

蠕变预加载 Ti6321 钛合金的动态力学性能和绝热剪切研究

向霁昉¹, 宋雨宸², 王琳^{2,3,4}, 许玲玉⁵, 闫志维², 李严星², 程兴旺^{2,3,6}

(1. 北京理工大学 机电学院, 北京 100081)

(2. 北京理工大学 材料学院, 北京 100081)

(3. 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)

(4. 北京理工大学 爆炸科学与技术国家重点实验室, 北京 100081)

(5. 洛阳船舶材料研究所, 河南 洛阳 471023)

(6. 北京理工大学 唐山研究院, 河北 唐山 063000)

摘要: 蠕变预加载对结构件的服役性能会产生一定的影响。本研究对等轴、双态、魏氏组织 Ti6321 钛合金进行蠕变预加载, 对蠕变后的材料进行动态压缩试验, 应变率为 3000 s^{-1} , 研究经不同蠕变应力加载后的 Ti6321 钛合金动态力学行为。结果表明: 蠕变后钛合金的动态力学性能均表现出屈服温度下降, 抗压强度上升。随蠕变应力增加, 3 种组织钛合金在动态压缩后的冲击吸收功增大, 绝热剪切敏感性降低。未蠕变的钛合金经动态压缩后均产生相变带, 等轴组织和双态组织钛合金蠕变预加载再经动态压缩后未失效, 仅产生形变带, 魏氏组织产生相变带导致失效。蠕变推迟了等轴组织和双态组织钛合金的绝热剪切相变的发生。

关键词: Ti6321 钛合金; 蠕变; 动态压缩; 冲击吸收功; 绝热剪切

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)07-2035-07

钛合金因密度低、高比强度、耐腐蚀、耐高温、优良加工性能等综合性能, 成为了理想的海洋工程金属材料^[1-4], 目前, 船用钛合金是我国钛合金研究和发展的方向之一^[5]。在海洋环境下服役, 除考虑钛合金的抗腐蚀性能外, 其抗蠕变性能也不可忽视, 如潜水艇在水下长时间作业^[6], 结构件服役时会经历长时间的保载过程, 即在室温下产生蠕变现象。钛合金的蠕变会对结构件的尺寸精度及后续服役性能产生一定的影响, 因此, 对钛合金蠕变的研究报道很多。Neeraj 等^[7]采用了一个幂函数对蠕变曲线进行描述, 使用 Hollomon 流动方程对低温蠕变行为进行预测, 发现相比于其他合金, 钛合金的蠕变系数 A 异常高, 应变硬化系数 n 异常低。陈博文等^[8]对等轴组织的 Ti6321 合金的压缩蠕变行为进行了研究, 其蠕变应力阈值为 656 MPa, 常温压缩蠕变机理为位错滑移和孪晶变形。许玲玉等^[9]将 Ti6321 合金在不同应力下蠕变 200 h, 通过拟合蠕变-时间曲线得到其蠕变应力阈值为 518 MPa, 室温蠕变机制主要为位错滑移, 且基面滑移最先启动, 后启动的锥面滑移对蠕变作用最大。

近 α 钛合金中含有少量的 β 稳定元素 (<2%), 具有较好的常温及高温性能和较高抗蠕变强度^[7,10-11]。本研究对象为近 α 钛合金 Ti6321, 名义成分为 Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo, 该合金强度高, 耐腐蚀性好, 加工性能优良, 适合应用于海洋耐压壳体材料^[9,12-17]。目前, 对于 Ti6321 钛合金的研究主要集中于热处理工艺、焊接性能、静态力学、蠕变性能等方面^[8-9,18-21], 尚未有关于蠕变后钛合金动态力学性能的研究。而长期保载服役的钛合金构件有时会受到冲击载荷作用, 因此本工作对蠕变后的钛合金进行动态响应行为研究。

1 实验

实验原材料为轧制态 Ti6321 钛合金, 经过 800、960、1030 °C 保温 1 h 后空冷的固溶处理, 分别获得等轴、双态、魏氏组织, 处理后的组织如图 1 所示。对合金进行蠕变加载, 蠕变应力分别为 471、550、628、706 MPa, 室温拉伸 200 h。

