

Ti6321 钛合金再加载力学行为研究

周 哲¹, 王 琳^{1,2,3}, 程兴旺^{1,2}, 程焕武^{1,2}, 徐雪峰¹, Tayyeb Ali¹,
刘安晋¹, 宁子轩¹, 许玲玉⁴, 张斌斌⁴

(1. 北京理工大学 材料学院, 北京 100081)

(2. 冲击环境材料技术国家重点实验室, 北京 100081)

(3. 爆炸科学与技术国家重点实验室, 北京 100081)

(4. 洛阳船舶材料研究所, 河南 洛阳 471023)

摘 要: 对经轻气炮预冲击的 Ti6321 钛合金双态组织样品进行准静态压缩和动态压缩再加载试验, 探究冲击后其力学性能的变化。利用光学显微镜 (OM) 和透射电子显微镜 (TEM) 对其微观组织演化进行观察并分析。结果表明, 经预冲击后的 Ti6321 钛合金的静动态屈服强度、平均流变应力较原始样品有所升高, 但断裂应变、冲击吸收功明显下降, 且经过预冲击的样品经动态再加载后更易出现绝热剪切破坏。TEM 结果表明, 经轻气炮预冲击过后的样品内部有孪晶生成, 从而导致了 Ti6321 钛合金表现出冲击波强化效应。

关键词: Ti6321 钛合金; 再加载; 冲击强化; 孪晶

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)02-0562-06

钛合金具有密度小、比强度高、耐高低温、耐腐蚀、无磁、无毒等优点, 是继钢铁、铝之后又一种重要的结构材料^[1], 在海洋领域有着广泛的应用, 素有“海洋金属”的美称^[2]。作为一种常用的结构件材料, 钛合金在服役过程中经常需要承受高速冲击载荷^[3], 在冲击载荷作用后, 微观结构的演变过程通常伴随着力学性能的变化。冲击波持续的时间很短, 但大多数微观结构的演化都有足够的时间发生并且达到平衡^[4]。力学性能的改变可以显著地影响金属材料作为承受反复冲击载荷结构件的使用性能, 因此在选择服役于这种高应变率环境的材料时, 应考虑冲击加载后材料力学性能的变化。当冲击载荷作用到金属材料后, 会导致材料发生变形, 产生高密度的缺陷, 甚至发生相变^[5-11]。因此, 在冲击载荷加载后, 由于缺陷的扩散或者相变, 金属的强度或者硬度可以得到提高, 这就是所谓的冲击诱导强化^[12]。

Ti6321 合金是 20 世纪 80 年代中国自主研发的一种新型 Ti-Al-Nb-Zr-Mo 系 900 MPa 近 α 型钛合金, 除了传统钛合金的优点外, Ti6321 还具有高强、可焊的特点, 作为结构件材料在海洋领域有着广泛的应用^[13,14], 常用于高压容器、深潜器的耐压壳体等。本工作通过室温准静态和动态再加载压缩试验, 对其在冲击波作用后

的力学响应进行了研究。利用光学显微镜 (OM) 和透射电子显微镜 (TEM) 对 Ti6321 合金微结构演化进行了表征, 揭示了 Ti6321 钛合金在冲击波加载条件下的微结构演化以及再加载后的力学响应。

1 实 验

本实验使用的 Ti6321 钛合金成分如表 1 所示。利用差示扫描量热仪 (DSC) 测得合金的相变点为 970 °C。采用表 2 所示热处理制度对合金进行热处理。

利用一级轻气炮对 Ti6321 钛合金进行预冲击加载。利用飞片对“盖板+靶板+背板”的结构进行撞击, 其中飞片、盖板、靶板、背板材料均为 Ti6321 钛合金。其中飞片尺寸为 $\Phi 45$ mm \times 3 mm, 靶板尺寸为 $\Phi 45$ mm

表 1 Ti6321 钛合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti6321 alloy (wt%)

Al	Nb	Zr	Mo	Ti
6.0	3.0	2.0	1.0	Bal.

