

TC21 钛合金动态力学性能和抗弹性能的研究

杨凯文, 程兴旺, 郑超, 彭美旗, 靳丹

(北京理工大学 冲击环境材料技术重点实验室, 北京 100081)

摘要: 采用分离式霍普金森压杆和终点弹道实验装置, 研究了 $\alpha+\beta$ 区和 β 区锻造的 TC21 钛合金的动态力学性能和抗弹性能。结果表明: 在动态压缩试验条件下, $\alpha+\beta$ 区锻造的 TC21 钛合金较之 β 区锻造的 TC21 钛合金具有更高的动态强度, 而 β 区锻造的 TC21 钛合金的临界断裂应变更大, 具有更好的动态塑性变形能力; 在 12.7 mm 穿甲弹侵彻条件下, 无论是 $\alpha+\beta$ 区还是 β 区锻造的 TC21 钛合金靶板的抗弹性能均与 TC4 钛合金靶板的抗弹性能相近, 这可能是由于 TC21 钛合金和 TC4 钛合金靶板都易于发生绝热剪切破坏所导致。 $\alpha+\beta$ 区锻造的双态组织靶板的损伤模式为塑性扩孔导致的背部崩落破坏模式, β 区锻造的片层组织靶板的损伤模式为脆性破碎模式; 2 种组织靶板的失效破坏均为绝热剪切带和其诱发的裂纹所导致。

关键词: TC21 钛合金; 热加工工艺; 动态力学性能; 抗弹性能

中图分类号: TG146.2+3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2015)11-2728-05

钛合金由于具有高的比强度, 良好的塑性、韧性、抗腐蚀性, 加之优异的抗弹性能, 已在 M1A2 艾布拉姆斯主战坦克、M2 布雷德利装甲运兵车上实现了应用。

目前, 对钛合金材料动态力学性能和抗弹性能的研究, 尤以 TC4 钛合金最为广泛。Singh 等^[1]的研究表明 $\alpha+\beta$ 区锻造的 TC4 钛合金具有良好的强塑性匹配特征, 抗弹性能优异。Lee 等^[2]研究了 TC4 钛合金双态和等轴 2 种组织靶板的抗弹性能。结果表明: 双态组织的抗弹性能优于等轴组织, 在双态组织靶板中产生的绝热剪切带数量较少并局限于距表面较浅的区域内。Zheng 等^[3]研究了微观组织对 TC4 钛合金抗弹性能的影响。研究表明: 转变 β 区上分布着较宽 α 片层的双态组织具有最好的抗弹性能。Sukumar 等^[4]的研究发现, 强度和硬度明显高于 TC4 钛合金的 β -CEZ 钛合金, 抗弹性能却与之相近。

TC21 钛合金作为我国近期研制的新型高强、高韧、高损伤容限型钛合金, 目前国内对其的研究主要集中于相变、显微组织及静态力学性能等方面。张民^[5]研究了热处理对 TC21 钛合金微观组织和静态性能的影响。结果表明: 随着固溶温度的升高或者固溶后冷速的加快, 合金 β 转变组织增加, 强度升高, 塑性降低; 随着时效温度的升高或者时效时间的延长, 强度呈现出先升高后降低的趋势, 而塑性呈现出相反的趋势。费玉环等^[6]对 TC21 钛合金在两相区进行热处理,

发现随着固溶温度升高, TC21 钛合金显微组织中初生 α 相的含量减少, 尺寸也变小; 固溶时间达到一定程度后, 再延长保温时间, TC21 钛合金显微组织不会有明显变化; 随着冷却速度的降低, TC21 钛合金显微组织中的 β 转变组织增多, 初生 α 相含量有增多趋势, 晶粒长大, 尺寸也变得比较均匀。陈军等^[7]和冯亮等^[8]的研究发现, TC21 钛合金经 $\alpha+\beta$ 两相区热处理的综合性能明显优于经 β 相区热处理的合金; 当热处理固溶温度处于 $\alpha+\beta$ 两相区时, 其拉伸断口表现为塑性断口, 而当固溶温度处于 β 相区时, 其拉伸断口表现为脆性断口。综上, 不难看出, 目前国内外对钛合金材料的动态力学性能和抗弹性能的研究多集中在 TC4 钛合金材料, 而对于 TC21 钛合金的相关研究还鲜有报道。

