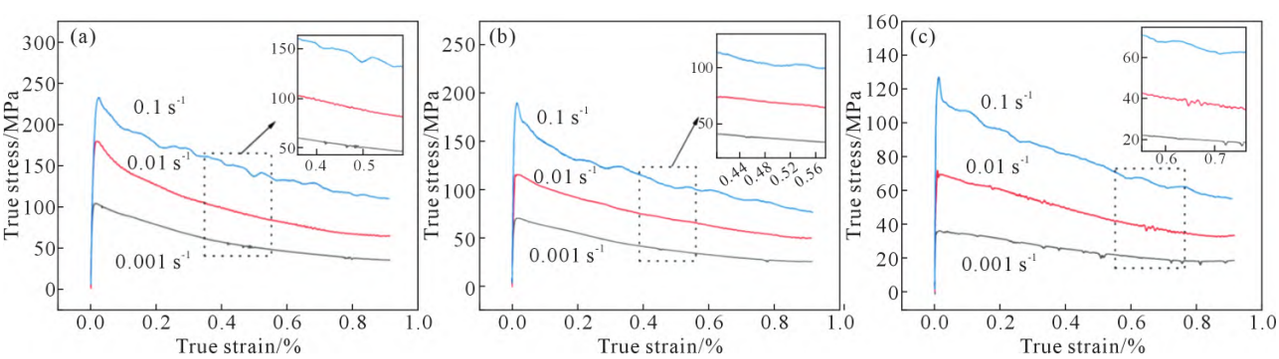


图 2 Ti-62222 钛合金在不同温度下的真应力–真应变曲线：(a) 860 ℃; (b) 890 ℃; (c) 930 ℃

Fig.2 Flow curves of Ti-62222 at different temperatures: (a) 860 ℃; (b) 890 ℃; (c) 930 ℃

中国知网 https://www.cnki.net

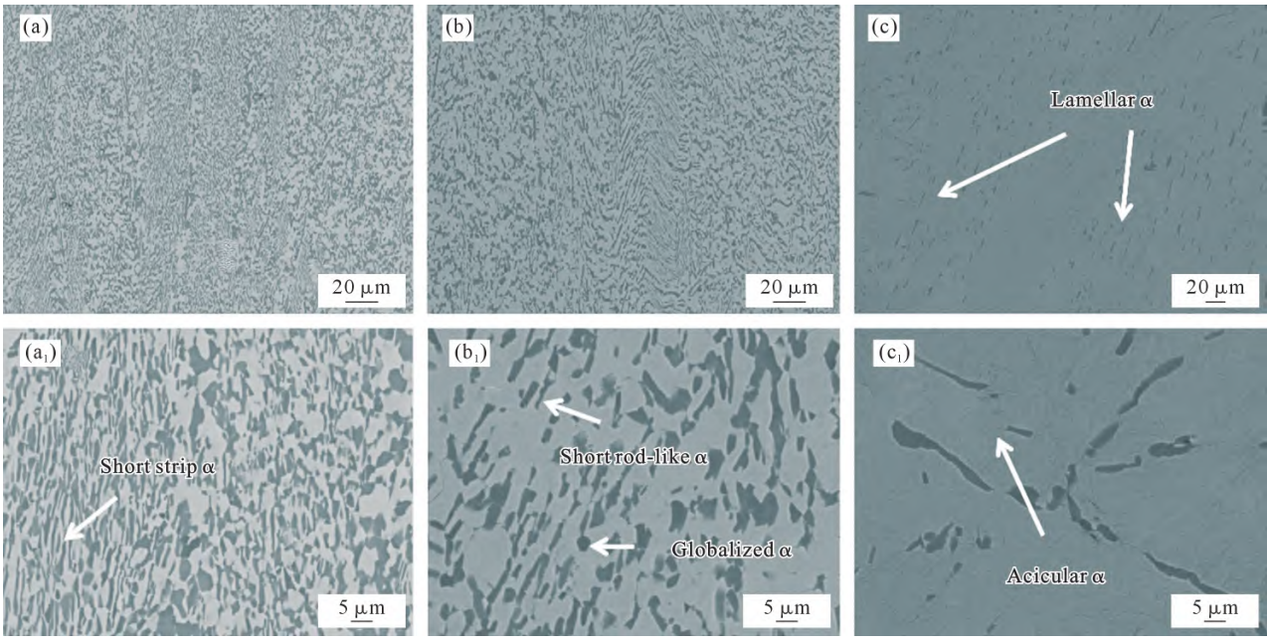


图 3 Ti-62222 合金在变形量为 60%、应变速率为 0.001 s^{-1} 变形后的微观组织：(a, a_1) 860 ℃; (b, b_1) 890 ℃; (c, c_1) 930 ℃