表 2 热处理制度及组织状态

Table 2 Heat treatment and microstructure of Ti6321 alloy

Material	Heat treatment procedure	Microstructure
Ti6321	960 °C/1 h/AC	Bimodal microstructure

收稿日期: 2020-02-20

基金项目: 爆炸科学与技术国家重点实验室基金 (YBKT17-06)

作者简介: 周 哲, 男, 1996 年生, 硕士生, 北京理工大学材料学院, 北京 100081, 电话: 010-68912709, E-mail: 386678355@qq.com

×10 mm。撞击速度约为 700 m/s。

从热处理后未经冲击的原始材料 (original sample) 和经轻气炮预冲击加载过后的回收靶板 (preshock sample) 中心变形区域 (如图 1 所示) 切取 $\Phi 3\text{ mm} \times 5\text{ mm}$ 和 $\Phi 5\text{ mm} \times 5\text{ mm}$ 的圆柱试样分别用于准静态再加载压缩试验和动态再加载压缩试验, 再加载试样的轴线与回收样品的轴向平行。选取中心变形区域的原因是要避免受到边侧稀疏波的影响, 因此要满足相应的选取准则^[15], 本实验选取的中心变形区域直径为 25 mm。准静态再加载压缩试验在室温下进行, 采用 MTS-810 万能试验机, 应变率为 10^{-3} s^{-1} 。动态再加载压缩试验采用分离式霍普金森压杆 (SHPB) 对试样进行加载, 应变率为 2000 和 3000 s^{-1} 。SHPB 的加载过程详见参考文献[16]。

将经过动态再加载压缩的试样沿中轴线切开, 制备金相试样。金相试样使用砂纸研磨后进行抛光, 经 $2\% \text{HF} + 10\% \text{HNO}_3 + 88\% \text{H}_2\text{O}$ (体积分数) 溶液进行腐蚀后, 采用光学显微镜对金相组织进行观察。为了观察再加载后合金的微结构变化, 通过机械方法将透射电镜试样研磨至 $30\sim 50\text{ }\mu\text{m}$, 采用离子减薄制成 TEM 试样, 在 JEM-2100LaB6 透射电镜下进行观察, 电压为 200 kV。

2 结果与分析

图 2 为经过热处理后得到的双态组织 Ti6321 钛合金的光学和透射电镜微观结构。热处理后 Ti6321 合金的双态组织微观结构由弥散分布在 β 基体中的片层次生 α 相和块状的初生 α 相组成 (图 2a)。 α 相含量约占 65%, 晶粒尺寸约为 $11\text{ }\mu\text{m}$, 片层次生 α 相厚度约为 $0.5\text{ }\mu\text{m}$ 。图 2b 为热处理后双态组织 TEM 图像, 其中白色为片层次生 α 相, 黑色为 β 相。

图 3 为经过轻气炮冲击加载后双态组织 Ti6321 合金的 SEM 微观照片。经轻气炮冲击后, 在 Ti6321 合金内部可以观察到一些微裂纹以及离散分布的微孔洞, 微孔洞是合金内部微损伤的基本单元, 微裂纹均是由显微孔洞经形核长大后连接而形成 (图 3a)。同时

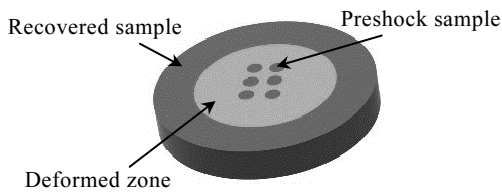


图 1 预冲击试样取样示意图
Fig.1 Sampling of preshock samples

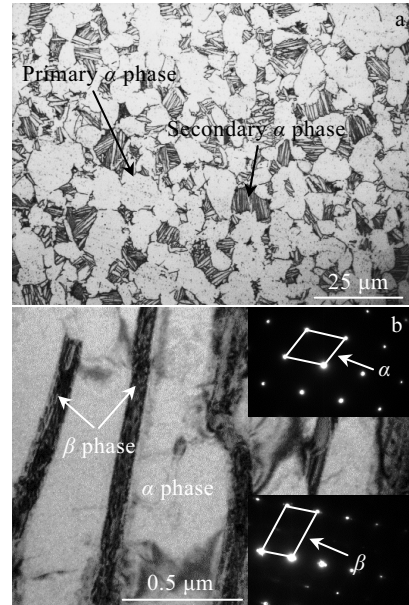


图 2 Ti6321 钛合金双态组织微观结构
Fig.2 OM (a) and TEM (b) images of Ti6321 alloy bimodal microstructure