使用分离式霍普金森压杆 (split Hopkinson pressure bar) 对蠕变后 Ti6321 钛合金的动态压缩性能

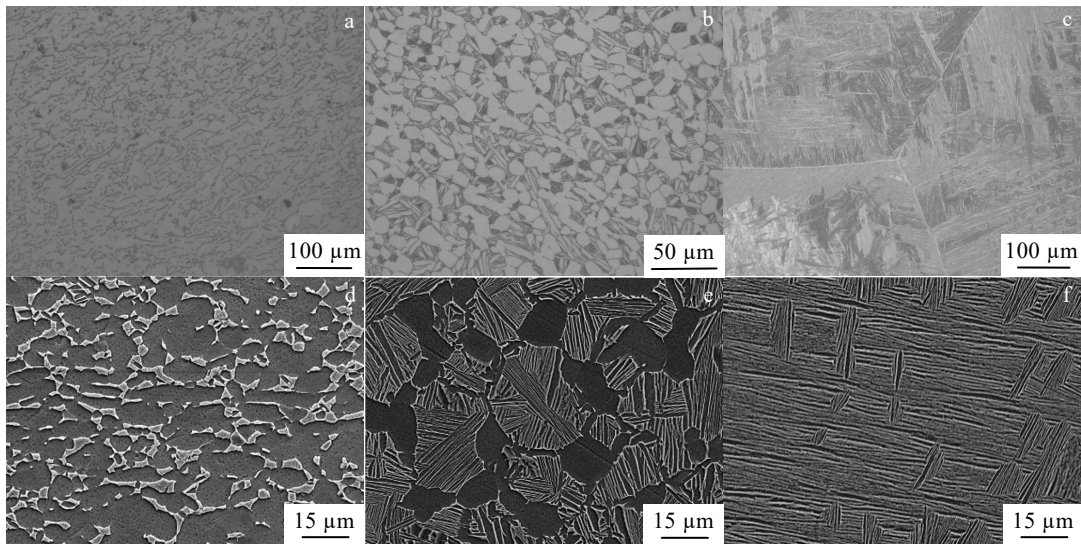


图 1 不同热处理温度下 Ti6321 钛合金显微组织

Fig.1 Microstructures of Ti6321 alloys under different heat treatment temperatures: (a, d) equiaxed microstructure, (b, e) bimodal microstructure, and (c, f) Widmanstätten microstructure

进行测试, 试样尺寸为 $\Phi 5 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}$, 应变率为 3000 s^{-1} , 试验装置及方法参考 GB/T 34108-2017 《金属材料高应变速率室温压缩试验方法》。

2 实验结果

2.1 蠕变应力对 Ti6321 钛合金动态力学性能的影响

经不同应力蠕变的 Ti6321 钛合金在动态压缩后的宏观组织形貌如图 2 所示, 未经蠕变的 3 种组织试样在 3000 s^{-1} 应变率加载后均出现了剪切失效现象。

等轴组织和双态组织在蠕变后未出现剪切失效现象, 魏氏组织则发生了剪切失效。

图 3 为原始试样和经不同应力蠕变后试样在动态压缩后的真应力-应变曲线。从图中可看出, 3 种组织在经蠕变后动态力学性能均呈规律性变化: 随着蠕变应力增加, 屈服强度逐渐下降, 抗压强度逐渐上升, 同种组织钛合金经不同应力蠕变后的动态压缩曲线塑性段几乎重合, 因此蠕变应力的增加对流变应力的影响不大。