本研究通过 $\alpha+\beta$ 区锻造和 β 区锻造获得了双态组织和片层组织 TC21 钛合金, 研究了热加工工艺对其动态力学性能和抗弹性能的影响, 并与工厂退火态 TC4 钛合金的相关性能进行了比较。通过对 TC21 靶板的宏观损伤分析, 进一步认识其损伤机理。

1 实验

实验使用的 $\alpha+\beta$ 区和 β 区锻造的 TC21 钛合金板料由航空材料研究院提供, 两块板料在机加工前使用的退火热处理制度为: 600 °C, 保温 2 h, 空冷。其化学成分如表 1 所示, β 转变点由淬火金相法测得: (945

收稿日期: 2014-11-15

作者简介: 杨凯文, 男, 1991 年生, 硕士生, 北京理工大学材料科学与工程学院, 北京 100081, 电话: 010-68913951, E-mail: 910154833@qq.com

±5) °C^[9,10]。

切取金相试样和静态拉伸试样, 静拉伸试样取样及测试依据 GBT 228-2002。金相试样经研磨抛光后, 使用腐蚀液 (HF 1 mL, HNO₃ 2 mL 和 H₂O 5 mL) 腐蚀 4~6 s。使用 Zeiss Z10 光镜进行金相观察, 使用光镜附带的金相分析软件 Micro-image Analysis & Process 测量组织结构中相的大小和比例等。室温静态拉伸试验在 Instron 万能试验机上进行, 试验应变率 10⁻³ s⁻¹。静拉伸断口使用冷场发射扫描电镜 Hitachi S-4800 观察。使用分离式霍普金森杆进行动态压缩试验, 得到不同应变率加载条件下的动态真应力-应变 (σ - ϵ) 曲线, 其实验装置及原理参阅文献[11-14]。

将不同相区锻造后板料沿厚度方向切取 150 mm×150 mm×20 mm 靶板开展弹道冲击试验。终点弹道实验装置如图 1 所示, 将 20 mm 厚的待测金属靶板固定于距枪口 10 m 远处, 以 45 mm 603 装甲钢为背板, 背板与待测靶板间的距离为 30 mm。实验中使用 12.7 mm AP 为侵彻弹体垂直侵彻靶板, 12.7 mm AP 弹芯如图 1 所示。质量约为 30 g 的 12.7 mm AP 弹芯是由 T12A 钢制的, 其洛氏硬度约为 65。弹靶实验中, 弹体速度由测速靶测得, 12.7 mm AP 弹速约为(830±15) m/s。为准确的获得靶板的抗弹性能, 每个靶板都进行了 3 次冲击试验并取其残余穿深的算术平均值, 3 次试验的弹孔间距均保持在 3 倍弹芯直径以上。损伤后靶板沿弹坑中线剖开, 一半用于弹坑宏观损伤特征的分析, 另一半用于弹坑微观损伤特征的分析。

2 结果与分析

2.1 微观组织和静动态力学性能

2.1.1 微观组织结构

经 $\alpha+\beta$ 区和 β 区锻造的 TC21 钛合金板料的微观组织如图 2 所示。可以看到, 经 $\alpha+\beta$ 区锻造的 TC21

表 1 TC21 钛合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of the TC21 titanium alloy ($\omega/\%$)