Fig.3 Microstructure of Ti-62222 with a strain rate of 0.001 s^{-1} and a deformation of 60% at different temperatures: (a, a_1) 860 ℃; (b, b_1) 890 ℃; (c, c_1) 930 ℃

的动态演变规律。

当变形温度为 860 ℃时部分片层 α 相发生了球化，而部分未完全球化的 α 相则呈现出短条状或弯折的形态。但从整体上看，α 相的长宽比相较于原始状态有所减小。当变形温度提升至 890 ℃时，β 晶粒内部可见明显的片层 α 相，且部分长条状 α 相开始断裂，形成短棒状结构。此时，片层 α 相的球化程度得到进一步提高，已球化的 α 相直径也有小幅增加。而当变形温度达到 930 ℃时，β 晶粒内以细小的片层 α 相为主，同时伴随着急冷过程中析出的针状 α 相。在这一温度下，片层 α 相几乎完全球化，球化体积分数达到约 38%，且已球化的 α 相直径显著增大。这因为在低应变速率和较高温度下的变形过程中，已经球化的 α 相发生了进一步的生长和扩大。

采用 Image-pro plus 软件，对 α 相的面积(area)、宽度(width)和长度(length)等关键参数进行测量，进一步计算出钛合金组织中 α 相的长宽比(Feret ratio)。在已有的研究中，Semiatin 提出了一个标准，即当 Ti-6Al-4V 合金组织中 α 片层的长宽比≤2 时，认为 α 相发生了球化[23]。然而，考虑到 Ti-62222 钛合金独特的微观组织特性，本研究将球化的长宽比阈值设定为 2.5。

图 4 为不同变形温度下 Ti-62222 合金组织中 α 相的球化率分布。从图中可以观察到，在不同变形温度下，α 相的体积含量在 Feret ratio 介于 1.5~2.5 的范围内达到最大值；随着变形温度的逐渐升高，图中折线显示的峰值也显著增大，这是因为较高的变形温度促进了长宽比较小的 α 相的形成，从而提高了 α 片层组织的球化率。

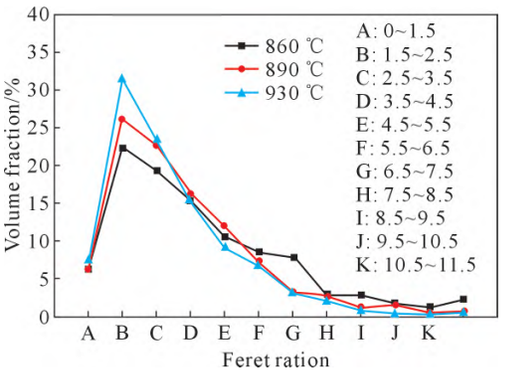


图 4 不同变形温度下变形量为 60%，应变速率为 0.001 s^{-1} 的 Ti-62222 钛合金 α 相球化率分布

Fig.4 Distribution of the globularization rates of Ti-62222 deformed at different temperatures with a deformation of 60% and a strain rate of 0.001 s^{-1}

利用 AZtec Crystal 软件分别对温度为 860 及 890 ℃下显微组织的 EBSD 图像进行分析。图 5a 和 b 展示了显微组织的相图，其中蓝色区域为 α 相的分布，而黄色区域则代表了 β 相。α 相的具体含量如表 2 所示。图 5a_1 和 b_1 为 α 相晶粒的取向分布图(inverse pole figures, IPF)，它们直观地反映了晶粒的排列与方向。图中黑色线条标识了大角度晶界(high angle grain boundaries, HAGBs)，即晶粒间取向差角 θ>15°的边界；而白色线条则代表了小角度晶界(low angle grain boundaries, LAGBs)，2°<θ<15°。大小角度晶界的具体含量如表 2 所示。通过对相图及其含量分布表的分析可知，随着变形温度的上升，α 相含量减少，β 相含量增加。通过对 IPF 图及大小晶界统计表的分析可知，在 860 ℃以 0.001 s^{-1} 的应变速率压