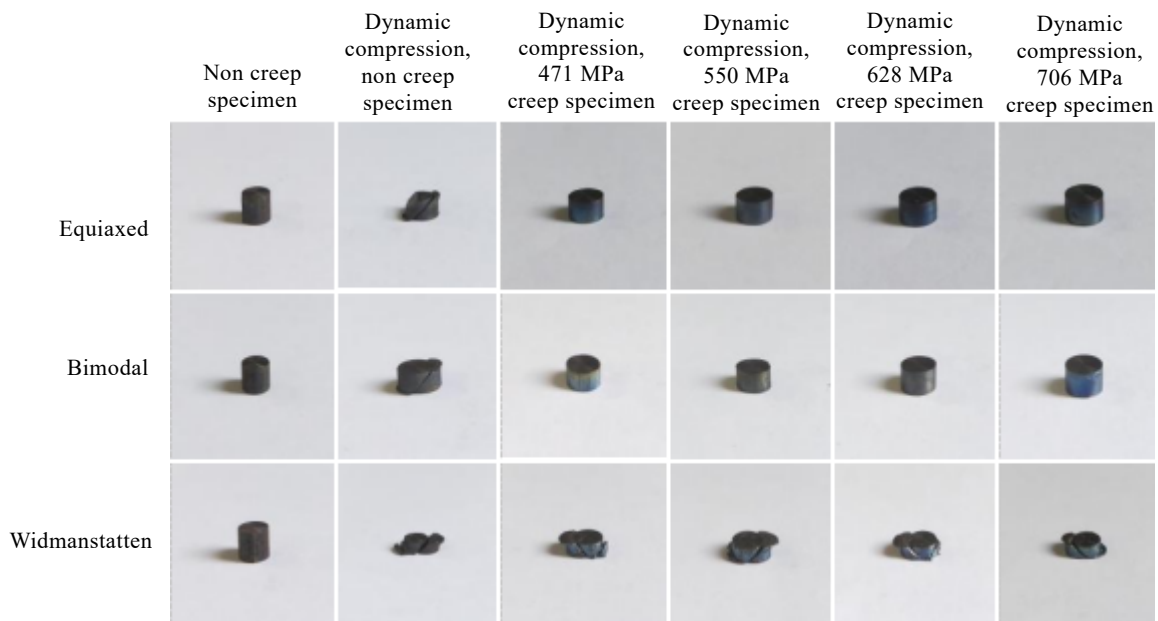


图 2 原始试样及蠕变预加载后试样在 3000 s^{-1} 动态压缩加载后宏观形貌

Fig.2 Macroscopic morphologies of original specimens and specimens after creep preloading under dynamic compression loading at 3000 s^{-1}

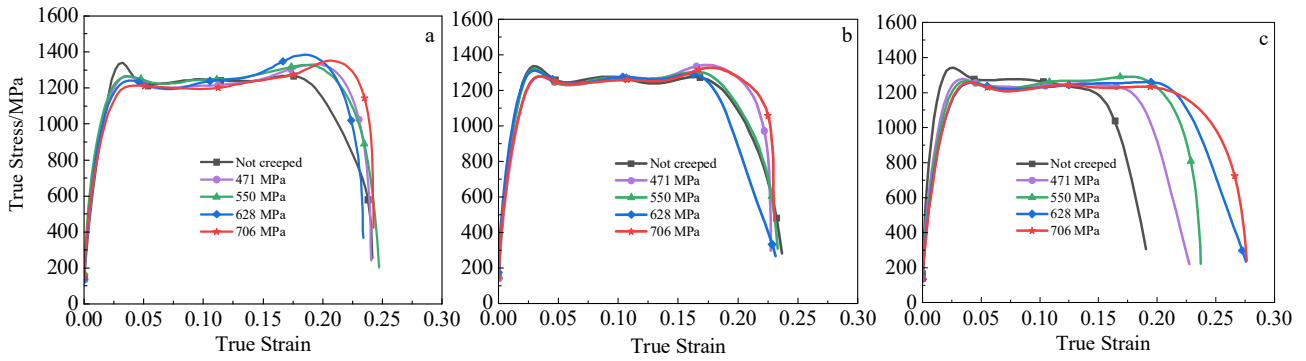


图 3 3 种组织 Ti6321 钛合金在 3000 s⁻¹ 动态压缩下真应力-应变曲线

Fig.3 True stress-true strain curves of Ti6321 alloys with three microstructures under dynamic compression at strain rate of 3000 s⁻¹: (a) equiaxed microstructure, (b) bimodal microstructure, and (c) Widmanstatten microstructure

为综合考虑合金强度和塑性，引入了冲击吸收功 E 来评价材料动态力学性能，计算公式为：

$$E = \int_{\epsilon_1}^{\epsilon_c} \sigma d\epsilon \quad (1)$$

式中， ϵ_c 为塑性变形终止点， ϵ_1 为塑性变形起点。图 4 为 3 种组织钛合金经不同蠕变后得到的 3000 s⁻¹ 动态压缩冲击吸收功。随蠕变应力的升高，3 种组织钛合金冲击吸收功总体呈现上升的趋势。未蠕变的魏氏组织冲击吸收功较其它 2 种组织差，这是因为魏氏组织由于内部片层 α 相的横纵比较低，在动态变形时易由晶间断裂转化为晶内断裂，因此吸收的冲击能量低^[22]，但蠕变后冲击吸收功产生了较大幅度的上升，甚至比未蠕变时冲击吸收功最大的双态组织大，而双态组织经蠕变后冲击吸收功最低。这说明蠕变加载对等轴组织、双态组织和魏氏组织的动态力学性能有所提高，但影响程度不同，蠕变对 3 种组织影响程度大小关系为魏氏组织>等轴组织>双态组织。