Element	Ti	Al	Zr	Sn	Mo	Nb	Cr
Content	84	6	2	2	3	2	1

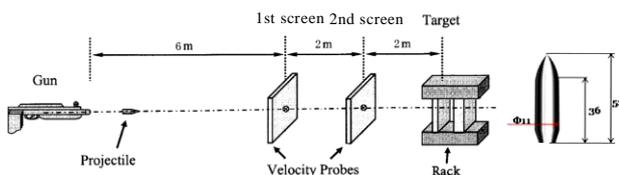


图 1 终点弹道实验装置和弹芯示意图

Fig.1 Schematic diagram of the terminal ballistic test system

and the core of the 12.7 mm AP

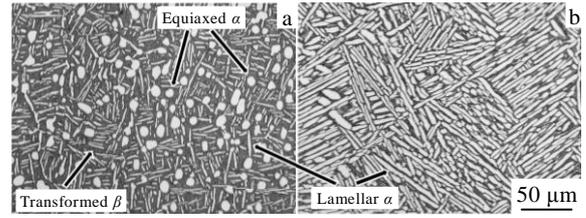


图 2 TC21 钛合金板材的微观组织结构

Fig.2 Optical microstructures of TC21 plates: (a) bimodal microstructure and (b) lamellar microstructure

钛合金为双态组织, 文中标记为 B; 经 β 区锻造的 TC21 钛合金为片层组织, 文中标记为 L。在双态组织 B 中, 可以观察到等轴状、片层状 α 相和转变 β 区, 其中转变 β 区的体积分数为 60%, 等轴 α 相直径和片层 α 相宽度分别约为 8 和 2 μ m; 在片层组织 L 中, 仅能观察到片层状 α 相和晶间 β 相, α 片层宽度约为 3~5 μ m。双态组织较之片层组织最明显的特征就是具有等轴 α 相。

2.1.2 静态拉伸性能

2 种锻造态的 TC21 钛合金及作为基准材料的 TC4 钛合金的静态拉伸性能见表 2, 其中 TC4 钛合金为工厂退火态, 文中标记为 TC4 AR。为方便后文讨论, 将抗弹性能也一并列入此表。

可以看到, 双态组织 B 的抗拉强度较之片层组织 L 的抗拉强度提高了约 10%; 而两者的延伸率和断面收缩率差异不明显。由表 2 还可以看到 TC21 钛合金的抗拉强度, 无论双态组织还是片层组织, 均优于 TC4 钛合金。这是因为近 β 钛合金 TC21 具有高的合金元素含量, 这使得其具有更高的 β 相含量以及更为显著的固溶强化能力, 进而其强度较之 TC4 有了显著的提高。

2 种锻造工艺获得的 TC21 钛合金在塑性变形能力上的区别在其静拉伸断口的观察中得到了体现, 见图 3。图 3 为 2 种 TC21 钛合金的静拉伸断口扫描电镜照片。可以看到双态组织 B 静拉伸断口是以韧窝为特征的塑性断裂模式, 而片层组织 L 静拉伸断口是以韧窝和台阶为特征的韧性和脆性相结合的断裂模式。双态组织 B 所表现出来的较好塑性变形能力是由于其微观组织中 等轴 α 相的存在所导致的。

表 2 TC21 钛合金及 TC4 钛合金的静态拉伸性能和抗弹性能
Table 2 Tensile properties and ballistic impact property of TC21 and TC4 alloys

Designation alloy	YS/MPa	UTS/MPa	EL/%	RA/%	DOP _r /mm
TC21 B	1033	1147	15.1	36.6	15.1

TC21 L	916	1032	16.0	30.4	15.7
TC4 AR	896	945	13.0	28.0	15.0

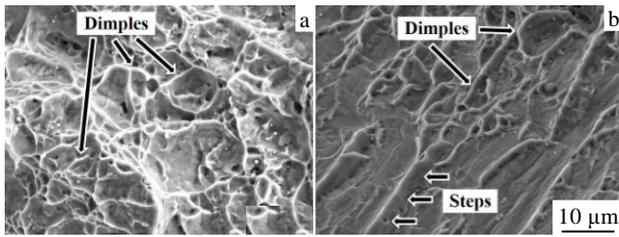


图 3 TC21 钛合金板材的静拉伸断口

Fig.3 Fractographs of tensile specimens of TC21 plates: (a) bimodal microstructure and (b) lamellar microstructure