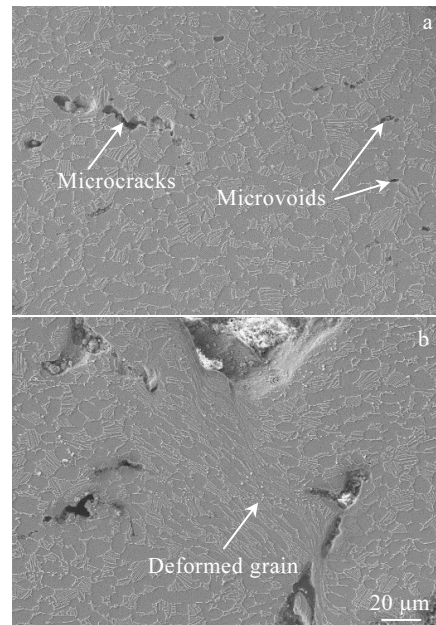


图 3 预冲击加载后 Ti6321 钛合金双态组织 SEM 微观照片
Fig.3 SEM micrographs of the bimodal microstructure of Ti6321 alloy after preshock: (a) microcracks and microvoids and (b) deformed grain

可以发现显微组织也发生了变化, 晶粒在冲击波的作用下发生了明显的变形, 块状的等轴初生 α 相被挤压

成了长条状(图 3b)。

图 4a 为双态组织原始样品与经轻气炮预冲击后的样品在室温下准静态再加载压缩真应力-应变曲线, 图 4b, 4c 为动态再加载压缩真应力-应变曲线。由图可知, 相比于原始试样, 经轻气炮预冲击后试样的真应力-应变曲线均没有发生明显的变化, 都是由弹性段和塑性段组成, 经预冲击后的样品显示出比原始样品更高的屈服强度。在样品屈服以后, 随着塑性变形的继续进行, 预冲击再加载曲线均始终位于原始样品曲线之上, 即经过轻气炮预冲击后的样品显示出比原始样品更高的流动应力, 表现出了冲击波强化效应。此外, 在塑性变形过程中, 2 种试样在 3 个应变率条件下应变硬化效果都相差不大。继续加载直至试样断裂, 预冲击试样的断裂应变相较于原始试样都出现降低, 即双态组织 Ti6321 钛合金经轻气炮预冲击以后, 塑性下降。

与准静态压缩相比, 经过轻气炮冲击后的材料在 2 种动态再加载应变率条件下, 屈服以后随着应变的增加, 流变应力变化比较平缓, 不如准静态压缩下样品屈服后流变应力增加的快, 说明在高应变率的加载条件下, Ti6321 钛合金的应变硬化率较低。材料在高应变率下的变形过程中热量的产生大于变形过程中的热损失, 因此会导致材料温度不断升高。随着应变的增加, 温度的持续升高导致流动应力随之降低, 这种

现象被称为热软化效应。动态再加载试验中应变硬化率低于准静态再加载试验的应变硬化率就是由于热软化效应导致的。

表 3 为 Ti6321 钛合金双态组织预冲击试样与原始试样在 2000 和 3000 s⁻¹ 的应变率下动态力学性能对比。均匀塑性应变定义为屈服后直到失稳断裂发生之前产生的真实应变。冲击吸收功等于随着均匀塑性应变的进行而产生的塑性变形功, 通过对真应力-应变曲线的均匀塑性阶段积分获得。将冲击吸收功除以均匀塑性应变, 得到平均流变应力。经过轻气炮预冲击后, 均匀塑性应变在 2 种应变率下均减小, 且在较高应变率下, 均匀塑性应变下降更明显。应变率为 2000 s⁻¹ 时, 下降幅度约为 4% (从 0.150 降低到了 0.144), 应变率 3000 s⁻¹ 时, 下降幅度约为 19.7% (从 0.213 下降到 0.171), 说明在高应变率下, 塑性退化更严重。相比之下, 经过轻气炮预冲击后样品的平均流动应力与原始材料相比有所升高, 在 2 种应变率下分别增加了 3.4% (从 1356 MPa 增加到 1402 MPa) 和 5.1% (从 1402 MPa 到 1473 MPa)。对比平均流变应力和均匀塑性应变的变化, 可以看出, 轻气炮预加载对塑性的影响更大。冲击吸收功的变化规律与均匀塑性应变的变化趋势相同, 都出现了一定程度的降低, 在 2000 和 3000 s⁻¹ 下分别降低了 5.6% 和 15.1%, 说明塑性对吸收

