

新型 $\alpha+\beta$ 双相钛合金板抗高速冲击损伤行为研究

吴静怡^{1,2}, 杨柳^{1,2}, 代广霖³, 刘昕^{1,2}, 蔡晓文^{1,2}, 王莹^{1,2}

(1. 攀钢集团研究院有限公司 钒钛资源综合利用国家重点实验室, 四川 攀枝花 617000)

(2. 成都先进金属材料产业技术研究院股份有限公司, 四川 成都 610300)

(3. 攀钢集团 攀枝花钛材有限公司 江油分公司, 四川 江油 621701)

摘要: 采用直径 7.5 mm 钢丸对新型 Ti-Mo-V 系 $\alpha+\beta$ 双相钛合金板材进行高速冲击试验, 使用光学显微镜及扫描电镜, 对等轴组织板材抗高速冲击损伤行为进行分析。结果表明: 钢丸高速冲击后, 损伤部位均未观察到明显的分区现象。冲击着板瞬间, 相比于钢丸垂直高速冲击, 钢丸冲击方向与板法线方向存在较小偏角时, 板材更易发生高速冲击破坏失效, 沿板材正面冲击损伤中轴线侧剖后可观察到非对称形态的冲击损伤。冲击损伤部位均形成绝热剪切带, 主要分布在正面冲击损伤部位中心及两侧区域, 其分布形式主要包括: (1) 在冲击损伤中心处呈半弧状分布; (2) 在冲击损伤部位两侧沿高速冲击方向约呈 45° 分布, 绝热剪切失效是板材防护失效的主要原因。

关键词: 钛合金; 高速冲击损伤; 绝热剪切带; 防护性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)02-0615-07

在作战环境日益复杂的大背景下, 现代战争对武器装备的要求逐步提高, 灵活、机动的对地面武器装备进行战斗部署是现代战争制胜的重要因素之一。因此, 制造机动性良好、轻量化的装甲步战车、火炮等是未来地面武器装备发展的必然方向^[1]。钛合金密度小, 比强度高, 耐腐蚀, 是一种极具潜力的轻型化防护材料。

在现有钛合金防护材料的研究中, TC4 合金是研究最为广泛的钛合金材料之一, 众多学者以 TC4 合金的静动态力学性能、防护性能及其绝热剪切行为为切入点, 通过合金化、多种材料复合化及热处理手段来提高钛合金材料的防护性能^[2-5]。还有学者则以廉价合金元素替代贵金属的方法, 降低材料成本, 研发出如成本低于常规 TC4 钛合金的 Ti-5322 钛合金等低成本化钛合金防护材料^[6,7]。国内某研究机构采用钛-钢联合生产线的方法, 制备了一种低成本高强度新型 Ti-Mo-V 系 $\alpha+\beta$ 双相钛合金材料, 其兼具了 TC4 合金稳定的防护性能及 Ti-5322 合金低成本的优点, 在 8~10 mm 的单张板极限厚度条件下, 仍能保持较好的防护性能, 在轻型防护材料制造领域具有广泛应用前景。

对于钛合金高速冲击损伤行为的研究, 有学者从损伤形态、组织性能角度研究冲击宏观损伤类型和失效机制, 认为钢丸在对板材进行高速冲击的过程主要

可分为开坑、稳定冲击 2 个阶段, 裂纹沿绝热剪切带萌生、扩展并生成大裂纹是板材防护失效的主要原因^[6]; 有学者从微观结构演化角度出发, 探索不同成分、组织的钛合金宏、微观损伤形态和分布规律^[8]。针对绝热剪切带的研究大多还是利用霍普金森压杆进行实验, 或者利用数值仿真对剪切带的形成进行模拟^[9]。现有研究中, 将从帽型样或圆柱样上进行压缩或剪切实验获得的绝热剪切带萌生及扩展规律, 运用到弹丸高速冲击试验的分析中的研究较少。这里使用 7.5 mm 钢丸对等轴组织新型 Ti-Mo-V 系 $\alpha+\beta$ 双相钛合金板进行高速冲击测试, 获得不同损伤状态的板材高速冲击损伤数据, 使用光学显微镜及扫描电镜对新型 Ti-Mo-V 系 $\alpha+\beta$ 双相钛合金板材进行高速冲击损伤行为研究, 对丰富钛合金防护材料的设计与选择, 促进新型 Ti-Mo-V 系 $\alpha+\beta$ 双相钛合金研发进展, 提高钛合金板材的防护性能有重要意义。

