

高温中应变率作用下 Ti6321 合金显微组织与力学性能研究

郑宇宸¹, 王琳^{1,2}, 程焕武¹, 张翰林¹, 范丽静¹, 张宇轩¹, 宋雨宸¹, 常喆¹

(1. 北京理工大学 材料学院, 北京 100081)

(2. 北京理工大学 冲击环境材料技术国家级重点实验室, 北京 100081)

摘要: 利用电子万能材料试验机对 Ti6321 合金进行准静态压缩与拉伸试验, 并采用 Gleeble 热力模拟试验机进行高温压缩实验, 压缩温度分别控制在 400、600、800 °C, 应变率分别设定为 1、5、10 s⁻¹。采用扫描电子显微镜对准静态拉伸试样的断口形貌进行分析, 并使用光学显微镜对热压缩试样的显微组织进行观察。结果表明, Ti6321 合金具有良好的塑性变形能力, 拉伸断口呈现典型的韧性断裂特征, 且压缩屈服强度(876 MPa)高于拉伸屈服强度(805 MPa)。温度对强度的影响明显强于应变率: 高温可显著提升原子扩散活性与位错运动能力, 导致屈服强度随温度升高大幅下降; 应变率增加虽能因缩短位错热激活时间而产生强化作用, 但该作用有限, 强度增幅较小。此外, 热压缩后等轴 α 相由椭球状转变为垂直于应力方向的长条状, 且变形程度随着温度的升高和应变率的增大而增大。

关键词: Ti6321 合金; 热力模拟试验; 力学性能; 组织演化

中图分类号: TG306; TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2026)02-016-05

Research on Microstructure and Mechanical Properties of Ti6321 Alloy under High Temperature and Intermediate Strain Rate

Zheng Yuchen¹, Wang Lin^{1,2}, Cheng Huanwu¹, Zhang Hanlin¹, Fan Lijing¹, Zhang Yuxuan¹, Song Yuchen¹, Chang Zhe¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

(2. National Key Laboratory of Science and Technology on Materials under Shock and Impact,

Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

Abstract: Quasi-static compression and tensile tests of Ti6321 alloy were conducted using an electronic universal material testing machine, while high-temperature compression experiments were conducted using a Gleeble thermomechanical simulator at temperatures of 400, 600, and 800 °C and strain rates of 1, 5, and 10 s⁻¹, respectively. The fracture morphologies of the quasi-static tensile specimens were analyzed using scanning electron microscope (SEM), and the microstructure of the hot-compressed specimens was examined using optical microscope. The results indicate that Ti6321 alloy exhibits excellent plastic deformation capacity, with tensile fractures displaying typical ductile characteristics. Notably, the compressive yield strength (876 MPa) is higher than the tensile yield strength (805 MPa). The influence of temperature on strength is significantly more pronounced than that of strain rate: high temperature enhances atomic diffusion activity and dislocation mobility, leading to a substantial decrease in yield strength as the temperature increases. Conversely, although increasing the strain rate generates a strengthening effect by shortening the time for dislocation thermal activation, this effect is limited, resulting in only a minor increase in strength. Furthermore, after hot compression, the equiaxed α phase transforms from an ellipsoidal shape to an elongated shape perpendicular to the stress direction. The extent of deformation increases with the rise in temperature and the increase in strain rate.

Keywords: Ti6321 alloy; thermomechanical simulation experiment; mechanical properties; microstructure evolution

收稿日期: 2025-07-16

通信作者: 王琳(1971—), 女, 副教授。

钛合金作为一种高性能结构材料, 兼具高强度、低密度、优异抗腐蚀性等特点^[1]。在要求材料轻量化、

环境复杂苛刻及对其长期服役稳定性与力学性能均衡性要求较高的场景中, 钛合金成为替代钢铁、铝合金等传统金属材料的理想选择, 并在减重增效、延长服役寿命等方面发挥着关键作用^[2-4]。钛合金微观组织与力学性能在高温及复杂应力状态下的变化规律, 一直是材料科学研究中的热点和难点问题。特别是在高温中应变率条件下, 钛合金的微观结构可能会经历显著的变化, 如相变动力学过程的加速或延迟、晶粒的异常长大或细化、位错组态的重构等^[5-7]。这些变化将直接影响其宏观力学性能, 如强度、韧性和塑性, 对深入理解钛合金的变形机制和优化其应用性能以及拓展应用场景具有重要意义。

