

动高压加载条件下 Ti-6Al-4V 和 Ti-47Nb 合金层裂微结构特征与断裂机理

刘 慧¹, 于晓东², 谭成文², 赵慧林², 陈秀娟³

(1. 兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050)

(2. 北京理工大学, 北京 100081)

(3. 兰州理工大学 机电工程学院, 甘肃 兰州 730050)

摘 要: 利用平板撞击实验和样品软回收技术, 结合光学显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)等微观分析手段, 研究了动高压加载条件下 Ti-6Al-4V 和 Ti-47Nb 2 种不同类型钛合金的层裂微结构特征与断裂机理。结果表明: Ti-6Al-4V 合金的抗层裂破坏能力强于 Ti-47Nb 合金, 其原因在于 Ti-6Al-4V 合金的高强度。Ti-6Al-4V 合金层裂微孔洞大多在 α/β 两相界面处形核并沿相界扩展, 而 Ti-47Nb 合金中的微裂纹是通过微孔洞直接连通形成。随后汇合的大空洞或大裂纹间形成的绝热剪切带(ASB)加速了试样层裂破坏的产生, Ti-6Al-4V 与 Ti-47Nb 合金均表现出了韧性断裂特征。

关键词: 钛合金; 软回收; 层裂; 断裂机理

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)03-0829-06

当弹丸或飞片撞击靶板时, 由二者自由表面反射产生的卸载稀疏波将在靶板中相向传播, 两卸载波相互作用使材料发生拉伸断裂, 产生层裂^[1]。层裂与绝热剪切断裂等都属于典型的材料动态破坏方式。20世纪初, B. Hopkinson^[2]首先开始了金属材料层裂行为的研究, 他通过一系列的接触爆炸实验, 观察到了低碳钢的层裂现象, 并预见性地指出这极可能是由材料内传播的反射拉伸波造成的破坏, 并注意到了此破坏形式表现出了脆性断裂的特征。L. Davison和A. L. Stevens^[3]首次将力学与材料学结合, 从微观角度提出了关于层裂的初步物理解释。国内邢修三^[4]、白以龙^[5]等人在研究层裂问题时引入了统计描述方法, 促进了材料断裂理论的发展。黄筑平^[6]等人对材料在动高压载荷下微孔洞和微裂纹的动态损伤机理进行了综述。层裂现象与军事工程、航空和航天工程等领域紧密相关, 并且对层裂的研究也涉及多种学科之间的交叉渗透, 因此研究材料的层裂行为具有十分重要的理论与实际意义。

钛合金是重要的结构材料, 具有密度小、比强度高、耐腐蚀性强等特点, 特别是在 20~873 K 温度范围内其比强度位居常用金属材料之首^[7]。钛合金逐渐在航空航天、车辆及常规兵器等领域中发挥重要应用, 无论是作为战斗部还是防护装甲, 在服役过程中都要

经历爆炸、高速及超高速碰撞等极端载荷情况。目前, 以 Ti-6Al-4V 合金为典型代表的 $\alpha+\beta$ 型钛合金获得了十分广泛的应用, 与此同时, β 型钛合金具有优异的室温变形加工性能、良好的生物相容性, 且当合金元素含量适当时, 还可通过淬火时效获得极高的室温强度, 因此受到研究人员的重视^[8,9], Ti-47Nb 合金即为典型的 β 型钛合金。因此, 本实验以 $\alpha+\beta$ 型 Ti-6Al-4V 合金以及 β 型 Ti-47Nb 合金为研究对象, 进行了一级轻气炮平板撞击实验(应变率达 10^5 s^{-1}), 以比较动高压加载条件下 2 种材料的损伤特性。