1 实验

实验材料为厚度 8 mm 的新型 Ti-Mo-V 系 $\alpha+\beta$ 双相型钛合金板材, 采用直径 7.5 mm 钢丸对钛合金板材进行 0° 垂直高速冲击和 5° 小倾角高速冲击, 钢丸冲击速度约为 325~350 m/s。使用线切割工艺对高速冲击后板材冲击损伤进行取样, 将冲击损伤沿板材正面损伤

收稿日期: 2021-04-09

作者简介: 吴静怡, 女, 1991 年生, 硕士, 副研究员, 成都先进金属材料产业技术研究院股份有限公司, 四川 成都 610300, 电话: 028-83303973, E-mail: jyjwujingyi@pzhsteel.com.cn

部位中轴线对剖获得侧剖金相试样。使用 ZEISS Imager. M2m 光学显微镜和 JSM-7900F 扫描电镜对冲击处附近显微组织和破坏特征进行观察,对等轴新型 $\alpha+\beta$ 双相钛合金板材高速冲击损伤行为进行探讨。

通过形变热处理手段,获得显微结构为等轴组织的 Ti-Mo-V 系 $\alpha+\beta$ 双相型钛合金板材,板材显微组织见图 1。如图 1a 所示,在光学显微镜下新型 Ti-Mo-V 系 $\alpha+\beta$ 双相型钛合金板材组织中初生 α 相为白亮色, β 相则为深灰色。如图 1b 所示,在扫描电子显微镜下组织中 α 相为深色区域, β 相为浅色区域。等轴组织由大量初生 α 相及少量 β 转变组织构成,初生 α 相平均晶粒尺寸约为 $6.4\ \mu\text{m}$,初生 α 相体积占比约为 77%。

2 结果与讨论

2.1 宏观损伤特征

图 2 为等轴组织 Ti-Mo-V 系钛合金板材冲击损伤宏观形貌照片, 0° 垂直高速冲击、 5° 小倾角高速冲击损伤试样编号分别为 1#, 2#。1# 试样对应板材有效阻止了钢丸高速冲击,对冲击损伤进行侧剖观察,在正面弹着处存在一以高速冲击轴为对称轴的对称形态浅坑,钢丸高速冲击深度约为 $1.7\ \text{mm}$,板材正面开坑尺寸约为 $13.7\ \text{mm}$,板材背面可观察到轻微背凸现象。2# 试样未能对钢丸高速冲击进行有效防护,板材正面弹着处存在一肉眼可见裂纹,该裂纹沿高速冲击方向贯穿整个板材,但钢丸未能完全穿透板材。2# 试样冲

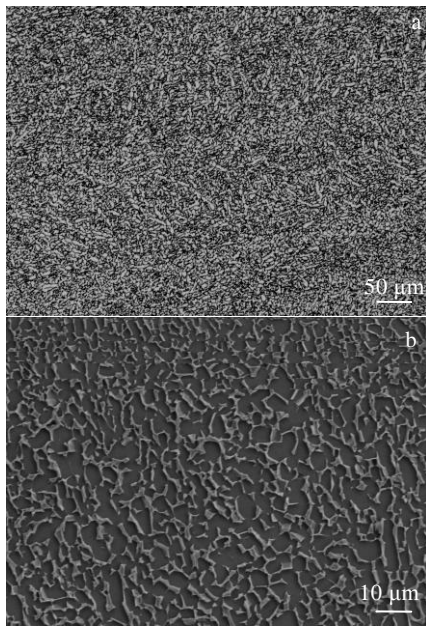


图 1 Ti-Mo-V 系板材显微组织

Fig.1 OM (a) and SEM (b) microstructures of the Ti-Mo-V plates

击处侧剖后可见冲击处损伤形态与 1# 试样冲击处形态差异大,冲击损伤不存在对称形态,开坑尺寸约为 $11.7\ \text{mm}$,板材背面存在背凸现象。

2.2 微观损伤特征

2.2.1 有效防护板材微观损伤特征

图 3 为有效防护冲击损伤侧剖金相照片。对 1# 试样冲击损伤边缘形貌进行观察,可见明显的沿高速冲击方向向板材背面凸出的加工流线,试样对应板材对钢丸高速冲击进行了有效防护。试样宏观损伤形式为靶材弹着点形成了永久性的凹坑,冲击处形状大致呈圆形,形状较为规则。如图 3 所示,在 1# 试样对应板材正面冲击损伤处顶部观察到一白亮区域。板材背面有轻微背凸,存在大量长度在 $10\ \mu\text{m}$ 左右的微裂纹,还可观察到一长度约为 $1.46\ \text{mm}$ 裂纹,裂纹方向与高速冲击方向呈 45° 夹角。