钛合金热导率低，热量不能及时散失，钛合金在冲击载荷的作用下的高速变形短时间内近似于绝热过程，变形时产生的塑性变形功转化为热量将引起绝热温升，从而产生热塑性失稳，形成绝热剪切带。绝热温升的计算公式为^[23]：

$$\Delta T = \frac{\beta}{\rho c_v} \int \sigma d\epsilon \quad (2)$$

其中， β 为常数， ρ 为材料密度， c_v 为比热，所以绝热温升 ΔT 只与冲击吸收功 E 有关且成正比。冲击吸收功越大，绝热温升越大，绝热剪切敏感性越低。因此，钛合金经蠕变后绝热剪切敏感性降低。

2.2 蠕变应力对 Ti6321 钛合金微观组织的影响

图 5 为 3 种组织 Ti6321 钛合金在不同蠕变应力加载后的微观组织，可以看出，蠕变前后的 3 种组

织的微观形貌没有产生明显变化，这是因为蠕变应力仅在钛合金组织中产生了位错，未能在光镜下表现出变化。许玲玉等^[9]对 Ti6321 钛合金室温蠕变的研究发现，随着蠕变应力的增加， α 相中位错密度增加。位错间的相互缠结使得位错滑移受阻，在冲击过程中位错滑移需要更多的能量，因此随着蠕变应力的升高，3 种组织的冲击吸收功增加。魏氏组织冲击吸收功的大幅提高可能是因为位错密度的增加抑制了其在动态变形时的晶内断裂，使蠕变后魏氏组织的冲击吸收功与其他 2 种组织相近。

2.3 动态压缩后 Ti6321 钛合金显微组织

从材料学角度看，动态冲击后产生的绝热剪切带分为 2 种基本类型，一种是由于剪切应力高度局域化产生的无显微结构变化的形变带，另一种是显微结构发生相变等变化的相变带^[24-25]。图 6 为等轴组织动态压缩后微观形貌，未蠕变的试样动态压缩后发生了失效，在裂纹附近观察到了明显的绝热剪切相变带。蠕变后的试样未

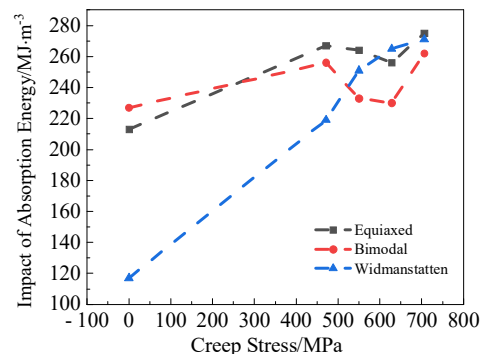


图 4 3 种组织 Ti6321 钛合金在 3000 s⁻¹ 动态压缩时冲击吸收功

Fig.4 Impact absorption energy of Ti6321 titanium alloy with three microstructures under dynamic compression at 3000 s⁻¹