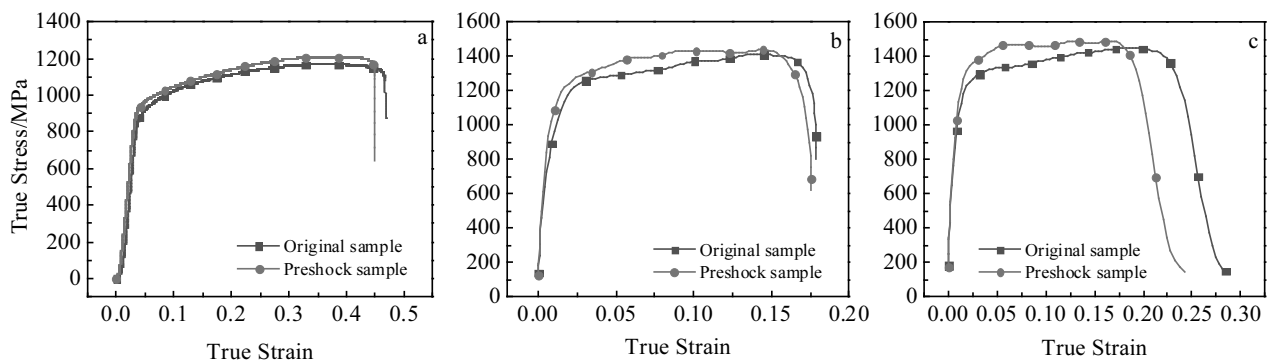


图 4 原始试样与预冲击后样品室温下准静态与动态再加载压缩真应力-应变曲线

Fig.4 True stress-strain curves of the original and preshock samples under quasi-static and dynamic reload compression at RT: (a) 10⁻³ s⁻¹, (b) 2000 s⁻¹, and (c) 3000 s⁻¹

表 3 动态再加载压缩力学性能

Table 3 Mechanical properties of dynamic reload compression

Strain rate/s ⁻¹	Sample	Average flow stress (<i>S</i>)/MPa	Uniform plastic strain (<i>S</i>)	Impact absorption energy (<i>S</i>)/MJ·m ⁻³
2000	Original	1356 (7.3)	0.150 (0.0027)	215 (3.9)
	Preshock	1402 (27.5)	0.144 (0.0023)	203 (2.0)
3000	Original	1402 (7.9)	0.213 (0.0033)	297 (5.2)
	Preshock	1473 (22.2)	0.171 (0.0053)	252 (5.2)

Note: Each value of the property is the average result of three measurement; *S* is the standard deviation

功的影响更大。冲击吸收功的值在一定程度上可以评估钛合金的绝热剪切敏感性^[17], 因此, 冲击吸收功的降低趋势表明, 经轻气炮预冲击后, 绝热剪切带更容易在 Ti6321 钛合金中萌生和扩展。

图 5a 为 3000 s^{-1} 应变速率下 Ti6321 钛合金双态组织原始样品动态压缩试验后的微观形貌。在应变率为 3000 s^{-1} 的加载条件下, 原始试样沿 45° 方向, 即剪切应力的最大方向仅出现了一条绝热剪切带, 剪切带呈白色, 裂纹沿着剪切带产生并扩展, 但试样最终并未断裂, 没有剪切带的分叉或聚集等现象。

图 5b 为经预冲击后的样品在 3000 s^{-1} 动态再加载压缩试验后的微观形貌。与未经冲击的样品相比, 可以观察到多条剪切带的存在, 裂纹沿着剪切带扩展, 导致样品失效破坏。剪切带密度的增加, 导致剪切带在扩展过程中出现了聚集、弯曲、分叉等现象。这说明预冲击促进了双态组织 Ti6321 钛合金中绝热剪切带的相互作用。合金经冲击后内部将会出现大量位错, 使晶格畸变能升高, 促进了 ASB 形成初期的动态回复过程^[18]。因此, 经预冲击的双态组织 Ti6321 钛合金在 SHPB 加载条件下更容易形成绝热剪切带。由于剪切带与基体组织的显著差异, 随着变形的进行, 剪切带内部或者剪切带与基体的边界处微损伤更容易形核和扩展。剪切带越多, 产生的微损伤就越多, 导致 Ti6321 钛合金在动态再加载过程中的绝热剪切断裂倾向越