中国知网 https://www.cnki.net

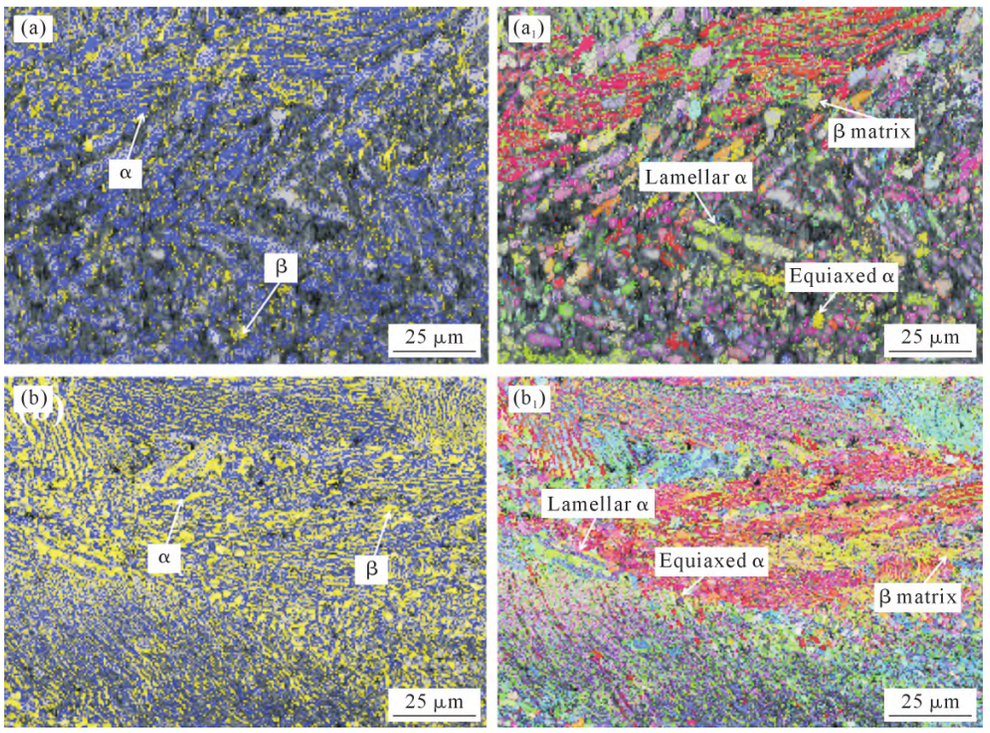


图 5　变形量为 60%，应变速率为 0.001 s^{-1} 的 Ti-62222 钛合金不同变形温度下显微组织的相图及 IPF 图：(a, a_1) 860 ℃; (b, b_1) 890 ℃

Fig.5　Phase maps and inverse pole figures of Ti-62222 deformed at different temperatures with a deformation of 60% and a strain rate of 0.001 s^{-1}: (a, a_1) 860 ℃; (b, b_1) 890 ℃

表2 不同变形温度下显微组织的α相含量及晶界含量

Tab.2 Volume fraction of α phase and grain boundaries of Ti–62222 deformed at different temperatures

Experimental parameter	Volume fraction of α phase/%	Volume fraction of LAGBs/%	Volume fraction of HAGBs/%
860 ℃-0.001 s^{-1}-60%	25.8	35.9	64.1
890 ℃-0.001 s^{-1}-60%	24.1	17.1	82.9

缩变形后，HAGBs 的含量约为 64.1%，当温度升高至 890 ℃时，HAGBs 的含量提升至 82.9%。该趋势表明：应变速率及变形量恒定时，随着变形温度的升高，LAGBs 的含量降低，而 HAGBs 的含量增加。

综上所述，α 相含量及其球化率明显受到变形温度的调控：随着变形温度的逐步上升，导致 α 相的含量逐渐减少，而 β 相的含量则相应地增加，动态回复和再结晶的驱动力得到显著增强；此外，随着变形温度的升高，长宽比小的 α 相含量增加，α 相球化程度增加。