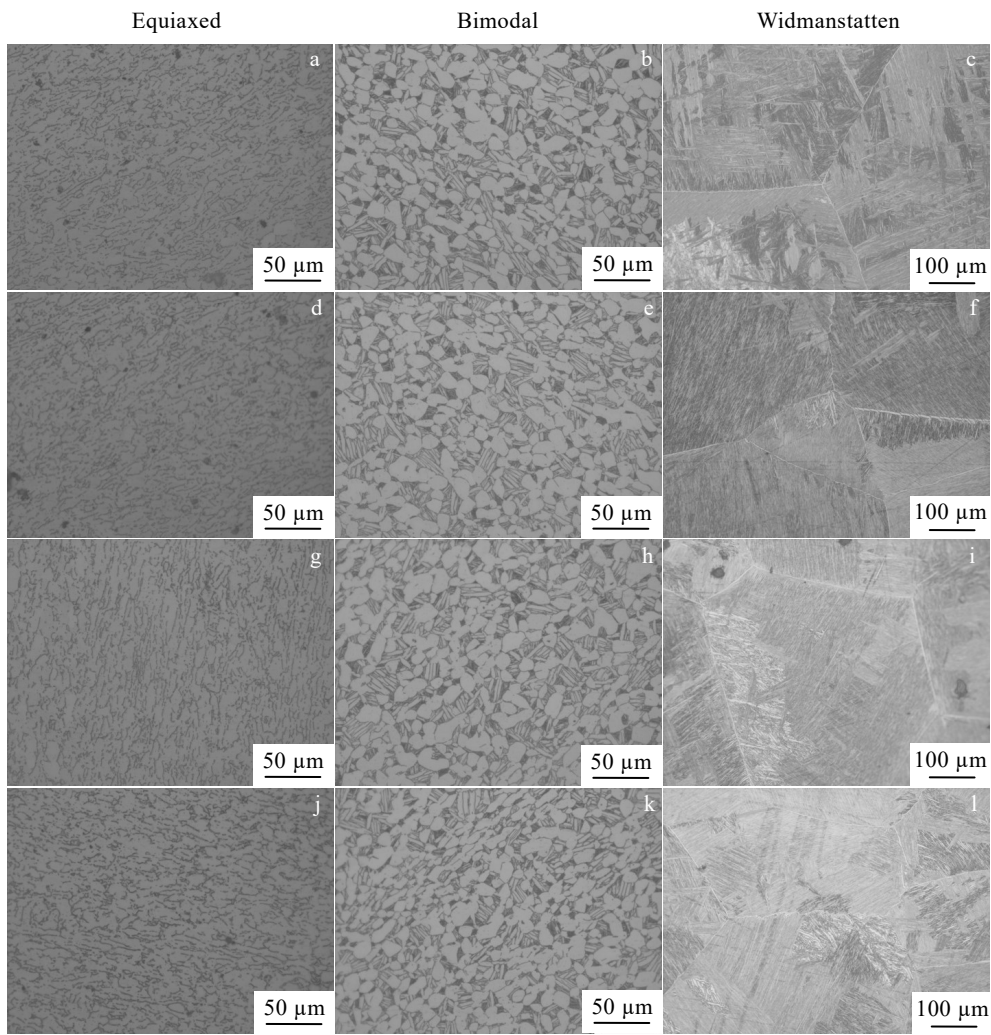


图 5 不同蠕变应力加载后 3 种组织 Ti6321 钛合金微观组织形貌

Fig.5 Morphologies of Ti6321 alloys with three microstructures under different creep stress loadings: (a-c) not crept, (d-f) 471 MPa, (g-i) 550 MPa, and (j-l) 628 MPa

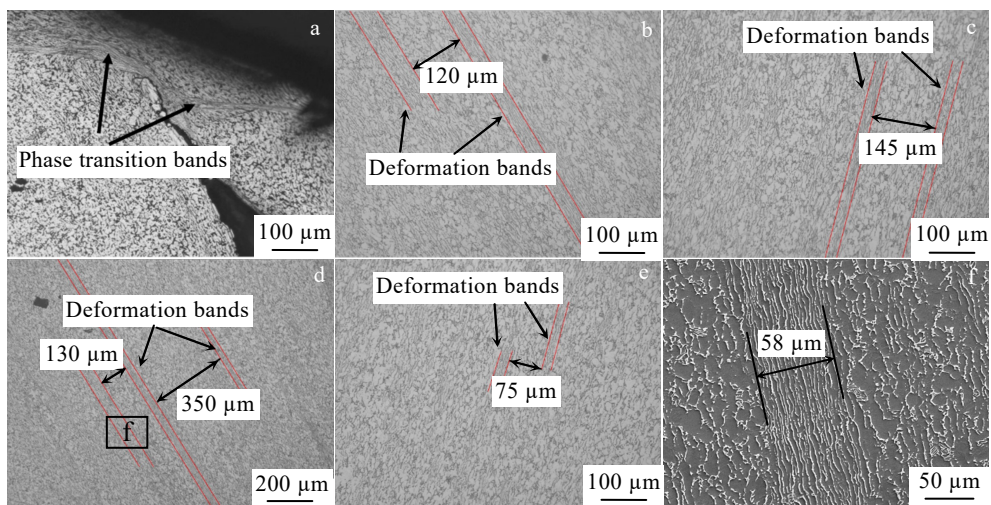


图 6 不同蠕变应力预加载的等轴组织 Ti6321 钛合金动态压缩后微观形貌

Fig.6 Morphologies of Ti6321 titanium alloy with equiaxed microstructure followed by dynamic compression after preloading with different creep stresses: (a) not crept, (b) 471 MPa, (c) 550 MPa, (d) 628 MPa, and (e) 706 MPa; (f) SEM image of deformation bands

发生失效,组织内部出现了多条明显的沿动态加载方向的形变带,组织形貌变化与蠕变应力大小之间无明显规律。图 6f 为形变带的 SEM 图像,当试样受到动态压缩时,等轴组织的某些等轴状晶粒沿加载方向拉长,形成形变带,形变带宽度约为 58 μm,局部被拉长的晶粒轴径比约为 9:1。

图 7 为双态组织钛合金动态压缩后微观形貌,未蠕变的双态组织钛合金试样在 3000 s⁻¹ 应变率下动态压缩后发生了失效,在裂纹附近出现了白色相变带。蠕变后的试样没有发生失效,仅出现了少量沿加载方