Ti6321 合金作为我国自主研发的一款中强高韧型近 α 钛合金, 不仅具有密度低、强度高、无磁性、透声佳及耐海水腐蚀等传统优势, 还拥有高冲击韧性、高断裂韧性以及出色的加工性能, 尤其适用于航空发动机机匣、船舶耐压壳体等对材料综合性能要求严苛的关键部件^[5-7]。然而, 目前对 Ti6321 合金的研究多集中于热处理工艺对组织的调控、室温力学性能及长期蠕变行为研究等方面, 鲜有高温中应变率条件下的相关研究^[8]。为此, 对 Ti6321 合金在高温中应变率载荷作用下的力学性能与组织演变进行研究, 以期 Ti6321 合金在该服役条件下的应用提供数据支撑。

1 实验

1.1 实验材料

实验材料为近 α 型 Ti6321 合金, 名义成分为 Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo。图 1 为 Ti6321 合金原始样品的显微组织。从图 1 可以看出, 合金原始组织为双态组织, 即等轴初生 α 相和片层状 α 相与 β 相组成的 β 转变组织^[9]。

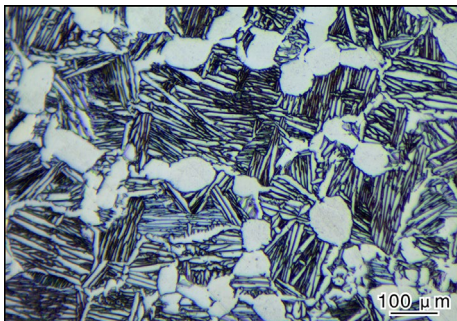


图 1 Ti6321 合金原始显微组织

Fig.1 Original microstructure of Ti6321 alloy

1.2 实验方法

根据 GB/T 228.1—2025 标准将 Ti6321 合金加工成 $\phi 5 \text{ mm} \times 25 \text{ mm}$ 棒状拉伸试样和 $\phi 10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 柱

状压缩试样, 利用 INSTRON 5895 电子万能材料试验机进行准静态拉伸与压缩试验。采用扫描电镜(SEM)观察拉伸试样断口形貌。

将 Ti6321 合金加工成 $\phi 15 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 柱状试样, 采用 Gleeble-3500 热力模拟试验机进行热力模拟试验。分别在 400、600、800 $^{\circ}\text{C}$, 以及 1、5、10 s^{-1} 应变率条件下进行单轴压缩试验, 分析应力-应变数据。热压缩结束后, 沿柱状试样轴线方向对半切开, 选取切开的纵截面作为观察面, 采用金相显微镜进行显微组织观察。

2 结果与分析

2.1 拉伸和压缩试验

图 2 为准静态拉伸和压缩试验后 Ti6321 合金样品的宏观形貌。表 1 为 Ti6321 合金的准静态拉伸和压缩性能。图 3 为 Ti6321 合金准静态拉伸和压缩的应力-应变曲线。

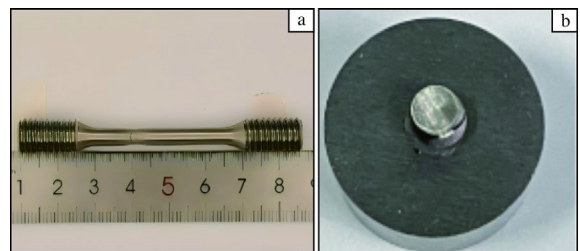


图 2 准静态拉伸和压缩试验后 Ti6321 合金样品的宏观形貌

Fig.2 Macro morphologies of Ti6321 alloy samples after different tests: (a) quasi-static tensile test; (b) compression test

表 1 Ti6321 合金的准静态拉伸和压缩性能

Table 1 Quasi-static tensile and compression properties of Ti6321 alloy

Load type	Ultimate strength/MPa	Yield strength/MPa
Tensile	966	805
Compress	1675	876

从图 3a 可以看出, 在拉伸变形的初始阶段, Ti6321 合金的工程应力-应变曲线与真应力-应变曲线均呈现出典型的直线特征, 二者几乎重合。这表明材料处于弹性变形阶段, 应力与应变严格遵循胡克定律, 体现了 Ti6321 合金在室温下具有较高的弹性模量和结构刚度。在弹性变形阶段, 晶格发生可逆的弹性畸变, 尚未发生大规模的位错滑移。随着载荷增大, 曲线偏离线性关系, 材料进入塑性变形阶段, 但曲线上并未出现明显的上下屈服点, 而是呈现连续屈服特征, 表