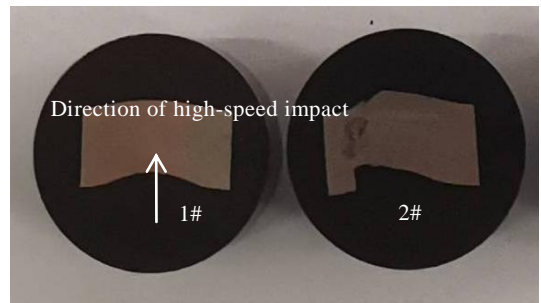


图 2 有效阻止和未阻止钢丸高速冲击损伤宏观形貌

Fig.2 Macroscopic configuration of penetration crater for effective protection specimen 1# and failed protection specimen 2#

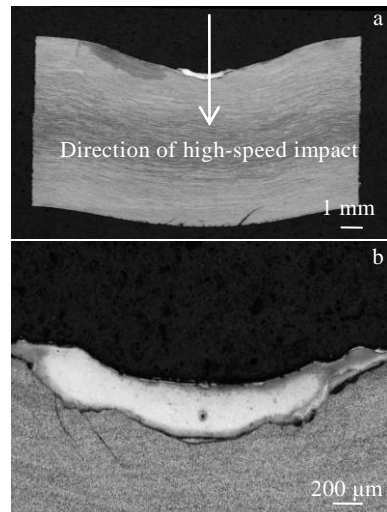


图 3 有效防护冲击损伤侧剖金相照片

Fig.3 Metallographic photographs of effective protection crater penetrated vertically: (a) low magnification and (b) high magnification

图 4 为有效防护冲击处及沿标准线 EDS 能谱分析结果。如图 4a 所示，图片上部为板材基体组织，下部为白亮区域，在高放大倍数下，白亮区域与钛侧界面分界明显，界面平滑。对该区域的 EDS 线扫描表明，白亮区域主要元素成分为 Fe，Ti-Fe 界面未观察到代表新相生成的成分平台存在，由此确认白亮区域为钢丸金属残留物。钢丸在高速冲击时，最先接触到板材的弹着点处因高速冲击而局部形成高温，使钢丸表层金属熔化，冲击结束后残留在冲击顶点处。

在白亮区域与板材相接的界面处，观察到 2 种形态的绝热剪切带。图 5 为弹着点附近有效防护冲击损伤白亮区域绝热剪切带。如图 5 所示，冲击损伤中心两侧可观察到较为对称分布的、与高速冲击方向呈 45° 的多条绝热剪切带，冲击损伤中心区域观察到一条与高速冲击方向近乎垂直的绝热剪切带存在。

使用扫描电子显微镜对板材正面冲击处剪切带结构进行进一步观察，图 6 为有效防护冲击处绝热剪切带扫描电镜照片。如图 6a 和 6b 所示，在冲击损伤中心区域仅观察到一条绝热剪切带的存在，该带长度约为 0.61 mm，平均宽度约为 $8\ \mu\text{m}$ ，与高速冲击方向近乎垂直。除在板材内存在的一段外，该条带还在板材与钢丸金属残留物界面处延伸。剪切

带同基体组织间呈过渡状，靠近剪切带边缘的基体组织拉长变形，在带边缘组织可观察到细小的相颗粒。如图 6c 和 6d 所示，在冲击损伤中心两侧可见对称分布的多条绝热剪切带群，其延伸方向与高速冲击方向约呈 45° ，带平均宽度在 $3\sim 5\ \mu\text{m}$ 。该类型剪切带多萌发于钢丸残留金属同板材相接的尖锐转折处，在向板材内部延伸过程中，部分剪切带出现分叉弯折扭转现象。随着剪切带的形成，板材局部区域内聚集的能量得到释放，形成一条剪切带就可协调周围一定范围内的变形，因此剪切带群内带与带间相隔一定距离。