向的形变带,动态压缩后的组织形貌变化与蠕变应力大小间无明显关系。在动态压缩后,双态组织钛合金某些晶粒沿轴线被拉长,形成形变带,双态组织比等轴组织钛合金变形带处晶粒更加细小。

如图 8a 所示,未经蠕变的魏氏组织钛合金在动态压缩后产生了绝热剪切失效,绝热剪切相变带沿试样 45° 方向(最大剪切应力方向)萌生,裂纹沿绝热剪切带扩展。

图 8b~8f 为蠕变预加载后魏氏组织钛合金在动态压缩后微观形貌,经不同大小蠕变加载后的试样均发

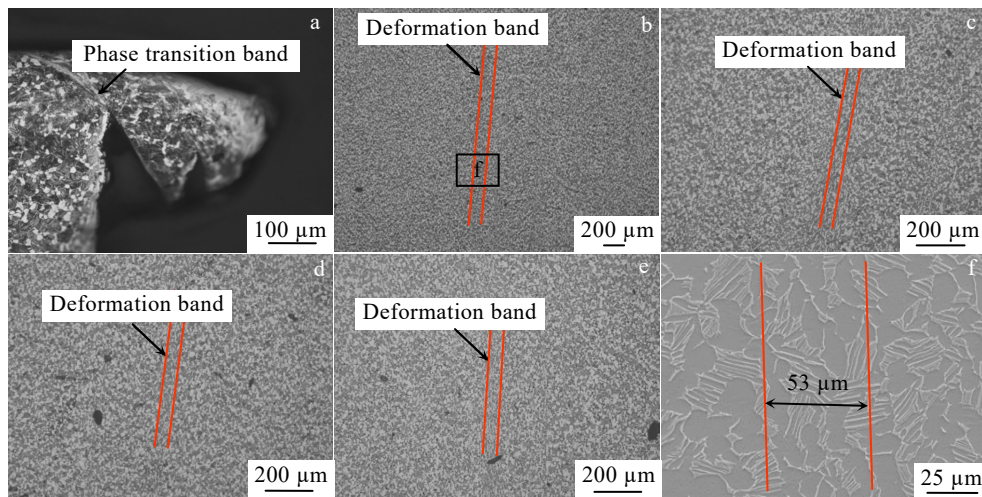


图 7 不同蠕变应力预加载的双态组织 Ti6321 钛合金动态压缩后微观形貌

Fig.7 Morphologies of Ti6321 titanium alloy with bimodal microstructure after preloading with different creep stresses followed by dynamic compression: (a) not crept, (b) 471 MPa, (c) 550 MPa, (d) 628 MPa, and (e) 706 MPa; (f) SEM image of deformation band

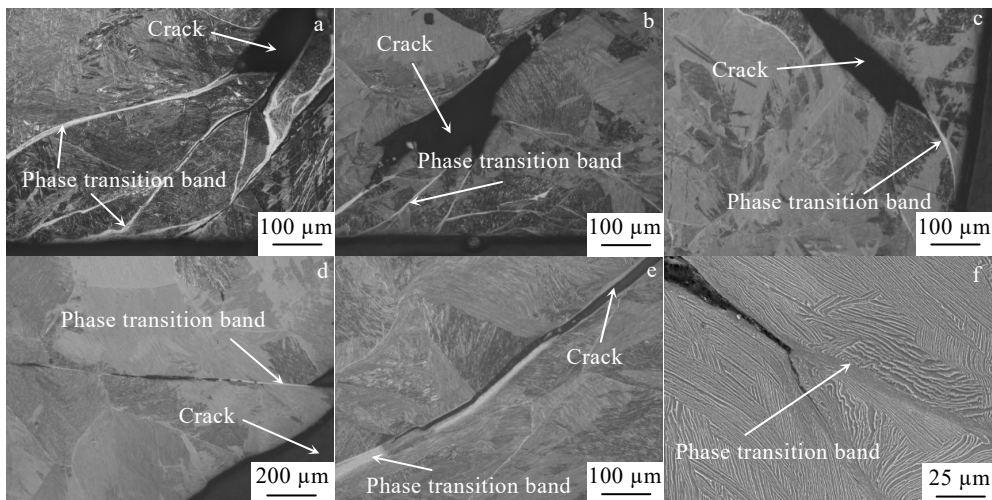


图 8 不同蠕变应力预加载的魏氏组织 Ti6321 钛合金动态压缩后微观形貌

Fig.8 Morphologies of Ti6321 titanium alloy with Widmanstatten microstructure after preloading with different creep stresses followed by dynamic compression: (a) not crept, (b) 471 MPa, (c) 550 MPa, (d) 628 MPa, (e) 706 MPa; (f) SEM image of deformation bands