2.2.2　变形量对 α 相含量及其球化过程的影响

图 6 为 Ti-62222 钛合金热压缩不同变形量后的微观组织。当变形量为 30%时，可以观察到晶界部分出现明显的破碎现象，形成短条状的形态，同时晶内的片层 α 结构失去了原有的方向性(图 6a 和 c)。部分片层 α 结构出现了弯折，长径比减小，球化的 α 相数量逐渐增加。随着变形量达到 60%时，可以清晰地看到约有一半的片层 α 相完成了球化转变(图 6b 和 d)。未完全球化的 α 相变得更加短小，片层厚度显著减小，呈现出短条状的分布特征。此外，随着应变量的累积增加，已经球化的 α 相的尺寸也呈现逐渐减小的趋势。

当变形温度恒定，变形量由 30%增加至 60%时，α 相的体积分数略微下降，见表 3。理论上，在温度恒定的条件下，α 相与 β 相的体积分数应当保持恒定。然而，在实际的热变形过程中，由于钛合金的导热性能较差，变形过程中产生的热量会在合金的局部区域形成温度上升的现象，变形量越大，局部温升现象越明显。参考钛合金的相图，我们可以发现，随着温度的升高，α 相倾向于转变为 β 相，这导致了 α 相体积分数的降低。

表3 不同变形量下Ti–62222钛合金中α相含量 (930 ℃, 0.001 s^{-1})

Tab.3 Volume fraction of the α phase of deformed Ti–62222 (930 ℃, 0.001 s^{-1})

Deformation/%	30	60
Volume fraction/%	21.8	19.4

图 7 为 Ti-62222 钛合金在不同变形量下 α 相球化率的分布情况。在保持应变速率及温度恒定的条件下，随着变形量的逐渐累积，α 片层的形态发生显著变化，具体表现为其长宽比逐渐减小，同时 α 相的球化率则呈现出增大的趋势。