对板材背面结构进行观察，图 7 为有效防护冲击损伤背面裂纹形貌照片。板材背面有轻微背凸，存在大量长度在 $10\ \mu\text{m}$ 左右的微裂纹，还可观察到一长度约为 1.46 mm 裂纹，裂纹方向与高速冲击方向呈 45° 夹角。如图 7 所示，微裂纹主要集中在弹着处板材背面相应位置，多数裂纹短而粗，只有个别裂纹较长。如图 7c 所示，对较长裂纹在高放大倍数下观察，可见裂纹尖端头处由许多微小的孔洞连结而成，孔洞多在相界面处萌生，孔周围的基体组织没有观察到明显的变形。在孔洞及裂纹周围，均未观察到明显的绝热剪切带的存在。

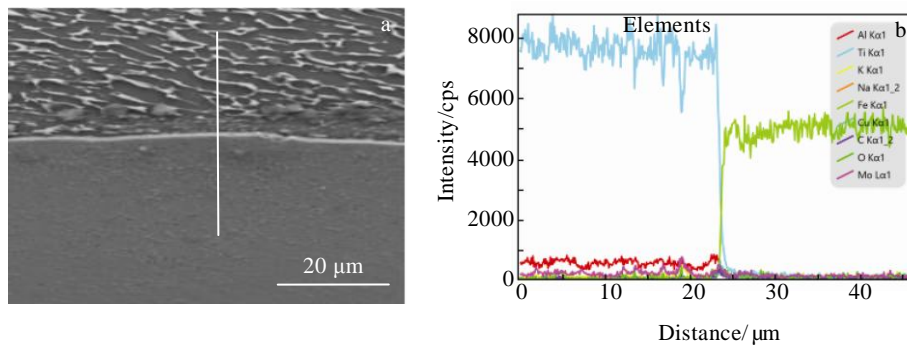


图 4 有效防护冲击处及沿标准线 EDS 元素线扫描

Fig.4 Microstructure of effective protection crater (a) and EDS element line scanning along marked line (b)

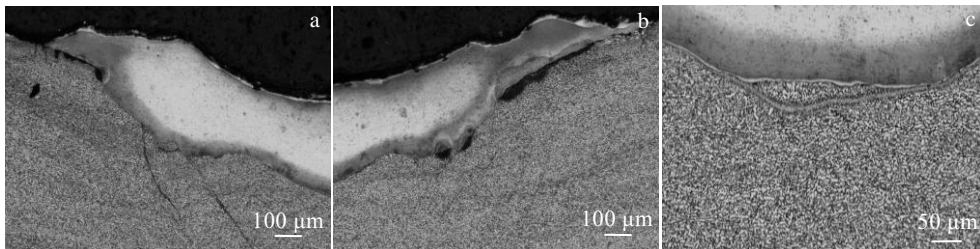


图 5 有效防护冲击损伤白亮区域绝热剪切带

Fig.5 Adiabatic shear bands (ASBs) at white area of the effective protection crater: (a) ASBs on the left side of the crater; (b) ASBs on the right side of the crater; (c) full view of the ASBs

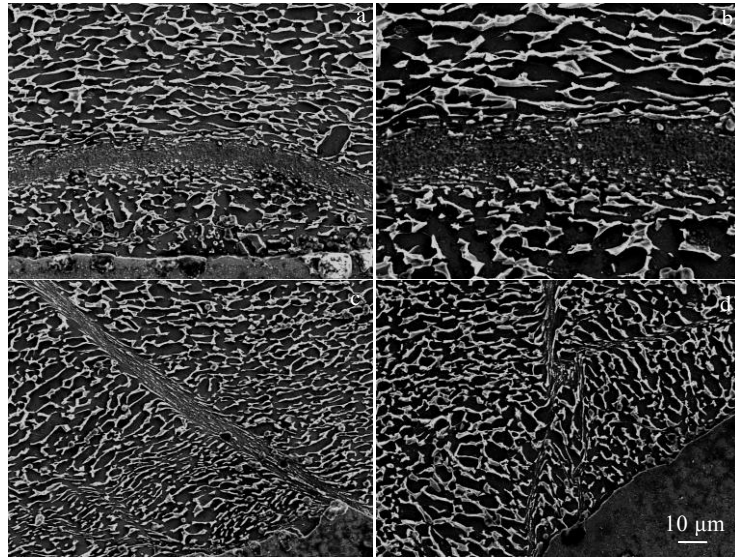


图 6 有效防护冲击损伤绝热剪切带 SEM 照片

Fig.6 SEM images of adiabatic shear bands at effective protection crater: (a, b) ASBs on the impact center; (c, d) ASBs on the both sides of the impact center