大, 因此材料的均匀塑性应变和冲击吸收功降低。

图 6a 为 Ti6321 钛合金预冲击试样中未产生孪晶区域的 TEM 明场像, 图 6b 为其选区电子衍射花样。可以同时观察到 α 相和 β 相的存在。图 6c, 6d 为产生孪晶区域的明场像及选区电子衍射花样。可以观察到经高速预冲击后材料塑性变形过程中形成的形变孪晶, 这些孪晶在生长过程中平行分布, 宽度不等。图 6e 为 HRTEM 像观察到的纳米尺寸的孪晶区域, 宽度大约为 5 nm 。一般来说, 金属材料中的冲击强化很大程度上取决于缺陷的类型、形态、密度及冲击加载产生的新相。由于预冲击为高应变率加载, 位错来不及通过运动适应即将到来的载荷, 因此会发生孪生变形^[19]。此外 Ti6321 钛合金中的 α 相体积分数较高, α 相为 hcp 结构, 其对称性较低并且滑移系统较少, 也会导致 Ti6321 钛合金中的 α 相在高应变率变形时趋向于利用孪生变形机制协调变形^[20,21]。孪晶的作用类似晶界, 可以阻碍位错滑移运动。另一方面, 孪晶调节了晶体的取向, 使可动位错转变成了固定位错^[22], 对 Ti6321 钛合金产生了强化效果。但是由于 hcp 结构较低的对称性和较高的 Peierls 应力, 限制了在预冲击载荷下 Ti6321 钛合金中位错进一步增殖、移动及相互作用, 并且预冲击诱发形成的孪晶密度也有限, 也没有类似 ω 相等强化相的形成, 因此预冲击带来的冲击强化效果十分有限。此外, 经轻气炮预冲击后材料内部

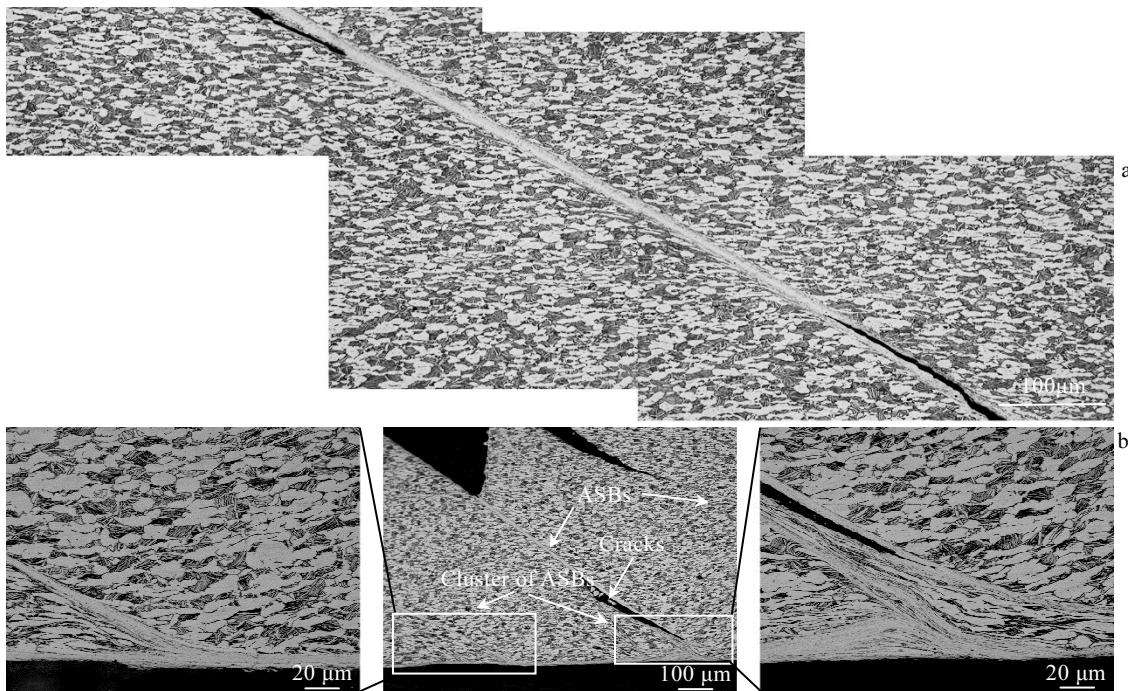


图 5 3000 s^{-1} 应变速率下原始试样和预冲击试样动态再加载压缩后光学显微镜照片

Fig.5 OM images of original (a) and preshock (b) samples after dynamic reload compression at the strain rate of 3000 s^{-1}