综上所述，变形量是影响片层 α 相球化过程的重要因素之一。随着变形量的递增，片层 α 相的球

中国知网　https://www.cnki.net

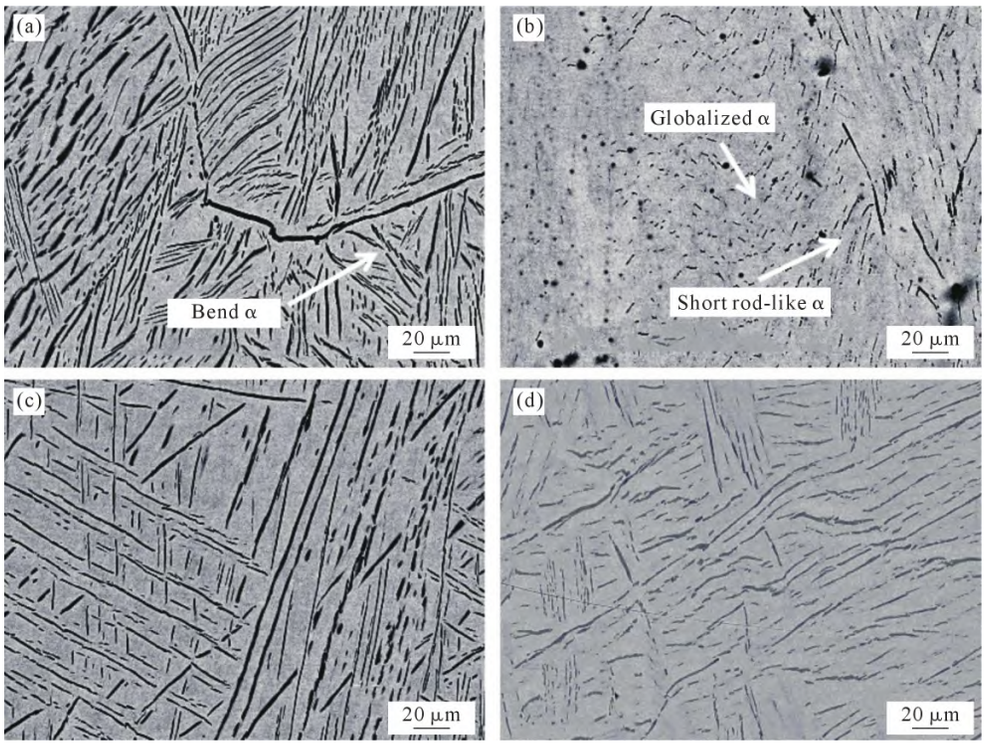


图 6 Ti-62222 钛合金在温度为 930 ℃时变形后的微观组织：(a) 0.1 s^{-1}-30%; (b) 0.1 s^{-1}-60%; (c) 0.01 s^{-1}-30%; (d) 0.01 s^{-1}-60%

Fig.6 Microstructure of Ti-62222 deformed at 930 ℃: (a) 0.1 s^{-1}-30%; (b) 0.1 s^{-1}-60%; (c) 0.01 s^{-1}-30%; (d) 0.01 s^{-1}-60%

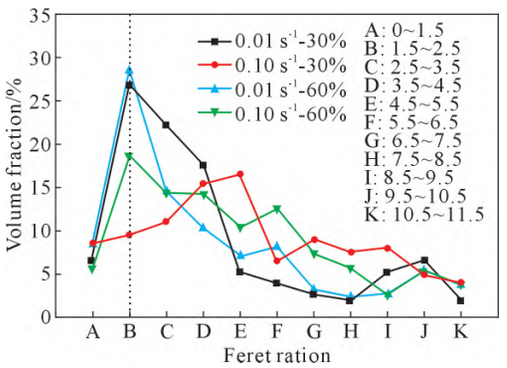


图 7 不同变形量下 Ti-62222 钛合金中 α 相的球化率分布

Fig.7 Distribution of the globularization rates of Ti-62222 with different deformations

化率呈现上升趋势。这是因为变形过程中应变的累积导致晶内缺陷与畸变能逐渐增加，这种能量累积在片层 α 相内部易于形成强烈的局部剪切带，同时位错的缠结也促进了亚晶的形成。此外，随着应变的增大，再结晶现象也更容易发生，这些过程共同促进了片层 α 相向球化结构的转变。

2.2.3 应变速率对 α 相含量及其球化过程的影响

图 8 为该合金在恒定变形温度 930 ℃及 30%的变形量下，经历不同应变速率变形后的微观组织形貌。可以发现在多种应变速率下，原始的片状组织均呈现出了球化转变的趋势。尽管球化 α 相的尺寸相差不大，但其在组织中所占的比例以及未发生球化的 α 相的具体形态却随着应变速率的变化而呈现出明显的差异。

观察图 8 可以分析出应变速率对其球化行为具有显著影响。当应变速率设置为 0.1 s^{-1} 时，球化现象主要局限于少量的片层 α 组织，而大部分未球化的 α 片层组织依然保持长条状的原始形态，仅有少部分是短条状的。然而，当应变速率逐渐降低至 0.01 和 0.001 s^{-1} 时，球化现象变得更为普遍，更多的片层 α 转变为球状结构。此时，未球化的 α 相则主要呈现出短条状的形态，并且失去了原有的方向性，部分长条状的 α 组织发生了弯折。

经过分析，可以发现在当应变速率处于较低水平时，其对 α 相含量的影响并不显著，见表 4。然而，当应变速率较高时，α 相的含量则呈现出相对降低的趋势。这是因为在较低的应变速率下，合金的变形过程以动态回复为主导，此时 α 相含量保持相对稳定。然而，随着应变速率的快速增加，变形时间显著缩短，同时变形过程中产生的热效应也相应增强。由于钛合金的导热性能相对较差，这些热量难以迅速散失，从而导致合金局部区域的温度显著升高。在高温条件下，α 相倾向于向 β 相转变，因此，随着应变速率的提高，α 相的含量会相应减少。

表4 不同应变速率下Ti–62222钛合金中α相含量 (930 ℃, 60%)

Tab.4 Volume fraction of the α phase of deformed Ti–62222 (930 ℃, 60%)