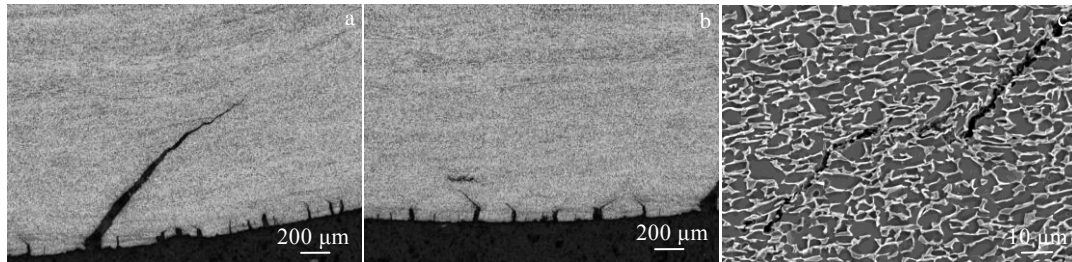


图 7 有效防护冲击处背面裂纹形貌

Fig.7 Morphologies of cracks at the back surface of the effective protection crater: (a, b) characteristic cracks at low magnification; (c) characteristic cracks at high magnification

2.2.2 防护失效板材损伤特征

使用金相显微镜对防护失效试样进行观察，图 8 为防护失效试样冲击损伤侧剖照片。2#试样板材未能对钢丸高速冲击进行有效防护，有一裂纹从板材正面到背面贯穿。板材正面一侧冲击损伤与高速冲击方向近乎平行，呈现出典型冲塞破坏特征，另一侧冲击则与 1#试样板材正面冲击损伤形态类似，在冲击损伤中心区域存在一白亮区域，应为钢丸金属残留物。如图 8b~8d 所示，与 1#试样冲击处附近观察到的剪切带形态类似，2#试样临近白亮区域的板材基体上观察到 2 种不同形态的绝热剪切带，一种在冲击损伤中心处以曲线形式存在，一种在发生冲塞破坏侧，以与试样表面呈 45°夹角形态存在。

对防护失效试样对应板材正面冲击处形貌进行观察，图 9 为防护失效冲击处绝热剪切带照片，在该区域可观察到绝热剪切带分叉及交截现象。使用扫描电子显微镜对裂纹进行观察，大裂纹边缘两侧均可见平均带宽约为 3 μm 灰色的绝热剪切带，即裂纹沿绝热剪切带萌生，并沿带中心部位扩展。小裂纹从冲击处尖锐处萌发，沿剪切带一侧扩展，其附近剪切带宽度为 2~5 μm。绝热剪切带内应力应变集中使得带内组织发生不均匀变形，和周围组织变形程度不匹配，这种非均匀变形正是材料微裂纹和微孔洞的起源。微裂纹和微孔洞聚合并沿绝热剪切带扩展，形成宏观裂纹，并最终导致材料沿剪切带断裂^[10]。

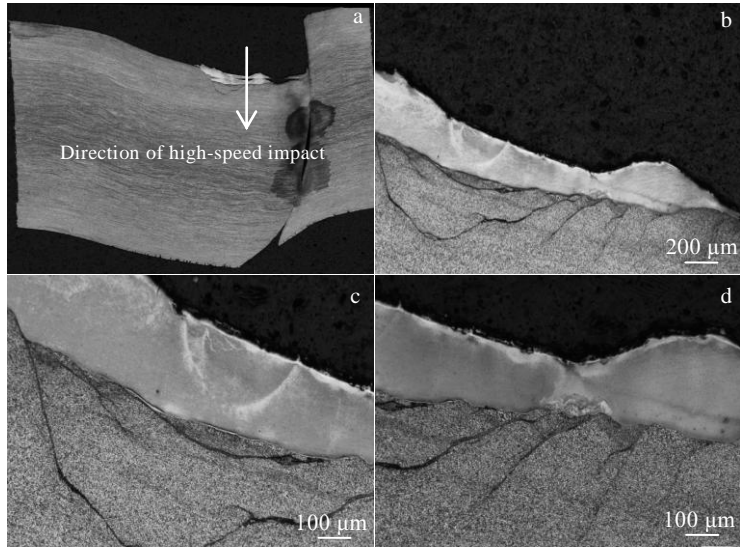


图 8 防护失效冲击处照片

Fig.8 Metallographic photographs of failed protection crater: (a) full view of the crater; (b~d) typical microstructures at the different positions of the crater