2.1.3 动态压缩性能

在动态压缩条件下，2 种锻造态的 TC21 钛合金和 TC4 钛合金的真应力-真应变曲线如图 4 所示。在 2600 s⁻¹ 应变率下，TC21 钛合金的流变应力、断裂应变和剪切失效前的耗能经计算列于表 3。可以看到，在动态压缩的条件下， $\alpha+\beta$ 区锻造的 TC21 钛合金的动态抗压强度 (1808 MPa) 较之 β 区锻造的 TC21 钛合金的动态抗压强度 (1500 MPa) 提高了 20.53%。而由表 3 可见， β 区锻造的 TC21 钛合金较之 $\alpha+\beta$ 区锻造的 TC21 钛合金，在高应变率加载条件下，具有更好的动态塑性变形能力。通过与 TC4 钛合金动态压缩性能的对比可以发

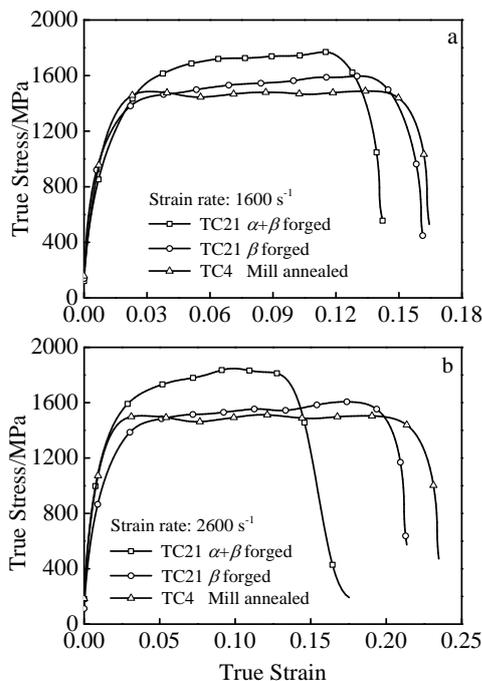


图 4 TC21 钛合金和 TC4 钛合金在不同应变率下的动态真应力-真应变曲线

Fig.4 Dynamic true stress-strain curves of two microstructures of TC21 and annealed TC4 alloys at different strain rates: (a) 1600 s⁻¹ and (b) 2600 s⁻¹

表 3 在 2600 s⁻¹ 应变率下，TC21 钛合金和 TC4 钛合金的流变应力、断裂应变和试样吸收的能量

Table 3 Flow stress, Failure Strain and Energy Absorbed by the specimen of two microstructures of TC21 and annealed TC4 alloys at 2600 s⁻¹

Designation alloy	Flow stress/MPa	Failure strain/%	Energy absorbed /MJ m ⁻³
TC21 B	1808	12.94	218.69
TC21 L	1500	18.82	259.96
TC4 AR	1493	20.91	305.74

现：经过 $\alpha+\beta$ 两相区锻造的具有双态组织的 TC21 钛合金的动态强度明显高于 TC4 钛合金，而其断裂应变有所降低；经过 β 区锻造的具有片层组织的 TC21 钛合金，其动态强度和动态塑性与 TC4 钛合金相近。

2.2 抗弹性能和靶板宏微观损伤分析

2.2.1 抗弹性能

金属材料的抗弹性能，通常使用极限弹速 (V_{bl})、极限穿深 (DOP) 和残余穿深 (DOPr) 等加以评定。在本实验中，通过对 603 装甲钢中残余穿深的测定来评定不同锻造工艺获得的 TC21 钛合金的抗弹性能。由表 2 可知，双态组织和片层组织 TC21 钛合金和 TC4 钛合金靶板的残余穿深相差不大，锻造态 TC21 钛合金较之 TC4 钛合金在抗弹性能方面并无优势。