明 Ti6321 合金在塑性变形初期, 位错源的启动和增殖是渐进式的。结合表 1 可知, 其拉伸屈服强度达到 805 MPa。屈服后, 应力随着应变的增加继续上升, 表现出显著的加工硬化现象。这是由于合金内部位错密度不断增加, 位错间的相互交割、缠结, 以及位错与晶界/相界的相互作用, 阻碍了位错的进一步运动, 导致材料抵抗变形的能力增强。从图 3b 可以看出, 在

压缩过程中, Ti6321 合金也经历了从弹性变形到塑性变形的转变, 屈服后应力随应变增加而继续上升, 直至压缩测试结束, 样品仍未断裂。对比拉伸与压缩曲线可以发现, Ti6321 合金在拉伸和压缩载荷下均表现出良好的塑性变形能力, 并且在压缩载荷下的屈服强度和最大压缩强度更大, 表明该合金在拉伸载荷下的塑性变形更为显著^[10-11]。

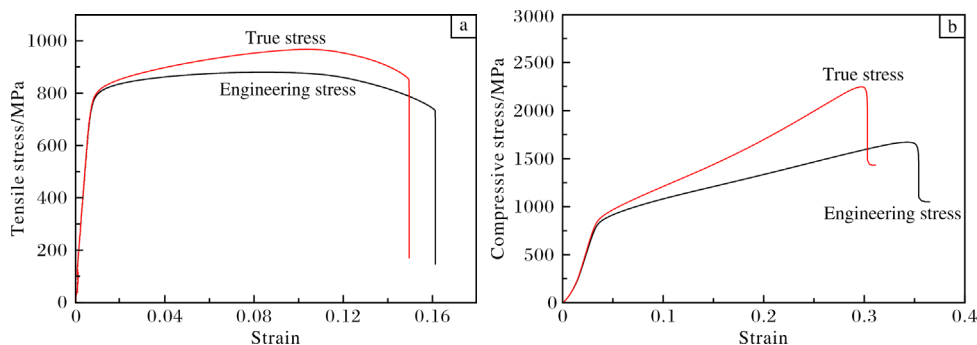


图 3 Ti6321 合金准静态拉伸和压缩的应力-应变曲线

Fig.3 Stress-strain curves of Ti6321 alloy under quasi-static tensile (a) and compressive (b) conditions

图 4 为 Ti6321 合金准静态拉伸试样断口的 SEM 照片。从图 4 可以看出, 断口上存在大量等轴状或拉长状的韧窝, 并伴有部分撕裂棱, 呈现出典型的韧性

断裂特征。这些韧窝的形成源于材料在拉伸过程中微孔洞的形核、长大与聚合。撕裂棱则是材料在断裂过程中, 因塑性变形和微裂纹扩展而形成的^[12-13]。

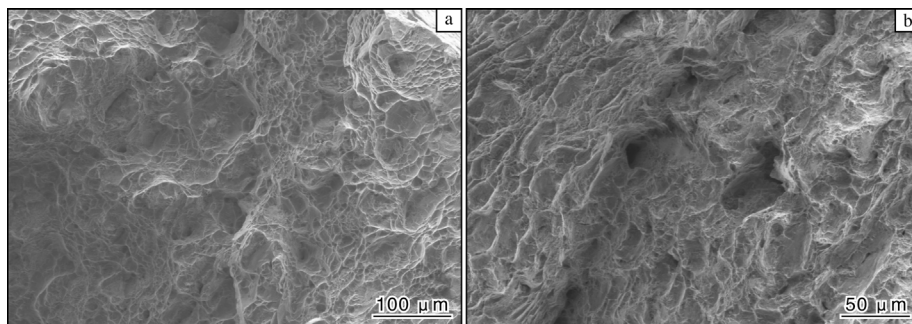


图 4 Ti6321 合金准静态拉伸试样断口的 SEM 形貌

Fig.4 SEM morphologies of Ti6321 alloy tensile specimen fracture surface after quasi-static tensile testing: (a) 200 \times ; (b) 350 \times