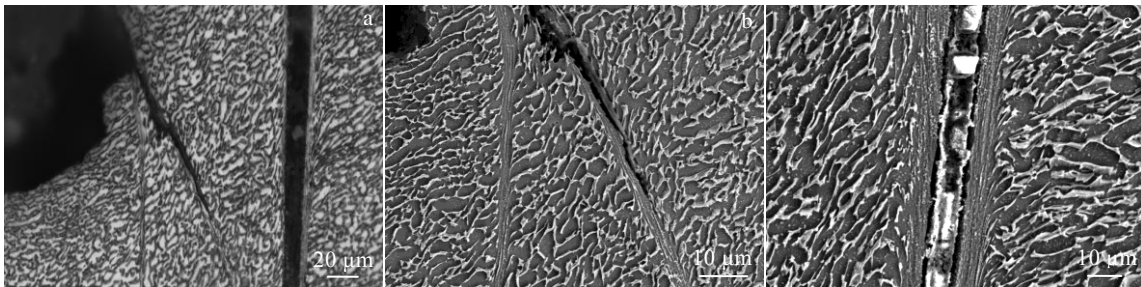


图 9 防护失效冲击处绝热剪切带

Fig.9 Adiabatic shear bands of failed protection crater: (a, b) cross-section of the ASBs; (c) bifurcation of the ASBs

对 2#试样对应板材背面形貌进行观察，图 10 为防护失效冲击处背面裂纹形貌。在板材背面共观察到 2 种形态的裂纹，一种为肉眼可见的宏观裂纹，如图 10a 和 10b 所示，宏观裂纹从板材背面沿绝热剪切带一侧萌发，并沿绝热剪切带扩展，裂纹尖端处宽度约为 $5\ \mu\text{m}$ ；一种为细短的小微裂纹，平均宽度在 $2\sim 3\ \mu\text{m}$ 间，注意到微裂纹与之前观察到沿相界面延伸的裂纹不同，其从不同相间穿过向板材内部延伸。对图 10 中绝热剪切带进行观察，发现绝热剪切带在金相显微镜下颜色白亮，带中晶粒被拉长变形，带内存在清晰的剪切变形流线，不同相可通过颜色区分，基体组织与带边界间存在过渡，过渡边界不平整。

2.3 产生损伤的微观机理

当钢丸高速冲击板材时，冲击载荷以应力波形式

出现，板材产生损伤直至破坏消耗时间在几微秒左右。在高速冲击过程中，弹丸和板材都发生了塑性变形，弹丸的变形主要集中在弹头部分，而板材发生了环状的塑性挠曲变形^[11]。因此如图 2 所示，试样开坑尺寸均大于钢丸直径($7.5\ \text{mm}$)。1#试样冲击损伤处开坑尺寸大于 2#试样，说明在开坑过程中，1#试样对应板材将更多的冲击功转化为塑性功，钢丸的剩余高速冲击速度有所减弱，冲击深度也相对更小。1#试样对应板材的防护性能优于 2#试样，即表现为 1#试样有效对钢丸高速冲击进行防护，而 2#试样对应板材则防护失效。通过对比 2 种试样宏观损伤形貌，认为钢丸侵入角度变化是试样对应板材防护性能存在差异的主要原因。高速冲击过程中钢丸侵入斜射会降低板材防护性能，沿冲击处中轴线侧剖后可见非对称形态冲击损伤存在。