Strain rate/s^{-1}	0.001	0.01	0.1
Volume fraction/%	19.4	20.6	17.2

中国知网 https://www.cnki.net

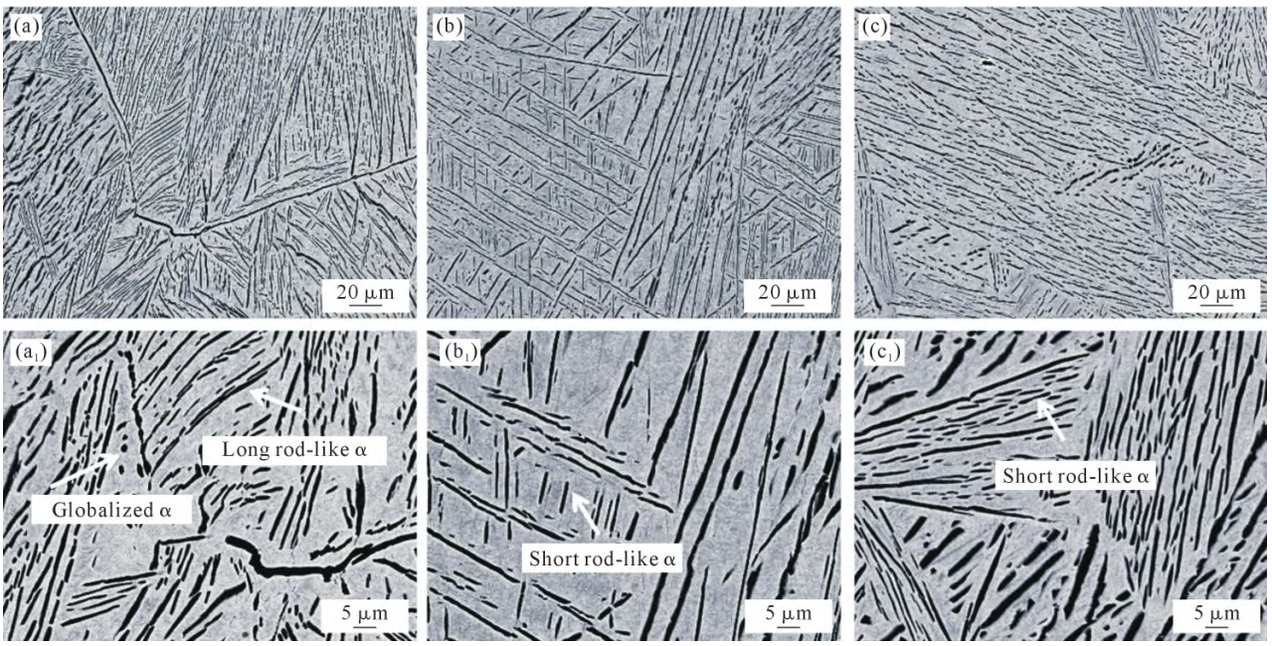


图 8 Ti-62222 钛合金在变形温度为 930 ℃、变形量为 60%变形后的微观组织：(a, a_1) 0.1 s^{-1}; (b, b_1) 0.01 s^{-1}; (c, c_1) 0.001 s^{-1}

Fig.8 Microstructure of Ti-62222 at a deformation temperature of 930 ℃ and a deformation of 30%: (a, a_1) 0.1 s^{-1}; (b, b_1) 0.01 s^{-1}; (c, c_1) 0.001 s^{-1}

图 9 为 Ti-62222 钛合金在不同应变速率下 α 相球化率的分布情况。从图中可以观察到，随着应变速率的逐步减小，α 相的球化率呈现递增趋势。这是因为在较低的应变速率条件下，由于变形时间的延长，原先位向不利于变形的片层 α 相有足够的时间进行调整，这种调整为其动态球化过程创造了有利条件；与此同时，较长时间的变形还会促使 β 相通过扩散机制进入到片层 α 相内部的局部剪切带或亚晶区域，这些过程同样对片状 α 组织的球化起到了积极的推动作用。