2.2 Gleeble 热-力模拟试验

2.2.1 应力-应变曲线

图 5 为相同应变率不同温度下 Ti6321 合金的应力-应变曲线。从图 5 可以看出, 在相同应变率不同温度条件下, 相同应变对应的应力大小不同, 温度升高, 应力明显下降, 屈服强度也降低。这是由于在较高的温度下, 原子扩散与位错运动较为活跃, 材料抵抗变形的能力下降。当温度为 600 °C、应变率为 1 s⁻¹ 时, Ti6321 合金试样发生了剪切失稳, 与其他曲线相差较大, 性能表现异常。这是由于 600 °C 时 β 相含量较低, 不足以支撑均匀塑性变形, 位错易在 α/β 相界堆积并

集中释放, 导致局部剪切失稳, 表现为显著流动软化; 800 °C 时 β 相增多, β 相的动态回复能力增强, 可缓解位错集中, 使流动软化程度减弱。

图 6 为相同温度不同应变率下 Ti6321 合金的应力-应变曲线。从图 6 可以看出, 在相同温度不同应变率条件下, 相同应变对应的应力大小不同, 应变率越高, 应力越大, Ti6321 合金的屈服强度也增大。说明随着应变率的提高, 应变硬化效应也得到强化, 从而使合金的屈服强度提高。在较低温度下, 应变率提升带来的强化作用并不明显, 但是在较高温度下应变率的提升给 Ti6321 合金带来了相对明显的强化作用。在

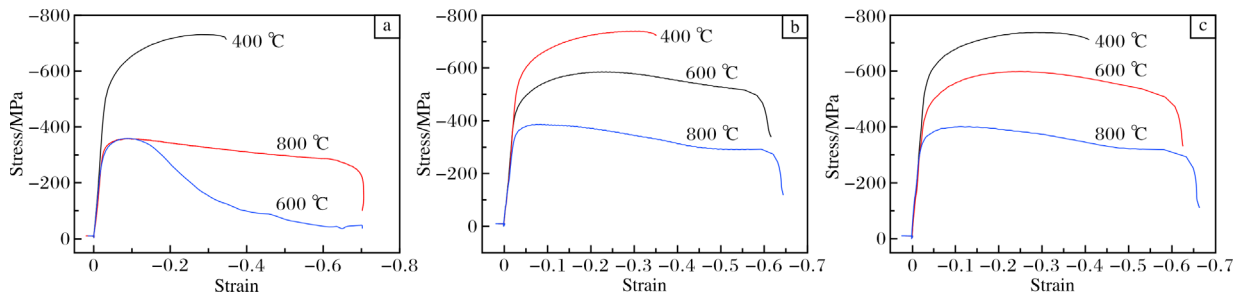


图 5 不同应变率下 Ti6321 合金的应力-应变曲线

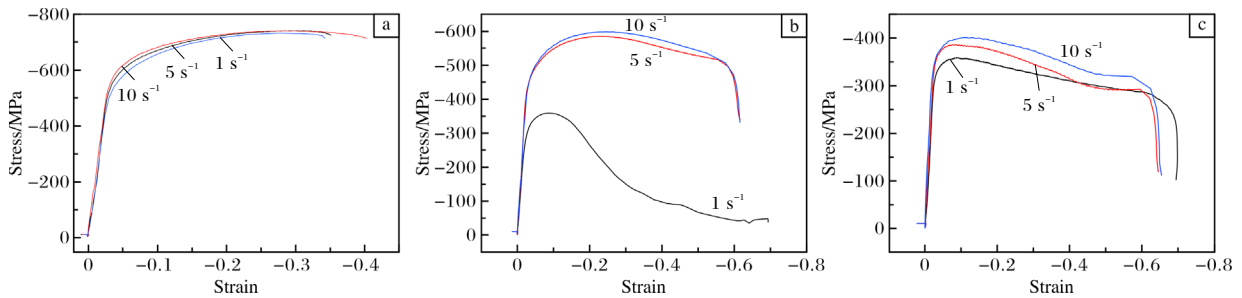
Fig.5 Stress-strain curves of Ti6321 alloy at different strain rates: (a) 1 s^{-1} ; (b) 5 s^{-1} ; (c) 10 s^{-1} 

图 6 不同压缩温度下 Ti6321 合金的应力-应变曲线

Fig.6 Stress-strain curves of Ti6321 alloy at different compression temperatures: (a) 400 °C ; (b) 600 °C ; (c) 800 °C