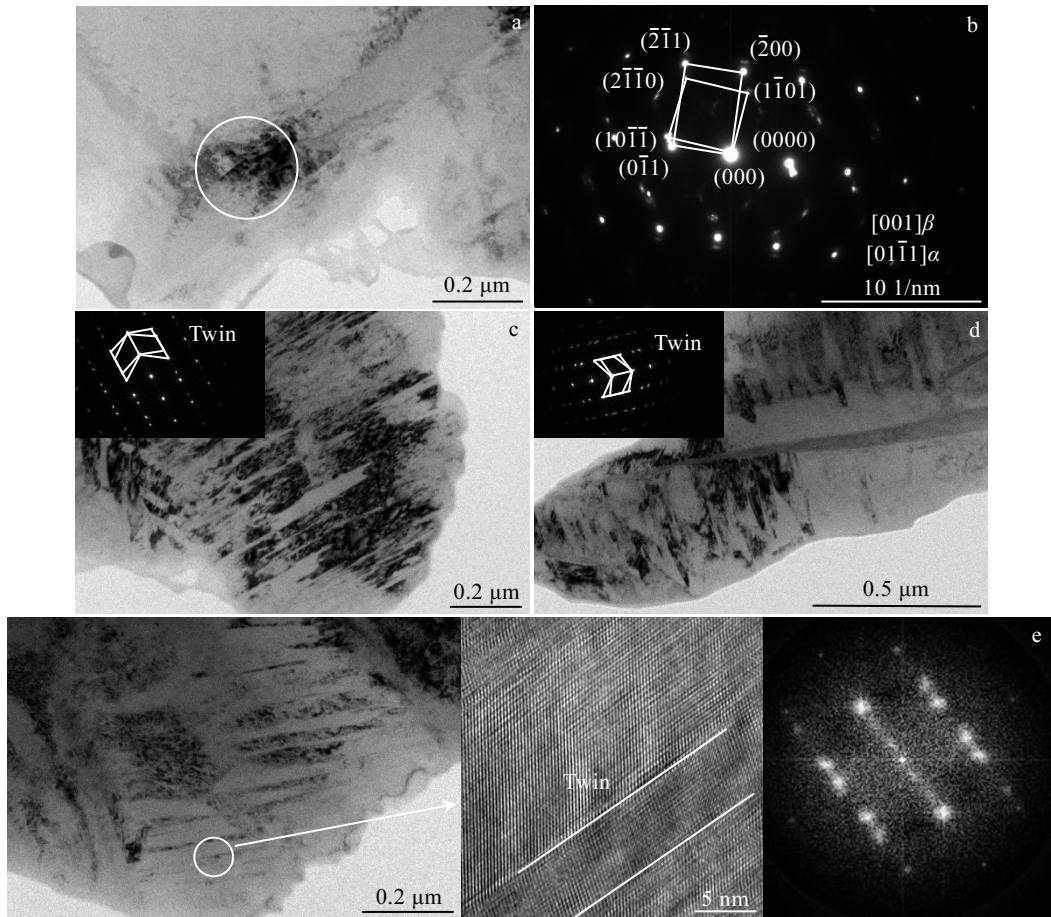


图 6 预冲击后 Ti6321 钛合金的 TEM 像

Fig.6 TEM images of Ti6321 alloy after preshock: (a, b) no twins area; (c, d) twins area; (e) nanoscale twins (HRTEM images)

产生的缺陷，尤其是孪晶的产生阻碍了再加载变形过程中位错的运动，造成应力集中，从而使微损伤更容易形核扩展，最终导致了预冲击样品的塑性变差。

3 结 论

1) Ti6321 钛合金经预冲击后屈服强度、平均流变应力与原始样品相比有所升高。但断裂应变、冲击吸收功出现了下降。

2) 经过预冲击的 Ti6321 钛合金在动态再加载条件下更容易发生绝热剪切破坏。TEM 结果表明预冲击样品的亚结构中有孪晶出现，因此产生了冲击波强化现象。

参考文献 References

[1] Zhao Yongqing(赵永庆). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2010, 29(5): 1
 [2] Yu Yu(于 宇), Li Jiaqi(李嘉琪). *Materials Development and*