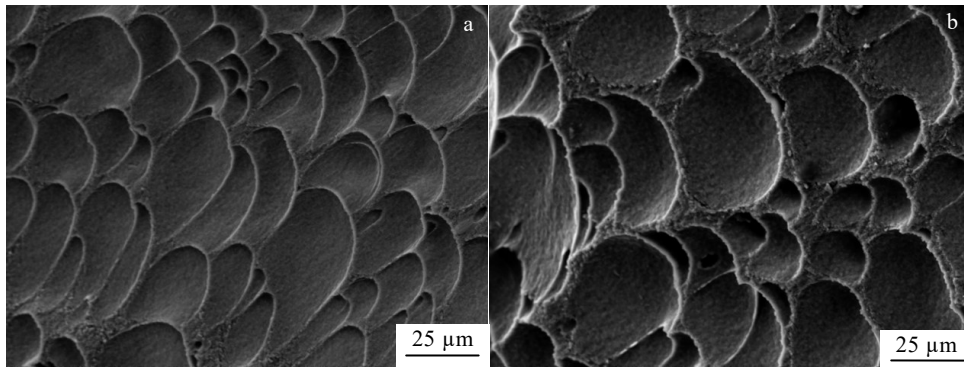


图 9 魏氏组织 Ti6321 钛合金断口 SEM 图像

Fig.9 SEM fracture images of Ti6321 titanium alloy with Widmanstätten microstructure under different creep stresses: (a) not crept and (b) 628 MPa

生了失效，裂纹沿相变带扩展，动态压缩后的组织形貌与蠕变应力间无明显规律。通过图 8f 可以看到，试样剪切变形非常严重，剪切带两侧的片层组织弯曲变形。相较于魏氏组织，等轴组织和双态组织在蠕变后动态加载，组织中未出现绝热剪切相变带，蠕变推迟了等轴组织和双态组织钛合金的绝热剪切相变的发生。

魏氏组织随蠕变应力的增大，塑性变形增加。对魏氏组织动态压缩的断口进行观察，如图 9 所示，可以看到，蠕变预加载前后动态压缩钛合金断口均出现韧窝，但蠕变后的试样韧窝明显更大更深，这与蠕变后的魏氏组织在动态压缩中有更高的冲击吸收功相一致。

3 结 论

1) 3000 s^{-1} 应变率动态压缩下，未蠕变的 3 种组织钛合金均失效。经蠕变处理后，等轴组织与双态组织钛合金在动态加载时未失效，魏氏组织钛合金发生失效。

2) 3 种组织钛合金蠕变后动态力学性能呈规律性变化：随蠕变应力增加，屈服强度下降，抗压强度上升，流变应力变化不大。蠕变后的冲击吸收功明显增大，3 种组织钛合金变化幅度大小关系为：魏氏组织 > 等轴组织 > 双态组织。

3) 蠕变后 3 种组织 Ti6321 钛合金微观形貌没有明显变化，蠕变应力使得位错密度增大，进而使冲击吸收功增加；未蠕变预加载的 3 种组织钛合金在动态压缩后均产生了相变带；蠕变预加载后，魏氏组织钛合金在动态压缩后出现了相变带，而等轴组织和双态组织钛合金在动态压缩后仅出现了形变带。蠕变推迟了等轴组织和双态组织钛合金绝热剪切相变的发生。