为避免“二次损伤”引起假象, 回收舱内填充橡胶、碎布等作为缓冲物, 以减缓样品与舱内的撞击, 以实现 2 种合金试样的“软回收”。通过金相以及断口形貌等微观分析技术, 探讨了 2 种材料在动高压加载条件下的微观结构变形与动态损伤断裂特性的关系。考虑到材料在实际应用时, 由于侧向稀疏波的影响使其不能维持一维应变状态, 因此, 本实验加大了试样的厚度, 增强了侧向稀疏波的干扰作用, 更好地模拟了试样在实际使用时的情况^[10]。

1 实 验

本实验分别以预估加载压力 5、7、10 GPa 对

收稿日期: 2017-03-20

基金项目: 国家自然科学基金(51001014)

作者简介: 刘 慧, 女, 1990 年生, 硕士, 兰州理工大学省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050, E-mail: liuh19900101@126.com

Ti-6Al-4V 和 Ti-47Nb 2 种钛合金进行一级高压轻气炮冲击实验, 对试样进行“软回收”, 并对回收样品进行扫描电镜(SEM)及光镜(OM)观察与分析。

实验所用合金材料分别为西北有色金属研究院及西部超导材料有限公司提供的 Ti-6Al-4V($\Phi 80$ mm)与 Ti-47Nb($\Phi 160$ mm)合金棒, Ti-6Al-4V 的密度为 4.41 g/cm^3 , Ti-47Nb 的密度为 5.97 g/cm^3 , 其化学成分列于表 1。两种钛合金的室温准静态拉伸力学性能列于表 2。试样取材于棒料中心部位且拉伸轴平行于棒材轴向, 加载应变率为 10^{-3} s^{-1} 。由表中数据可知, Ti-6Al-4V 合金屈服强度($R_{p0.2}$)高于 Ti-47Nb 合金; 而 Ti-47Nb 合金的塑性(断后伸长率 A 及断面收缩率 Z)要远好于 Ti-6Al-4V。

实验所用飞片($\Phi 54 \text{ mm} \times 3 \text{ mm}$)、盖板($\Phi 71 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$)、试样($\Phi 60 \text{ mm} \times 20 \text{ mm}$)均取材于 2 种合金棒料的中心部位, 其表面法向平行于棒材轴向。各板片表面车削后经机械研磨保证其表面粗糙度 R_a 小于 $0.4 \mu\text{m}$, 平面度优于 $2 \mu\text{m}$ 。

平板撞击实验在西北核技术研究所的一级轻气炮上进行, 实验采取对称碰撞方式, 即飞片与靶板材料相同, 并采用锰铜压阻计来测定板内实际压力 P_H ^[11], 平板撞击实验装置见文献[12]。由压阻计采集的数据可计算出试样所承受实际冲击加载压力及飞片速度, 见表 3, 并对动高压加载后的试样进行“软回收”。

将试样按照图 1 深色部分切取, 完全层裂的痂片与试样主体分离, 将痂片与试样主体放入盛有无水乙醇的烧杯中, 置于超声波清洗机中振动清洗 2 次, 每次 10 min, 并更换无水乙醇, 之后将试样用吹风机吹干。采用 Hitachi S-4800 型冷场发射扫描电子显微镜对 2 种钛合金试样的层裂痂片断口进行观察分析。将与板面法向平行并靠近板面中心的截面为观察面, 将试样主体部分固结在树脂材料中, 进行粗磨、细磨、抛光、腐蚀等, 用 OLYMPUS BX53 光学显微镜来观察腐蚀前后材料层裂损伤发展状况。

2 结果与讨论

冲击波传过钛合金时, 将使其内部形成高密度缺陷, 若冲击波幅值足够高, 钛合金将发生层裂破坏。

表 1 2 种钛合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti-6Al-4V and Ti-47Nb alloys ($\omega/\%$)

Alloy	Ti	Al	V	Nb
Ti-6Al-4V	0.894	0.0623	0.0413	-
Ti-47Nb	0.5704	-	-	0.4696

表 2 2 种钛合金的室温准静态拉伸力学性能

Table 2 Quasistatic tensile mechanical properties and elastic constants of titanium alloys