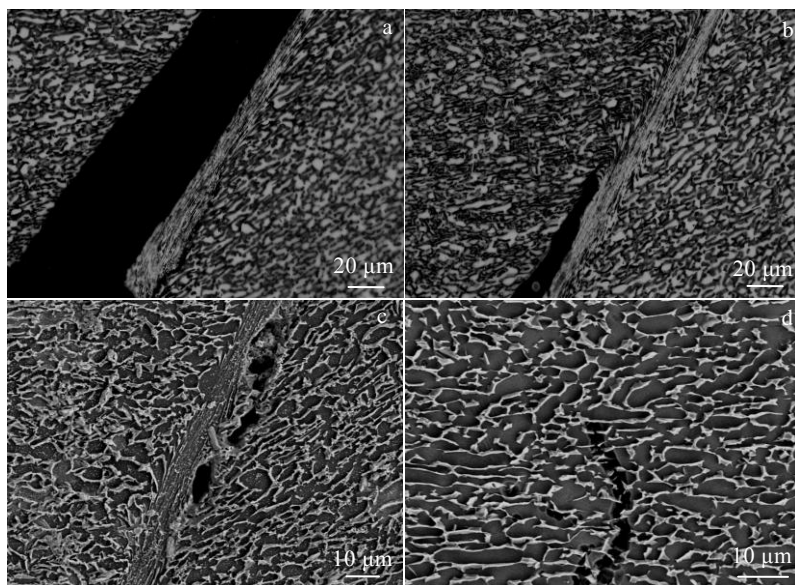


图 10 防护失效冲击处背面裂纹形貌

Fig.10 Morphologies of cracks at the back surface of the failed protection crater: (a, b) macroscopic cracks; (c, d) microscopic cracks

对于厚度在 10 mm 以上钛合金单张板材而言,当钢丸对板材进行高速冲击时,板材冲击处宏观损伤区域一般可分为 3 部分:(1) 开坑区;(2) 稳定高速冲击区;(3) 冲塞或背面崩落^[5]。绝热剪切带主要集中在稳定高速冲击区域,在开坑阶段和最后的冲塞阶段几乎没有发现绝热剪切带^[12]。如图 3a 和图 8a 所示,本研究高速冲击测试使用板材板厚较薄(8 mm),无论板材是否对钢丸高速冲击进行有效防护,宏观冲击损伤处均未观察到明显的分区现象。在图 5 和图 8 中可见绝热剪切带主要分布在正面弹着处冲击损伤中心及两侧区域,且均观察到 2 种形态的绝热剪切带:(1) 在冲击中心处呈半弧状分布;(2) 在冲击中心两侧沿冲击方向约呈 45°分布。李淑华等^[13]在对 Ti-6Al-4V 合金板材弹着点微观组织变化与损伤进行研究时,也观察到类似的现象,板材与受力方向呈 45°角方向的剪切应力值最大,绝热剪切带易沿着剪切力最大方向进行扩展、延伸。半弧状绝热剪切带实际形成原理与沿高速冲击方向 45°延伸绝热剪切带一致,冲击处中心附近区域产生沿高速冲击方向 45°延伸绝热剪切带相互连接,即形成半弧状绝热剪切带。如图 6 及图 9 所示,绝热剪切带内组织被严重拉长变形,带内有清晰的剪切变形流线。剪切带内组织与周围基体材料间变形不协调,这种不均匀变形即会成为微孔洞和微裂纹的形核点^[10]。在一定条件下,绝热剪切带内微孔及微裂纹相互连接长大是板材防护失效的主要原因^[14]。

3 结论

1) 对厚度为 8 mm 的新型 Ti-Mo-V 系 $\alpha+\beta$ 双相钛合金板材进行高速冲击测试,钢丸高速冲击后,损伤部位均未观察到明显的分区现象。

2) 钢丸侵入角度变化是试样对应板材防护性能存在差异的主要原因。高速冲击过程中钢丸侵斜入射会降低板材防护性能,沿冲击处中轴线侧剖后可见非对称形态冲击损伤存在。

3) 冲击损伤部位均形成绝热剪切带,主要分布在正面冲击损伤部位中心及两侧区域,其分布形式主要包括:(1) 在冲击损伤中心处呈半弧状分布;(2) 在冲击损伤部位两侧沿高速冲击方向约呈 45°分布。绝热剪切失效是板材防护失效的主要原因。