参考文献 References

- [1] Wang K, Li M Q. *Scripta Materialia*[J], 2013, 68(12): 964
- [2] Ning Zixuan(宁子轩), Wang Lin(王琳), Cheng Xingwang(程兴旺) *et al. Acta Armamentarii*(兵工学报)[J], 2021, 42(7): 1506
- [3] Gurrappa I. *Materials Characterization*[J], 2003, 51(2-3): 131
- [4] Gorynin I V. *Materials Science and Engineering A*[J], 1999, 263: 112
- [5] Chen Jun(陈军), Zhao Yongqing(赵永庆), Chang Hui(常辉) *et al. Materials Review*(材料导报)[J], 2005, 19(6): 67
- [6] Harrison W J, Whittaker M T, Lancaster R J. *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 574: 130
- [7] Neeraj T, Hou D H, Daehn G S *et al. Acta Materialia*[J], 2000, 48(6): 1225
- [8] Chen Bowen(陈博文), Huang Jie(黄杰), Tan Zhenhua(谈振华) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2018, 47(24): 73
- [9] Xu Lingyu(许玲玉), Wang Yang(王洋), Wang Qi(王启) *et al. Development and Application of Materials*(材料开发与应用)[J], 2021, 36(1): 17
- [10] Zhao Yongqing(赵永庆), Chen Yongnan(陈永楠), Zhang Xuemin(张学敏) *et al. Phase Transformation and Heat Treatment of Titanium Alloy*(钛合金相变及热处理)[M]. Changsha: Central South University Press, 2012
- [11] Li H, Boehlert C J, Bieler T R *et al. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*[J], 2014, 45(13): 1073
- [12] Li Yanxing(李严星), Wang Lin(王琳), Yan Zhiwei(闫志维) *et al. Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2021, 38(6): 12
- [13] Li Yanxing(李严星), Wang Lin(王琳), An Rui(安瑞) *et al.*

- Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(12): 4369
- [14] Zhou Zhe(周哲), Wang Lin(王琳), Cheng Xingwang(程兴旺) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(2): 562
- [15] Xu Xuefeng(徐雪峰), Wang Lin(王琳), Cheng Xingwang(程兴旺) *et al. Chinese Journal of Stereology and Image Analysis*(中国体视学与图像分析)[J], 2019, 24(2): 118
- [16] Li Yanxing(李严星), Zhou Zhe(周哲), Wang Lin(王琳) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(3): 953
- [17] Yao Hongliang(姚红亮), Jiao Yudong(焦育栋). *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2012, 29(4): 6
- [18] Guo K, Meng K, Miao D *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 766: 138346
- [19] Wang Q, Ren J Q, Wu Y K *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 789: 249
- [20] Xiong J H, Li S K, Gao F Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 640: 419
- [21] Yin Yanchao(尹艳超), Suo Yongyong(锁永永), Xu Lingyu(许玲玉) *et al. Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2023, 40(4): 19
- [22] Ning Zixuan(宁子轩), Wang Lin(王琳), Cheng Xingwang(程兴旺) *et al. Acta Armamentarii*(兵工学报)[J], 2021, 42(4): 862
- [23] Zhang Lei(张磊), Hu Shisheng(胡时胜), Wu Jiajun(吴家俊). *Journal of Experimental Mechanics*(实验力学)[J], 2005(4): 567
- [24] Meyers M A. *Dynamic Behavior of Materials*[M]. New York: John Wiley & Sons, 1994
- [25] Wang Lili(王礼立). *Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics*(力学学报)[J], 1989(S1): 142

Dynamic Mechanical Properties and Adiabatic Shear of Ti6321 Titanium Alloy Under Creep Preloading

Xiang Jiyang¹, Song Yuchen², Wang Lin^{2,3,4}, Xu Lingyu⁵, Yan Zhiwei², Li Yanxing², Cheng Xingwang^{2,3,6}

(1. School of Mechanical and Electrical Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

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

(3. National Key Laboratory of Science and Technology on Materials under Shock and Impact, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

(4. State Key Laboratory of Explosion Science and Technology, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

(5. Luoyang Ship Materials Research Institute, Luoyang 471023, China)

(6. Tangshan Research Institute, Beijing Institute of Technology, Tangshan 063000, China)

Abstract: Creep loading has a certain effect on the service performance of structural components. In this research, the creep preloading on Ti6321 titanium alloy with equiaxed, bimodal and Widmanstatten microstructures was carried out. Dynamic compression tests of the materials after creep were conducted at a strain rate of 3000 s^{-1} . The dynamic behavior of Ti6321 titanium alloy after different creep stress loadings was studied. The results show that the yield strength decreases and the compressive strength increases after creep preloading. With the increase in creep stress, the impact absorption energy of titanium alloy of three microstructures after dynamic compression increases and the adiabatic shear sensitivity decreases. Titanium alloys without creep have phase transition bands after dynamic compression, and the titanium alloys with equiaxed microstructure and bimodal microstructure after dynamic compression followed by creep preloading do not fail but only produce deformation band. Titanium alloy with Widmanstatten microstructure fails due to phase transition bands. The adiabatic shear of titanium alloys with equiaxed and bimodal microstructures is delayed by creep.

Key words: Ti6321 alloy; creep; dynamic compression; impact absorption energy; adiabatic shear

Corresponding author: Wang Lin, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, P. R. China, Tel: 0086-10-68912709, E-mail: linwang@bit.edu.cn