Alloy	$R_{p0.2}/\text{MPa}$	R_m/MPa	$A/\%$	$Z/\%$
Ti-6Al-4V	932	1085	12.8	38.0
Ti-47Nb	354	363	30.5	94.0

表 3 2 种钛合金的飞片冲击速度与加载压力

Table 3 Shock velocities of flyers and shock pressure in targets of two titanium alloys

Parameter	Ti-6Al-4V			Ti-47Nb		
	1	2	3	1	2	3
Shock velocities of flyers/ $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$	421.05	587.60	848.55	334.45	470.25	695.60
Pressure, P_H/GPa	5.39	7.00	10.24	5.20	6.73	10.00

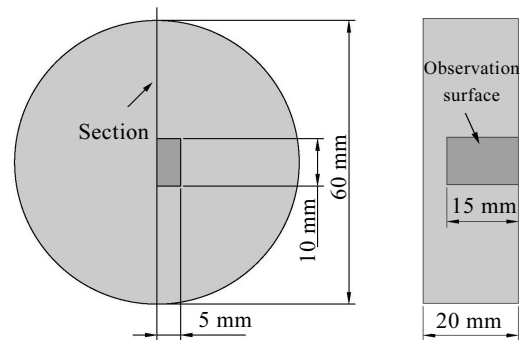


图 1 试样获取方法

Fig.1 Obtaining methods of samples

对经软回收后形成完全层裂的 Ti-6Al-4V 及 Ti-47Nb 合金试样借助 SEM 及 OM, 进行断口及微损伤特征分析, 讨论导致层裂可能发生的材料学因素。

2.1 试样破坏宏观程度对比

图 2 显示了经不同幅值冲击波作用后 2 种钛合金层裂试样宏观破坏程度随冲击波幅值增大的变化趋势。由图可知, 当 Ti-6Al-4V 合金加载波幅值为 10.24 GPa 时, 试样明显开裂, 其内部撕裂为两断裂面, 并造成其自由表面形成圆弧状隆起; 而 Ti-47Nb 合金试样在 P_H 为 6.73 GPa 时就已经撕裂成痂, 且当 P_H 为 10 GPa 时, 破坏程度更为严重并产生多重层裂, 圆弧状隆起更高。说明 Ti-6Al-4V 合金抗层裂破坏能力要强于 Ti-47Nb 合金, 其原因在于 Ti-6Al-4V 合金的高强度。

2.2 层裂断口形貌分析

图 3 为 Ti-6Al-4V 和 Ti-47Nb 合金分别经 10.24 和 6.73 GPa 冲击波作用后的层裂 SEM 断口形貌。层裂断口崎岖不平, 十分粗糙。高倍率下观察均发现 2

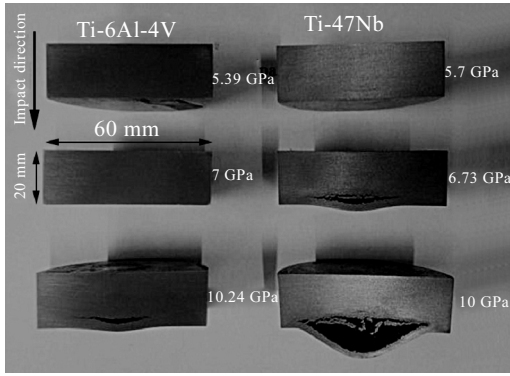


图 2 经不同幅值冲击波作用后 2 种钛合金层裂试样纵剖面的宏观形貌

Fig.2 Longitudinal sectional macrograph of the backing plates for two titanium alloys showing the degree of spall damage in two alloys shocked at different pressures