参考文献 References

- [1] Ren Qinghua(任庆华), Zhang Lijun(张利军), Xue Xiangyi(薛祥义) *et al.* *World Nonferrous Metals*(世界有色金属)[J], 2017, 10(2): 1
- [2] Zheng Chao(郑超), Wang Fuchi(王富耻), Cheng Xingwang(程兴旺) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2013, 23(S1): 545
- [3] Li G A, Zhen L, Lin C *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 395: 98
- [4] Miao Cheng(苗成), Liu Jiangnan(刘江南), Zhong Tao(钟涛)

- et al. Ordnance Material Science and Engineering*(兵器材料科学与工程)[J], 2012, 35(5): 68
- [5] Zheng Chao(郑超), Zhu Xiurong(朱秀荣), Xin Haiying(辛海鹰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(1): 243
- [6] Sun Gengchen(孙庚辰), Dong Jiexiang(董家祥), Zhang Zhishen(张志深) *et al. Acta Armamentarii*(兵工学报)[J], 1993, 4: 75
- [7] Zhai Jing(翟景), Xin Wenjun(信文君), Guo Anzhen(郭安振) *et al. Ordnance Material Science and Engineering*(兵器材料科学与工程)[J], 2014, 37(5): 106
- [8] Hu Jiarong(胡嘉蓉), Tao Chunhu(陶春虎), Wu Guanhua(邬冠华) *et al. Failure Analysis and Prevention*(失效分析与防护)[J], 2017, 12(6): 392
- [9] Zhang Jing, Tan Chengwen, Ren Yu *et al. Trans Nonferrous Met Soc China*[J], 2011, 21: 2396
- [10] Zhou Wei(周伟), Ge Peng(葛鹏), Xin Haiying(辛海鹰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(4): 781
- [11] Chen Li(陈立), Li Yongchi(李永池), Wang Lili(王礼立). *Explosion and Shock Waves*(爆炸与冲击)[J], 1994, 14(3): 217
- [12] Li Jinquan(李金泉), Huang Dewu(黄德武), Duan Zhanqiang(段占强) *et al. Acta Armamentarii*(兵工学报)[J], 2005, 26(1): 61
- [13] Li Shuhua(李淑华), Shen Dawei(沈大为), Sun Kai(孙凯) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(8): 1073
- [14] Lee Donggeun, Lee Youhwan, Lee Sunghak *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2004, 35(11): 3103

High-Speed Impact Damaging Behavior of Equiaxed New-Type $\alpha+\beta$ Dual-Phase Titanium Alloy Plates

Wu Jingyi^{1,2}, Yang Liu^{1,2}, Dai Guanglin³, Liu Xin^{1,2}, Cai Xiaowen^{1,2}, Wang Ying^{1,2}

(1. State Key Laboratory of Vanadium and Titanium Resources Comprehensive Utilization, Pangang Group Research Institute Co., Ltd, Panzhihua 617000, China)

(2. Chengdu Advanced Metal Materials Industrial Technology Research Institute Co., Ltd, Chengdu 610300, China)

(3. Jiangyou Branch, Panzhihua Titanium Material Co., Ltd, Pangang Group, Jiangyou 621701, China)

Abstract: A series of high-speed impact tests, with 7.5 mm projectiles, were performed on new-type Ti-Mo-V based $\alpha+\beta$ dual-phase titanium alloy with equiaxed grains. The penetration damage was analyzed by optical microscope and scanning electron microscope. The results show that there is no obvious zoning phenomenon in the macro crater whether the plates are perforated or not. At the impact point, the change of the projectile penetration angle results in the change of the penetration shape. The protective property of the plates will decrease when the projectile penetrates obliquely, and the asymmetric shape crater can be seen by side-cutting along the central axis of the crater. There are two kinds of adiabatic shear bands which are distributed in the center and two sides of the impact crater: (1) semi-arc distribution in the center of the impact crater; (2) on both sides of the crater center, the distribution is about 45° along the direction of penetration. The maximum shear stress is in the direction of 45° , and the adiabatic shear band is easy to expand and extend along the direction of the maximum shear stress. The connection and growth of the micro-hole and the micro-crack are the main reason for the failure of the protection.

Key words: titanium alloy; high-speed impact injury; adiabatic shear bands; protective property

Corresponding author: Wu Jingyi, Master, Associate Researcher, Chengdu Advanced Metal Materials Industrial Technology Research Institute Co., Ltd, Chengdu 610300, P. R. China, Tel: 0086-28-83303973, E-mail: jyjwujingyi@pzhsteel.com.cn