较高温度下, 原子热运动加剧, 促进了位错运动, 使强度降低, 但应变率的提高使位错没有足够时间通过热激活等方式轻易绕过晶界、其他位错等障碍物。由于较高温度下位错增殖更多, 位错之间的相互交割、缠结加剧, 运动阻力增大, 从而使材料抵抗变形的能力增强, 强度提高。但这种强化作用相对有限, 故强度增幅较小。

表 2 为 Ti6321 合金在不同温度、应变率条件下压缩的屈服强度。从表 2 可以看出, 相比应变率, 温度对 Ti6321 合金强度的影响更明显。应变率为 5 s^{-1} 时, 温度由 400 °C 升高到 800 °C , 屈服强度由 724 MPa 降低为 370 MPa ; 应变率为 10 s^{-1} 时, 温度由 400 °C 升高到 800 °C , 屈服强度由 727 MPa 降低为 391 MPa , 降幅接近 50%。而对于应变率, 即使是在变化最明显的 800 °C 下, 应变率由 1 s^{-1} 增大至 10 s^{-1} , Ti6321 合金的屈服强度只升高了 14.16%。

表 2 Ti6321 合金在不同温度、应变率下压缩的屈服强度(MPa)
Table 2 Yield strength of Ti6321 alloy after compression under different temperatures and strain rates

Strain rate	400 °C	600 °C	800 °C
1 s^{-1}	717	—	343
5 s^{-1}	724	583	370
10 s^{-1}	727	595	391

2.2.2 微观组织

Ti6321 合金经热压缩后的金相组织见图 7。从图 7 可以看出, Ti6321 合金组织中的等轴 α 相由压缩前均匀分布的椭球状转变为与应力方向垂直分布的长条状, 且等轴 α 相变形程度随温度增大而显著增大, 而随应变率增大仅略有增大。

当变形温度升高时, 原子热运动加剧, 降低了晶界迁移的阻力, 提升了原子扩散活性, 并且高温下位错滑移更容易进行, 促使 α 相的塑性变形更充分。当应变率升高时, 由于变形过程加快, 晶粒没有足够的时间通过晶界运动协调变形, 最终使 α 相的变形程度略微增大。

经热压缩后, 等轴 α 相由椭球状转为与应力方向垂直的长条状, 其本质是位错运动与相界作用的结果: 400 °C 下 Ti6321 合金的变形机制主要为位错滑移, 等轴 α 相在应力作用下沿滑移面拉长, 且位错难以跨越 α/β 相界, 导致变形集中于 α 相内部; 800 °C 下 β 相含量增加, 位错可在 β 相中动态回复, α 相变形程度虽增大, 但相界约束减弱, 长条状形态更均匀。

尽管不同试验条件下 Ti6321 合金的性能差异显著, 但其微观组织形貌的变化却不明显。这主要是因为 Gleeble 热力模拟试验过程迅速, 晶界缺乏足够时间进行迁移和重组, 从而导致各组试样间的组织形貌差异较小。