种合金层裂断口呈韧窝状形貌,说明 2 种合金为韧性断裂特性。另外,在 Ti-6Al-4V 合金试样层裂断口局部还观察到明显区别于韧窝的光滑的小平面,如图 3a 中箭头所指,这是由于稳定状态的 Ti-6Al-4V 合金以密排六方晶体结构(HCP)的 α 相为主, Ti-6Al-4V 合金的断口局部会出现准解理断裂特征,即会出现小刻面(Facet)形貌。两者断口虽都呈韧窝状形貌,但 Ti-6Al-4V 韧窝平均直径仅为 4.4 μm ,明显小于 Ti-47Nb 的 57.1 μm 。Ti-47Nb 合金加载压力为 10 GPa 时,层裂断口形貌与 6.73 GPa 时相似,没有发生明显变化。

2.3 层裂微损伤形核及扩展特征

图 4a~4c 分别为经不同幅值冲击波作用后 Ti-6Al-4V 合金试样中层裂微损伤的显微照片,3 组试样的冲击加载方向示于图 4a 中。 P_H 为 5.39 GPa 时,在合金试样中仅观察到少量离散分布的微孔洞,如图 4a 中箭头所指。 P_H 为 7 GPa 时,出现一条大裂纹,如图 4b 中箭头所指,大裂纹附近出现少量微孔洞与微裂纹,大裂纹并未完全连接。当 P_H 达到 10 GPa 时,形成完全层裂,痂片与主体脱离,且层裂附近微孔洞、微裂纹数量增多。该合金中微孔洞分布较为离散,且无明显方向性,由其连接形成的微裂纹呈现出短而弯曲的特征。图 4d~4f 为 Ti-6Al-4V 合金试样层裂的金相组织。据图可知,该合金中层裂微孔洞大部分形核于板条束中的 α/β 两相界面处,见图 4f 中箭头处。微孔洞形核后,在拉伸波作用下沿 α/β 相界扩展长大,并与其它微孔洞连接,形成微裂纹。如图 4e 所示,微孔洞、微裂纹继续汇合形成大裂纹,在未完全连接的大孔洞或大裂纹之间还观察到剪切力作用下产生的绝

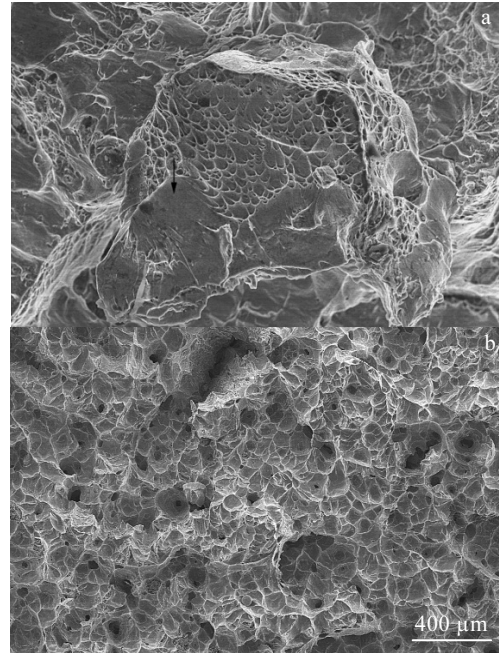


图 3 经 10.24 和 6.73 GPa 冲击波作用后 2 种合金的层裂断口形貌

Fig.3 SEM images of two alloys after shocking at 10.24 and then at 6.73 GPa: (a) Ti-6Al-4V and (b) Ti-47Nb