2.2.2 宏观损伤分析

Bartus 等^[15]通过对钛合金 Ti-5553 抗弹性能的研究，提出了 3 种钛合金靶板的失效形式：冲塞、脆性破碎以及由塑性扩孔所导致的背部崩落破坏，如图 5 所示。在这 3 种失效形式中，前两者属于低耗能损伤模式，而由塑性扩孔所导致的背部崩落破坏模式则属于高耗能的损伤模式。Me-Bar 等^[16]认为塑性扩孔失效模式较之冲塞失效模式具有更高的耗能能力。

图 6 为双态组织和片层组织 TC21 钛合金靶板的纵剖面的宏观损伤照片，冲击方向由底部至顶部。从图中可以看出，双态组织靶板的损伤模式为塑性扩孔所导致的背部崩落破坏，片层组织靶板的损伤模式为脆性破碎。双态组织与片层组织靶板损伤模式的不同

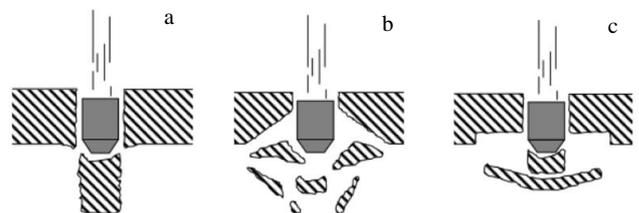


图 5 钛合金靶板失效形式

Fig.5 Failure modes of titanium targets: (a) plugging, (b) brittle fragmentation, and (c) spall fragments induced by ductile hole formation

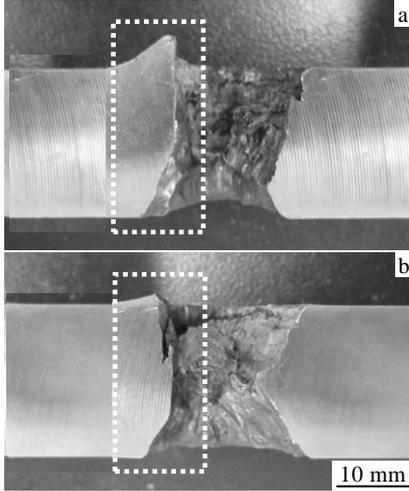


图 6 2 种组织靶板的纵剖面损伤图

Fig.6 Perorated channels of the impacted targets having two microstructures: (a) bimodal microstructure and (b) lamellar microstructure

与这 2 种组织的塑性变形能力有着直接的关系。由图 6 可以看出双态组织具有比片层组织更好的塑性变形能力, 从而双态组织靶板呈现出了塑性扩孔所导致的背部崩落破坏模式。

2.2.3 微观损伤分析

众所周知, 钛合金在冲击载荷作用下容易形成绝热剪切带, 而绝热剪切带的形成会诱发微裂纹和微孔洞的产生, 微裂纹和微孔洞贯通连接最终导致材料失载。在高应变率下变形时, 材料内部由于绝热温升引起的热软化效应超过了由于塑性变形引起的应变硬化和应变率硬化效应, 从而产生的塑性应变集中的狭窄带称为绝热剪切带。根据光镜下的特征, 人们将绝热剪切带分为白亮带和形变带 2 种。绝热剪切带的形成及其所诱发的裂纹是导致钛合金靶板失载破坏的主要原因, 因此为了深入的认识 TC21 钛合金靶板的绝热剪切行为, 对其微观损伤进行了分析。

图 7, 图 8 分别为双态组织和片层组织 TC21 钛合金靶板微观损伤及其绝热剪切带特征照片, 取样位置如图 6a, 6b 虚线框所示。从图 7 中可以看到, 双态组织靶板中同时存在白亮带和形变带。其中白亮带在其最宽处可达 15 μm , 而形变带的宽度小于 10 μm 。