Application(材料开发与应用)[J], 2018(3): 18

[3] Teng X, Wierzbicki T, Couque H. *Mechanics of Materials*[J], 2007, 39(2): 107
 [4] Bourne N. *Experimental Mechanics*[J], 2012, 52(2): 153
 [5] Koul M K, Breedis J F. *The Science, Technology and Application of Titanium*[M]. Oxford: Pergamon Press, 1970: 817
 [6] Xu Yongbo(徐勇波), Bai Yilong(白以龙). *Advances in Mechanics*(力学进展)[J], 2007, 37(4): 496
 [7] Dai Huaxiang(代华湘), Wang Lin(王琳), Xu Xin(徐欣) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(2): 657
 [8] You Zhenping(尤振平), Hui Songxiao(惠松骁), Ye Wenjun(叶文君) et al. *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2011, 35(2): 202
 [9] Xu Xin(徐欣). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Beijing: Beijing Institute of Technology, 2015

- [10] Zhang Fan(张帆), Hao Min(郝敏), Tan Chengwen(谭成文) *et al. Chinese Journal of Rare Metals(稀有金属)*[J], 2012, 36(2): 201
- [11] Ren Y, Wang F, Wang S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 562: 137
- [12] Zheng Chuanzhi(郑传治). *Journal of Guangdong University of Technology(广东工业大学学报)*[J], 1995, 12(2): 117
- [13] Zhao Yongqing(赵永庆). *New Materials Industry(新材料产业)*[J], 2007(10): 28
- [14] Yang Yingli(杨英丽), Su Hangbiao(苏航标), Guo Dizi(郭荻子) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2010, 20(S1): 1025
- [15] Jing Fuqian(经福谦). *Guidance to Experimental Equation of State(实验物态方程导引)*[M]. Beijing: Science Press, 1999
- [16] Lu Fangyun(卢芳云). *Hopkinson Bar Experimental Technique(霍普金森杆实验技术)*[M]. Beijing: Science Press, 2013
- [17] Liu X, Tan C, Zhang J *et al. International Journal of Impact Engineering*[J], 2009, 36(9): 1143
- [18] Ren Y, Yu X, Tan C *et al. Journal of Alloys and Compounds* [J], 2019, 773: 1054
- [19] Ali T, Wang L, Cheng X *et al. Materials Letters*[J], 2019, 236: 163
- [20] Song S G, Gray III G T. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1995, 43(6): 2339
- [21] Coghe F, Tirry W, Rabet L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 537: 1
- [22] Knezevic M, Levinson A, Harris R *et al. Acta Materialia*[J], 2010, 58(19): 6230

Research on Reloading Mechanical Behavior of Ti6321 Titanium Alloy

Zhou Zhe¹, Wang Lin^{1,2,3}, Cheng Xingwang^{1,2}, Cheng Huanwu^{1,2}, Xu Xuefeng¹, Tayyeb Ali¹,
Liu Anjin¹, Ning Zixuan¹, Xu Lingyu⁴, Zhang Binbin⁴

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

(2. National Key Laboratory of Science and Technology on Materials in Impact Environment, Beijing 100081, China)

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

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

Abstract: The quasi-static and dynamic reload compression tests were conducted to explore the changes in mechanical properties of Ti6321 alloy with bimodal structure after preshock. The optical microscopy (OM) and transmission electron microscopy (TEM) were used to observe and analyze the microstructures. The results demonstrate that the static and dynamic yield strength and average flow stress of Ti6321 alloy after preshock are higher than those of the original sample, but the fracture strain and impact absorption energy significantly reduce, and the preshock sample is more likely to appear an adiabatic shear failure after split Hopkinson pressure bar (SHPB) loading. TEM results show that twins form inside the sample after the preshock of the light gas gun, which causes the Ti6321 titanium alloy to exhibit a shock wave strengthening effect.

Key words: Ti6321 titanium alloy; reloading; impact strengthening; twins

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