热剪切带 ASB, 图 4e 中箭头。该剪切带内部平滑,抗腐蚀性好,说明是转变型 ASB^[13]。

图 5a~5c 分别为经不同幅值冲击波作用后 Ti-47Nb 合金试样中层裂微损伤的低倍显微照片,3 组试样的冲击加载方向示于图 5a 中。经 $P_H=5.2$ GPa 的较低幅值冲击波作用后, Ti-47Nb 合金试样中已形成大量离散分布的微孔洞与微裂纹,而在相近幅值冲击波作用后的 Ti-6Al-4V 合金中仅出现了极少量的微孔洞,这也反映出 Ti-47Nb 合金抗层裂破坏能力弱于 Ti-6Al-4V 合金,其原因在于 Ti-6Al-4V 合金的高强度。 P_H 为 7 GPa 时,试样已发生完全层裂形成痂片。当 P_H 增大到 10 GPa 时,形成的痂片面积更大,且在试样中出现多重层裂,且该合金中微裂纹外廓亦呈现出数个圆弧相连的形状,表明该合金中微裂纹由微孔洞直接连通形成。图 5d~5f 分别为 Ti-47Nb 合金层裂试样的金相组织。可以看出, Ti-47Nb 合金中层裂微损伤在晶界及三叉晶界处形核,如图 5e 中箭头部位。微孔洞经历形核、长大,相近的孔洞直接连通形成微裂纹。微孔洞、微裂纹继续汇合形成大裂纹,在未完全连接的大孔洞或大裂纹之间还观察到剪切力作用下产生的 ASB,图 5d 中箭头所指,该剪切带内部晶粒变形程度较大,缺陷分布密集,呈典型的形变型 ASB^[13]。

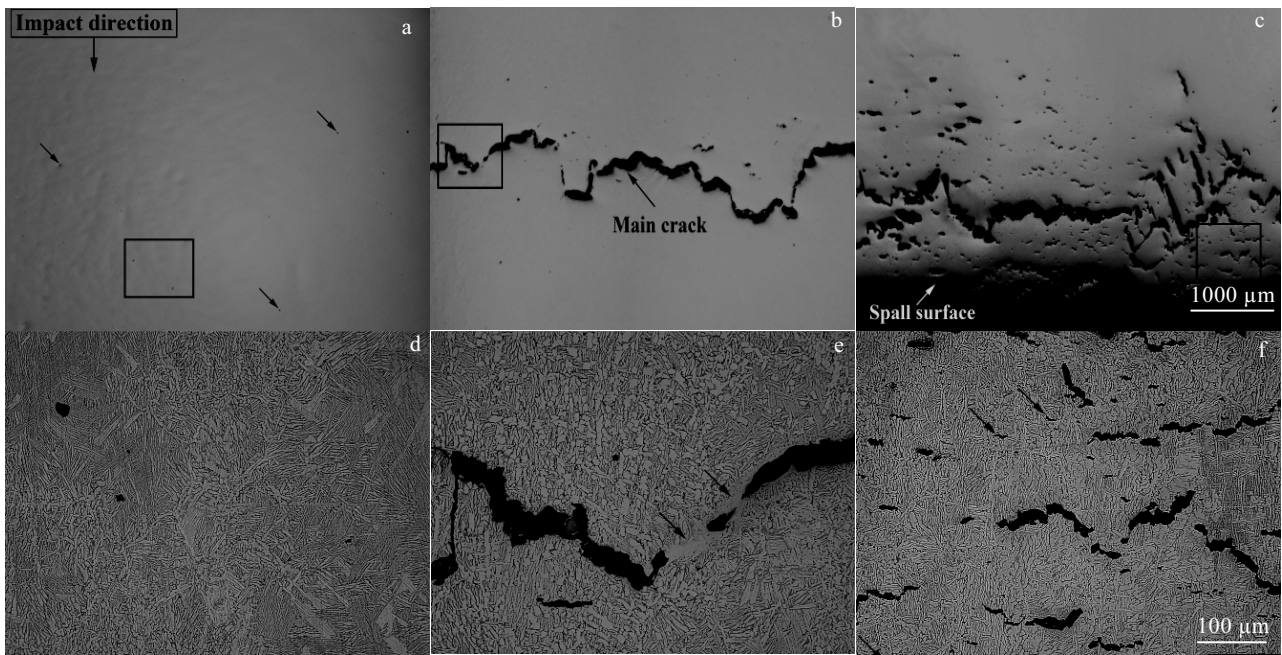


图 4 经不同幅值冲击波作用后 Ti-6Al-4V 合金试样中微观损伤的低倍照片及形核位置及扩展路径

Fig.4 Low magnification morphologies, nucleation site and propagation path of micro damages in Ti-6Al-4V shocked at 5.39 GPa (a, d), 7 GPa (b, e), and 10.24 GPa (c, f)