从图 7 中还可以看到绝热剪切带与裂纹紧密相连, 这也证实了绝热剪切带是材料发生破坏的通道。从图 8 中可以看到, 片层组织靶板中也同时存在白亮带和形变带, 其宽度相近, 最宽处可达约 10 μm 。通过对绝热剪切带扩展深度的测量可知, 双态组织靶板中绝热剪切带扩展深度约为 9 mm, 片层组织靶板中绝热剪切

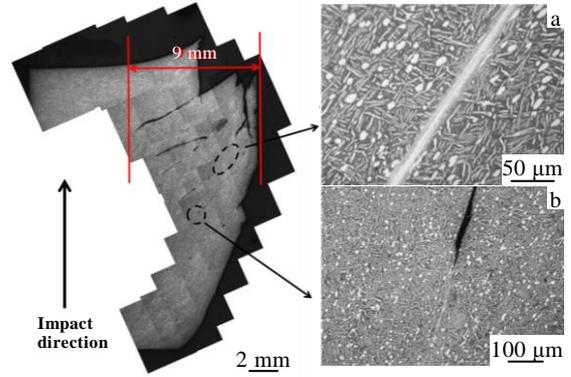


图 7 双态组织靶板微观损伤及其绝热剪切带照片

Fig.7 Micro-damage features and optical micrographs of the adiabatic shear bands of the target having bimodal microstructure: (a) white etching bands and (b) deformed bands

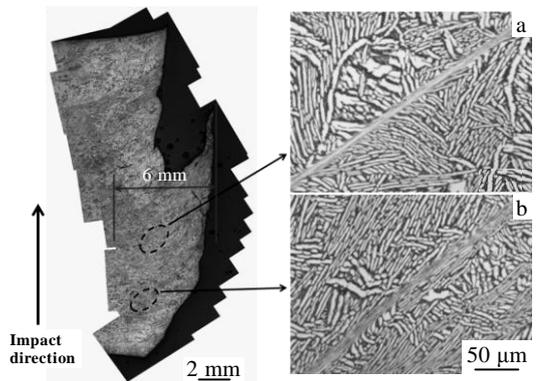


图 8 片层组织靶板微观损伤及其绝热剪切带照片

Fig.8 Micro-damage features and optical micrographs of the adiabatic shear bands of the target having lamellar microstructure: (a) white etching bands and (b) deformed bands

带扩展深度约为 6 mm, 双态组织靶板中绝热剪切带扩展深度大于片层组织靶板中绝热剪切带扩展深度。通过与文献[3]中关于 TC4 钛合金抗弹性能和其宏观损伤分析的比较发现, TC4 钛合金和 TC21 钛合金靶板的损伤都是由于绝热剪切带的萌生扩展和剪切带内微裂纹的成核长大所导致, 这可能也正是 TC21 钛合金和 TC4 钛合金抗弹性能相近的原因所在。

3 结 论

1) 在动态压缩条件下, $\alpha+\beta$ 区锻造的双态组织 TC21 钛合金较之 β 区锻造的片层组织 TC21 钛合金具有更高的动态强度; 而 β 区锻造的 TC21 钛合金临界断裂应变更大, 具有更好的动态塑性变形能力。

2) 在 12.7 mm AP 的侵彻条件下, 无论是 $\alpha+\beta$ 区还是 β 区锻造的 TC21 钛合金靶板的抗弹性能均与 TC4 钛合金靶板的抗弹性能相近, 这可能是由于 TC21 钛合金和 TC4 钛合金靶板都易于发生绝热剪切破坏所导致。

3) $\alpha+\beta$ 区锻造的双态组织靶板的宏观损伤模式为塑性扩孔所导致的背部崩落破坏模式, β 区锻造的片层组织靶板的损伤模式为脆性破碎模式; 2 种组织靶板的失效破坏均为绝热剪切带和其诱发的裂纹所导致。