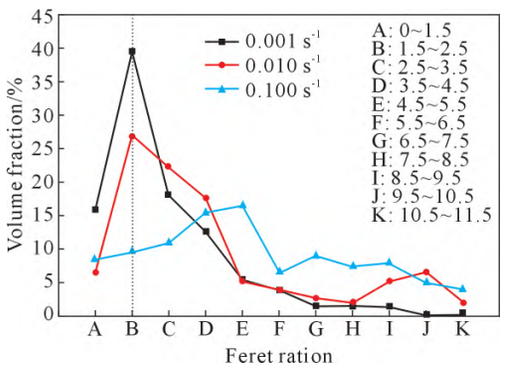


图 9 变形温度 930 ℃，变形量 30%下 Ti-62222 钛合金中 α 相的球化率分布

Fig.9 Globularization rate distribution of the α phase in the Ti-62222 titanium alloy at a deformation temperature of 930 ℃ and a deformation of 30%

3 结论

(1)Ti-62222 钛合金的真应力–真应变曲线总体呈应变软化型，曲线在应变较小时出现峰值，然后流动应力随着应变值的升高而下降；流动应力随应变速率的增大及变形温度的减小而增大。

(2)同变形条件对 α 相含量及球化率的影响：随着变形温度的升高，钛合金中的 α 相含量减少，β 相含量增加，α 相球化程度增加。当变形量较大时，α 相含量随变形量的增加而减少；变形量的增加对片层 α 相的球化有促进作用。当应变速率较大时，α 相含量随应变速率的升高而降低；应变速率的升高对片层 α 相的球化有抑制作用。

参考文献：

[1] 李萍，段园培，薛克敏，王晓曦，甘国强. TB8 钛合金的热变形组织与织构[J]. 中国有色金属学报，2010, 20(5): 872-877.
LI P, DUAN Y P, XUE K M, WANG X X, GAN G Q. Microstructures and textures of TB8 titanium alloy after hot deformation[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(5): 872-877.

[2] HOU Z M, ZHAO Y Q, ZENG W D, MAO X N, LEI W G, ZHANG P S. Effect of heat treatment on the microstructure development of TC21 alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2017, 46(8): 2087-2091.

[3] 胡生双，孟晓川，王清，李斌博，梁霄，王文博. 双重退火工艺对 TC21 钛合金力学性能和断口形貌的影响[J]. 金属热处理，2020, 45(5): 110-114.
HU S S, MENG X C, WANG Q, LI B B, LIANG X, WANG W B. Effect of double annealing process on mechanical properties and fracture morphology of TC21 titanium alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2020, 45(5): 110-114.

[4] SHUAI C, LIU W, LI H Q, WANG K L, ZHANG Y T, XIE T Z, CHEN L W, HOU H, ZHAO Y H. Dual influences of deformation-induced W precipitates on dynamic recrystallization and frac-

中国知网 https://www.cnki.net

ture mechanism of the hot-extruded Mg-Y-Zn alloys: An experimental and phase field study[J]. International Journal of Plasticity, 2023, 170: 103772.

[5] LIU W, ZHAO Y H, ZHANG Y T, SHUAI C, CHEN L W, HUANG Z Q, HOU H. Deformation-induced dynamic precipitation of 14H-LPSO structure and its effect on dynamic recrystallization in hot-extruded Mg-Y-Zn alloys[J]. International Journal of Plasticity, 2023, 164: 103573.

[6] 赵永庆,葛鹏,辛社伟. 近五年钛合金材料研发进展[J]. 中国材料进展,2020, 39(7): 527-524.
ZHAO Y Q, GE P, XIN S W. Progresses of R&D on Ti-Alloy materials in recent 5 years[J]. Materials China, 2020, 39(7): 527-524.

[7] 赵庆云,徐锋. 航空紧固件用钛合金的研究进展[J]. 中国有色金属学报,2010, 20(S1): 1021-1023.
ZHAO Q Y, XUN F. Research progress of titanium alloy for aerospace fasteners[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(S1): 1021-1023.

[8] 商国强,朱知寿,常辉,王新南,寇宏超,李金山. 超高强度钛合金研究进展[J]. 稀有金属,2011, 35(2): 286-291.
SHANG G Q, ZHU Z S, CHANG H, WANG X N, KOU H C, LI J S. Development of ultra-high strength titanium alloy[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2011, 35(2): 286-291.

[9] 常辉,周廉,张廷杰. 钛合金固态相变的研究进展[J]. 稀有金属材料与工程,2007, 36(9): 1505-1510.
CHANG H, ZHOU L, ZHANG T J. Review of solid phase transformation in titanium alloys[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2007, 36(9): 1505-1510.