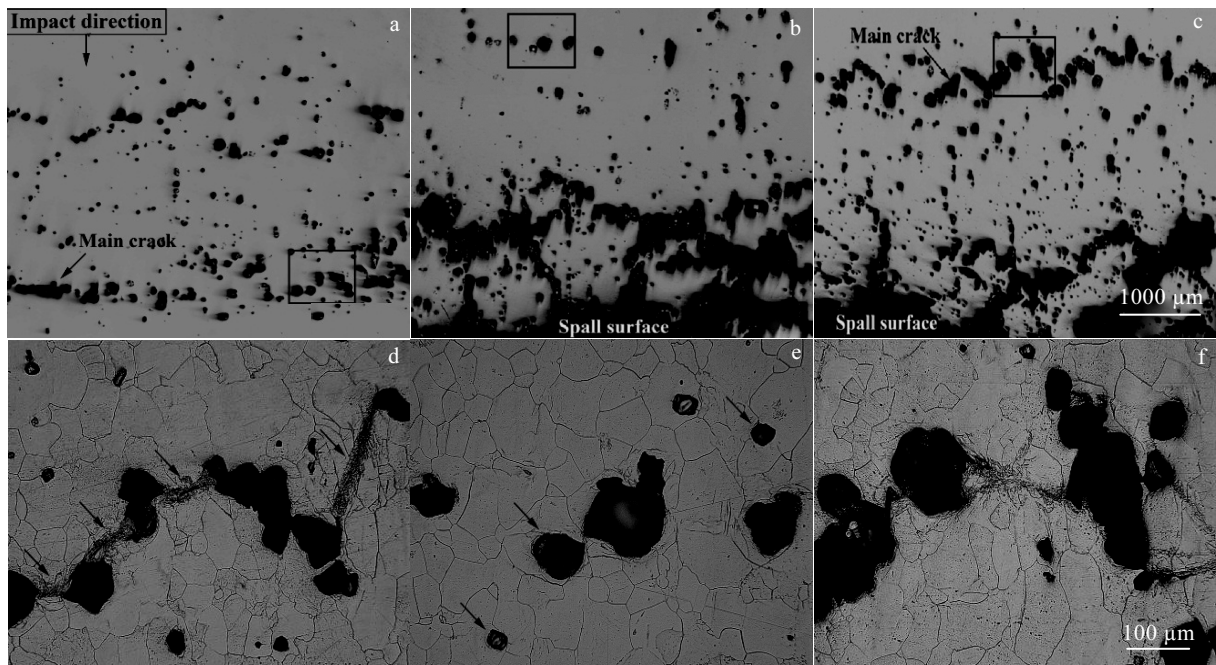


图 5 经不同幅值冲击波作用后 Ti-47Nb 合金试样中微观损伤的低倍照片及形核位置及扩展路径

Fig.5 Low magnification morphologies, nucleation site and propagation path of micro damages in Ti-47Nb shocked at 5.2 GPa (a, d), 6.73 GPa (b, e), and 10 GPa (c, f)