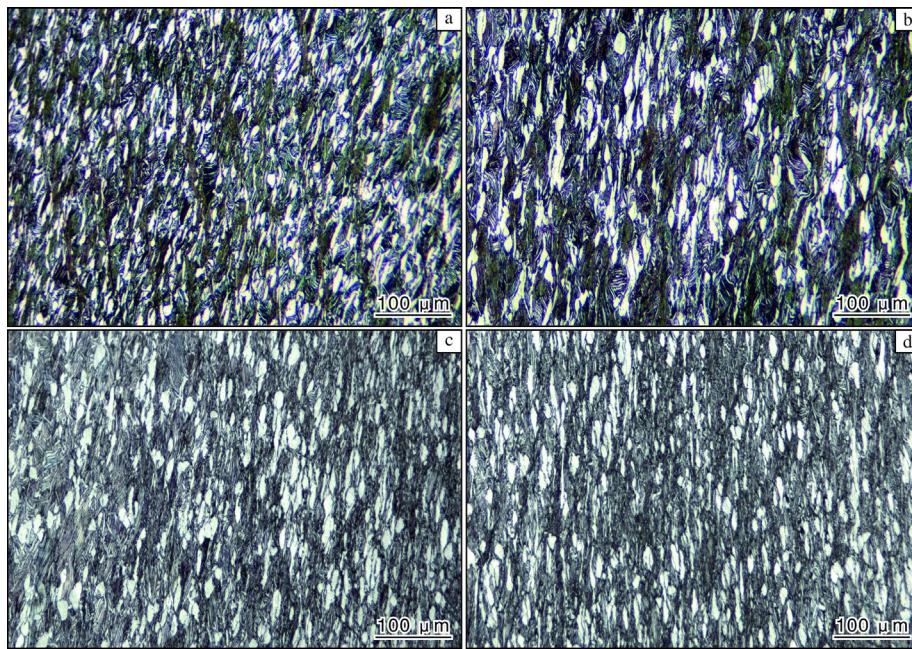


图7 不同条件下压缩后 Ti6321 合金的金相组织

Fig.7 Metallographic structures of Ti6321 alloy after compression under different conditions:
(a) 400 °C/1 s⁻¹; (b) 400 °C/10 s⁻¹; (c) 800 °C/1 s⁻¹; (d) 800 °C/10 s⁻¹

3 结 论

(1) Ti6321 合金在压缩载荷下表现出更高的强度特性，拉伸屈服强度为 805 MPa，抗拉强度为 966 MPa，而压缩屈服强度为 876 MPa，抗压强度高达 1675 MPa。此外，Ti6321 合金具有良好的塑性变形能力，其拉伸断口形貌呈现出韧性断裂特征。

(2) 温度对 Ti6321 合金强度的影响明显强于应变率。高温显著提升了原子扩散活性与位错运动能力，削弱了材料抵抗变形的能力，导致合金屈服强度随温度升高而大幅下降；而应变率的增加缩短了位错热激活运动的时间，使得位错难以通过热激活方式绕过晶界和其他障碍物，从而产生强化作用，但相比于高温带来的显著软化效应，这种强化作用相对有限，故强度增幅较小。

(3) 经热压缩后，Ti6321 合金的等轴 α 相由压缩前均匀分布的椭球状转变为与应力方向垂直分布的长条状，且变形程度随温度和应变率的增大而增大。

参考文献 References

- [1] 王东, 张晓静, 戴泓源, 等. 钛及钛合金表面处理技术研究进展[J]. 中国材料进展, 2024, 43(10): 924-934.
- [2] 于宇, 李嘉琪. 国内外钛合金在海洋工程中的应用现状与展望[J]. 材料开发与应用, 2018, 33(3): 111-116.
- [3] 金和喜, 魏克湘, 李建明, 等. 航空用钛合金研究进展[J].

中国有色金属学报, 2015, 25(2): 280-292.

- [4] 尹艳超, 锁永永, 许玲玉, 等. 不同温度下 Ti6321 合金的拉伸行为及塑性变形机制[J]. 钛工业进展, 2023, 40(4): 19-25.
- [5] 李冲, 石红杰, 孙二举, 等. 退火温度对大口径 Ti6321 合金无缝管材组织和力学性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2025, 54(4): 1002-1007.
- [6] 向霁暘, 宋雨宸, 王琳, 等. 蠕变预加载 Ti6321 钛合金的动态力学性能和绝热剪切研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2024, 53(7): 2035-2041.
- [7] 张宇轩, 宋雨宸, 王琳, 等. Ti6321 合金焊接接头的微观组织及动态力学响应[J]. 钛工业进展, 2024, 41(4): 30-37.
- [8] 周哲, 王琳, 安瑞, 等. 高温、高应变率下 Ti6321 合金的力学行为及本构模型[J]. 钛工业进展, 2020, 37(5): 1-6.
- [9] 许玲玉, 孙志杰, 李冲, 等. Ti6321 合金不同组织室温拉伸蠕变行为研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2024, 53(12): 3383-3389.
- [10] 魏江雯, 杨玲. 金属材料力学性能的应力-应变曲线测定与分析[J]. 中国建筑金属结构, 2023, 22(9): 65-67.
- [11] 陈蓬, 李金山, 李冲冲, 等. 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.
- [12] Brau F. Tearing of thin sheets: Cracks interacting through an elastic ridge[J]. Physical Review E, 2014, 90(6): 062406.
- [13] 李严星, 周哲, 王琳, 等. Ti6321 钛合金动态断裂行为研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2023, 52(3): 953-958.