[10] ZHAO Q Y, SUN Q Y, XIN S W, CHEN Y N, WU C, WANG H, XU J W, WAN M P, ZENG W D, ZHAO Y Q. High-strength titanium alloys for aerospace engineering applications: A review on melting-forging process[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 845: 143260.

[11] FERRERO J G. Candidate materials for high-strength fastener applications in both the aerospace and automotive industries[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2005, 14: 691-696.

[12] 周爱美,余新平,潘巧玉,徐海林,董洪波. TC21 钛合金热变形组织演变及本构关系研究[J].特种铸造及有色合金,2022, 42(2): 230-234.
ZHOU A M, YU X P, PAN Q Y, XU H L, DONG H B. Microstructure evolution and constitutive relationship of hot deformation TC21 alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2022, 42(2): 230-234.

[13] 董瑞峰,李金山,唐斌,孙智刚,寇宏超. 航空紧固件用钛合金材料发展现状[J]. 航空制造技术,2018, 61(4): 86-91.
DONG R F, LI J S, TANG B, SUN Z G, KOU H C. Research development of titanium for fastener application in aerospace[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2018, 61(4): 86-91.

[14] ELSHAER R N, IBRAHIM K M. Effect of cold deformation and heat treatment on microstructure and mechanical properties of TC21 Ti alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2020, 30(5): 1290-1299.

[15] 熊熠,肖国强. 不同热处理工艺对 TC21 钛合金组织及力学性能的影响[J]. 铸造技术,2015, 36(3): 638-640.
XIONG Y, XIAO G Q. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of TC21 titanium alloy[J]. Foundry Technology, 2015, 36 (3): 638-640.

[16] 米磊,张晨辉,何忝锜,和蓉,樊江昆,薛祥义. TC21 钛合金固溶时效处理对合金强韧化性能的影响[J]. 铸造技术,2023, 44(10): 929-934.
MI L, ZHANG C H, HE T Q, HE R, FAN J K, XUE X Y. Effect of solid solution and aging treatment on the strength and toughness of TC21 titanium alloy[J]. Foundry Technology, 2023, 44(10): 929-934.

[17] 左正,邹俊杰,蒋佳君,董月,刘鑫刚. TC21 钛合金热变形过程中片层 α 相动态球化行为研究[J]. 精密成形工程,2023, 15(2): 60-67.
ZUO Z, ZHOU J J, JIANG J J, DONG Y, LIU X G. Dynamic globularization behavior of lamellar a phase in TC21 titanium alloy during hot deformation[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2023, 15(2): 60-67.

[18] 陶成,崔霞,欧阳德来,万兴才,谢有美,刘林涛,姜建飞. TC21 钛合金热压缩工艺数值模拟与实验研究[J]. 塑性工程学报,2023, 30(8): 195-201.
TANG C, CUI X, OUYANG D L, WAN X C, XIE Y M, LIU L T, JIANG J F. Numerical simulation and experimental study on hot compression process of TC21 titanium alloy[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2023, 30(8): 195-201.

[19] 余新平. TC21 钛合金热变形及热处理微观组织演变研究[D]. 南昌:南昌航空大学,2015.
YU X P. Microstructure evolution research of TC21 titanium alloy thermal deformation and heat treatment[D]. Nanchang: Nanchang Hangkong University, 2015.

[20] ZHAO Y H. Understanding and design of metallic alloys guided by phase-field simulations[J]. npj Computational Materials, 2023, 9: 94.

[21] ZHAO Y H. Editorial: Phase field method and integrated computing materials engineering[J]. Frontiers in Materials, 2023, 10: 1145833.

[22] DONG R F, LI J S, KOU H C, FAN J K, TANG B. Dependence of mechanical properties on the microstructure characteristics of a near β titanium alloy Ti-7333[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35(1): 48-54.

[23] CHAI Z X, WANG Y, REN Y, WANG X Z, ZHANG Y, SUN F, HAO F, LI J S. Hot deformation behavior and microstructure evolution of TC11 dual-phase titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 898: 146331.

中国知网 https://www.cnki.net