2.4 层裂断裂机理

基于以上分析, 对本研究中 2 种钛合金的层裂破坏机制作如下讨论。

2 种钛合金的层裂破坏过程都是由于微孔洞的形核、长大, 连接成微裂纹, 微孔洞、微裂纹汇合形成大裂纹。当试样厚度足够大时, 随着冲击幅值继续增大, 试样除了受拉伸波作用还会受到侧向稀疏波等复杂作用力影响, 这时材料便失去一维应变特征, 使大裂纹间受到剪切力的影响, 产生 ASB^[10]。随着冲击波幅值增大, 大孔洞或大裂纹会继续沿 ASB 扩展, 加速了层裂破坏的产生, 最终发生完全层裂产生痂片。A. K. Zurek^[14]等人在实验中发现, 钽样品的大空洞之间通过发生剪切变形破坏的剪切带连接。此外, 还有部分学者也得出了类似的结论^[15,16]。

由于 2 种钛合金的晶粒大小、相组成等特征的不同, 层裂破坏过程具有各自不同的特征。Ti-6Al-4V 合金中层裂微孔洞大部分形核于板条束中的 α/β 两相界面处。作为两相合金, α/β 两相界面等高能区域有利于 Ti-6Al-4V 合金内部微损伤形核^[17,18], 故该合金中大部分微孔洞易于在此类位置形核。微孔洞形核后, 在拉伸波作用下沿 α/β 相界长大, 并与其它微孔洞连接, 形成微裂纹。由于 Ti-6Al-4V 晶粒小且是双相组织, 微孔洞沿相界长大时路径弯曲, 形成的微孔洞尺寸较小, 故 Ti-6Al-4V 合金层裂断口韧窝平均尺寸较小。由此可知, 细化组织可使扩展路径崎岖不平, 消耗更多能量, 使 Ti-6Al-4V 合金抗层裂破坏能力提高。Ti-47Nb 合金中层裂微损伤在晶界及三叉晶界处等应力集中的地方形核, 且 Ti-47Nb 合金是单相 β 组织, 属于 bcc 结构, 滑移系多, 塑性好。因此, 晶界处易长成较大的近似球形微孔洞, 故 Ti-47Nb 合金层裂断口中的韧窝直径较大且韧窝较深。随后长大的微孔洞并不是沿着晶界扩展, 而是孔洞间直接连通形成微裂纹。

3 结 论

1) Ti-47Nb 在 P_H 为 6.73 GPa 时即出现完全层裂并产生痂片, 而 Ti-6Al-4V 在 P_H 为 10.24 GPa 时才出现完全层裂, 同时 Ti-6Al-4V 合金在 P_H 为 5.39 GPa 时, 只能观察到少量的微孔洞, 而 Ti-47Nb 合金在 P_H 为 5.2 GPa 时已出现大量微孔洞与微裂纹, 这一切均表明 Ti-6Al-4V 合金抗层裂破坏能力要强于 Ti-47Nb 合金, 原因在于 Ti-6Al-4V 合金的高强度。

2) 2 种合金层裂断口均为韧窝状形貌, 呈现韧性断裂特性。Ti-47Nb 合金层裂断口的韧窝平均直径远大于 Ti-6Al-4V 合金, 且其韧窝较深, 为韧性断裂; 另外在 Ti-6Al-4V 试样层裂断口局部还观察到了光滑的小平

面, 这与 Ti-6Al-4V 合金中 α 相的 HCP 结构有关。

3) Ti-6Al-4V 合金中的层裂微孔洞大多在 α/β 两相界面处形核, 微孔洞相互连接形成微裂纹, 并沿相界扩展。在侧向稀疏波等剪切力作用下大孔洞或大裂纹间易形成转变型 ASB, 大孔洞或大裂纹将沿转变型 ASB 扩展, 最终发生完全层裂。Ti-47Nb 合金中的微孔洞主要在晶界或三叉晶界处形核、长大, 微孔洞直接连通形成微裂纹, 微孔洞、微裂纹汇合形成的大孔洞或大裂纹将继续沿着形变型 ASB 扩展, 最终发生完全层裂。