参考文献 References

- [1] Singh B B, Sukumar G, Bhattacharjee A *et al.* *Materials and Design*[J], 2012, 36: 640
- [2] Lee D G, Lee Y H, Lee S *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2004, 35A: 3103
- [3] Zheng Chao, Wang Fuchi, Cheng Xingwang *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 608: 53
- [4] Sukumar G, Singh B B, Bhattacharjee A *et al.* *International Journal of Impact Engineering*[J], 2013, 54: 149
- [5] Zhang Min(张 民). *Effect of Heat Treatment on Microstructures and Properties of TC21 Titanium Alloy*(热处理对 TC21 钛合金组织和性能的影响)[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2004
- [6] Fei Yuhuan(费玉环), Zhou Lian(周 廉), Qu Henglei(曲恒磊) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(11): 1928
- [7] Chen Jun(陈 军), Qu Henglei(曲恒磊), Zhao Yongqing(赵永庆) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2005, 34(3): 307
- [8] Feng Liang(冯 亮), Qu Henglei(曲恒磊), Zhao Yongqing(赵永庆) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2005, 34(3): 341
- [9] Liu Jingyan(刘竞艳), Zhang Jianguo(张建国), Chen Yanxia(陈艳霞) *et al.* *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2011, 40(22): 52
- [10] Niu Rongrong(牛蓉蓉), Ge Peng(葛 鹏), Yang Guanjun(杨冠军) *et al.* *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2010, 39(8): 15
- [11] Lu Shouke(路守克), Shi Guochuan(史国川), Chen Xia(陈侠). *Computer Development and Applications*(电脑开发与应用)[J], 2010, 23(9): 47
- [12] Meyers M A. *Dynamic Behavior of Materials Metal Materials* [M]. New York: John Wiley & Sons Inc, 2006: 40
- [13] Zhao Shougen(赵寿根), He Zhu(何 著), Yang Jialing(杨嘉陵) *et al.* *Journal of Beijing University of Aeronautics and Astronautics* (北京航空航天大学学报)[J], 2007, 33(8): 983
- [14] Yao Junchen(姚俊臣), Wen Lifang(文丽芳), Han Shoubo(韩寿波) *et al.* *Materials Engineering*(材料工程)[J], 2006, 15(6): 47
- [15] Bartus S D. *Evaluation of Titanium-5Al-5Mo-5V-3Cr(Ti-5553) Alloy Against Fragment and Armor-Piercing Projectiles, ARL-TR-4996*[R]. Maryland: Army Research Laboratory, 2009
- [16] Me-Bar Y, Rosenberg Z. *International Journal of Impact Engineering*[J], 1997, 19(4): 311

Dynamic Mechanical Properties and Ballistic Performance of TC21 Alloy

Yang Kaiwen, Cheng Xingwang, Zheng Chao, Peng Meiqi, Jin Dan

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

Abstract: The dynamic mechanical properties and ballistic impact property of $\alpha+\beta$ region and β region forged TC21 titanium alloy were studied using Split Hopkinson Pressure Bar and ballistic impact experiment. The results show that in the dynamic compression tests, the $\alpha+\beta$ region forged TC21 alloy has higher dynamic strength but lower dynamic failure strain than the β region forged TC21 alloy; in the ballistic impact experiment, both the $\alpha+\beta$ region and β region forged TC21 alloy do not demonstrate improved ballistic impact property as compared to the mill-annealed TC4 alloy, which is considered to be attributed to the similar failure mechanism analyzed. In the bimodal microstructure, spall fragments induced by ductile hole formation is the failure mode; while in the lamellar microstructures, the TC21

targets fail by the type of brittle fragmentation. Further post ballistic metallurgical observations find that failure mechanism involved in TC21 alloy is facilitated by the initiation and propagation of adiabatic shear bands and cracks induced by adiabatic shear bands.

Key words: TC21 titanium alloy; thermo-mechanical processing; dynamic mechanical properties; ballistic impact property

Corresponding author: Cheng Xingwang, Post Doctor, Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, P. R. China, Tel: 0086-10-68913951, E-mail: chengxw@bit.edu.cn