参考文献 References

- [1] Meyers M A. *Dynamic Behavior of Materials*[M]. New York: John Wiley & Sons Inc, 1994: 523
- [2] Hopkinson B. *Philosophical Transactions of the Royal Society (London) A*[J], 1914, V213: 437
- [3] Davison L, Stevens A L. *Journal of Applied Physics*[J], 1973, 44: 667
- [4] Xing Xiusan(邢修三). *Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics(力学学报)*[J], 1991, 23(1): 123
- [5] Bai Yilong(白以龙), Ke Fujiu(柯孚久), Xia Mengfen(夏蒙芬). *Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics(力学学报)*[J], 1991, 23(3): 290
- [6] Huang Zhuping(黄筑平), Yang Liming(杨黎明), Pan Kelin(潘客麟). *Advances in Mechanics(力学进展)*[J], 1993, 23(4): 433
- [7] Zhang Zhu(张 翥), Wang Qunjiao(王群骄), Mo Wei(莫 畏). *Titanium Metal Science and Heat Treatment(钛的金属学和热处理)*[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2009
- [8] Leyens C, Peters M. *Titanium and Titanium Alloys*[M]. Weinheim: Wiley-VCH GmbH & Co KGaA, 2003: 23
- [9] Liang Shujin(梁书锦), Hou Fengqi(侯峰起), Li Yinghao(李英浩) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2015, 44(9): 2203
- [10] Qi Meilan(祁美兰). *Thesis for Doctor(博士论文)*[D]. Wuhan: Wuhan University of Technology, 2006
- [11] Hang Zhengping(黄正平). *Explosion and Shock Electrical Measurement Technology(爆炸与冲击电测技术)*[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2006: 141
- [12] Jing Fuqian(经福谦), Chen Junxiang(陈俊祥). *Dynamic High Pressure Principle and Technology(动高压原理与技术)*[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2006: 39
- [13] Tan Chengwen(谭成文), Wang Fuchi(王富耻), Li Shukui(李树奎). *Ordnance Material Science and Engineering(兵器材料科学与工程)*[J], 2003, 26(5): 62

- [14] Zurek A K, Thissell W R, Trujillo C P *et al.* *Los Alamos Science*[J], 2003: 111
- [15] Benzerga A A. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*[J], 2002, 50: 1331
- [16] Bandstra J P, Koss D A. *Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 387(1): 399
- [17] Me-Bar Y, Boas M, Rosenberg Z. *Materials Science and Engineering*[J], 1987, 85(1-2): 77
- [18] Boidin X, Chevrier P, Klepaczko J R *et al.* *International Journal of Solids and Structures*[J], 2006, V43 (14-15): 4595

Spall Microstructure Characteristics and Fracture Mechanism of Ti-6Al-4V and Ti-47Nb Alloys under Dynamic High-pressure Loading

Liu Hui¹, Yu Xiaodong², Tan Chengwen², Zhao Huilin², Chen Xiujuan³

(1. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

(2. Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

(3. School of Mechanical and Electrical Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

Abstract: Spall microstructure characteristics and fracture mechanism of Ti-6Al-4V and Ti-47Nb alloys were studied by plate impact experiments and “sample soft-capture” technology under the dynamic high-pressure loading, as well as microscopic analyses using optical microscopy and scanning electronic microscopy. The results indicate that Ti-6Al-4V alloy has stronger ability of spall resistance than Ti-47Nb alloy because of the high strength of Ti-6Al-4V alloys. The micro-voids in the spalled Ti-6Al-4V alloy almost nucleate at the α/β phase boundaries and propagate along the phase boundaries, and the micro-cracks of Ti-47Nb alloy are directly connected through micro-voids. Subsequently, the adiabatic shear band (ASB), which forms between macroscopic voids or main cracks, promotes the spall fracture of samples. Ti-6Al-4V and Ti-47Nb alloys fracture with ductile characteristics.

Key words: titanium alloys; soft-capture; spall fracture; fracture mechanism

Corresponding author: Yu Xiaodong, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, P. R. China, E-mail: yuxiaodong.bit@163.com