

Ti/Al₃Ti 金属间化合物基层状复合材料 抗侵彻性能数值模拟

史明东, 原梅妮*, 何小晶, 陈贺贺

(中北大学 机电工程学院, 太原 030051)

摘 要: 采用 LS-DYNA 非线性有限元软件对 Ti/Al₃Ti 金属间化合物基层状(MIL)复合材料靶板的弹道侵彻过程进行了数值模拟。考察了等厚度下 Ti 体积分数、层数和材料梯度分布对复合材料抗侵彻性能的影响。结果表明, Ti 体积分数约为 20% 时, 靶板的抗侵彻性能最好。随着层数的增加, 复合材料靶板的抗侵彻性能逐渐增强; 但超过 25 层后, 靶板的抗侵彻性能逐渐趋于稳定。不同铺层结构功能梯度板的抗侵彻性能相差较大, 正向铺层梯度板的抗侵彻性能明显优于等厚均质复合材料靶板。

关键词: 金属间化合物基层状复合材料; 弹道侵彻; 数值模拟; 微观结构; LS-DYNA

中图分类号: TB331 **文献标志码:** A **文章编号:** 1000-3851(2018)08-2286-07

Numerical simulation of ballistic penetration of Ti/Al₃Ti metal-intermetallic laminate composites

SHI Mingdong, YUAN Meini*, HE Xiaojing, CHEN Hehe

(School of Mechanical and Electrical Engineering, North University of China, Taiyuan 030051, China)

Abstract: The ballistic penetration process of projectile with different initial velocities impacting Ti/Al₃Ti metal-intermetallic laminate (MIL) composites target was simulated using LS-DYNA nonlinear dynamic explicit finite element code. The effects of the Ti volume fraction, the stack number and the optimal distribution of material on anti-penetrating performance of laminated-composite target plate were studied. The results show that the volume fraction of Ti has an important influence on the penetration resistance of the composite target. While up to 20%, it appears the best anti-penetration performance. The ballistic resistance of composite target plate increases with the increase of the layer number. When the layer number exceeds 25, the ballistic performance of composite target plate gradually stabilizes. The anti-penetration performance of the functionally graded plates with different lamination structures is quite different, the positive gradient plates is obviously superior to that of the equal thickness homogeneous plate.

Keywords: metal-intermetallic laminate composites; ballistic impact; numerical simulation; microstructure; LS-DYNA

金属间化合物基层状(MIL)复合材料具有高比强度、高断裂韧性等优异性能, 在未来航空航天武器装备的高温结构材料与装甲防护系统等方面有巨大应用前景^[1-3]。其独特的叠层结构和特殊的失效形式使 MIL 复合材料具有优越的抗侵彻性能和可设计性^[4]。深入研究 MIL 复合材料微观结构参数

对复合材料抗侵彻性能的影响, 对 MIL 复合材料的设计至关重要^[5]。

近年来, 研究人员应用高速冲击试验和数值模拟技术对叠层复合材料弹道冲击响应进行了部分研究^[6-10]。Madhu 等^[6]对 Ti/Al₃Ti MIL 复合材料靶板的弹道冲击实验表明: 厚为 2 mm 的复合材料靶

收稿日期: 2017-08-28; 录用日期: 2017-11-28; 网络出版时间: 2017-12-06 14:17

网络出版地址: <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20171206.003>

基金项目: 国家自然科学基金(51201155); 教育部博士点基金(20101420120006); 山西省自然科学基金(2012011019-1)

通讯作者: 原梅妮, 博士, 教授, 博士生导师, 研究方向为复合材料力学 E-mail: mnyuan@126.com

引用格式: 史明东, 原梅妮, 何小晶, 等. Ti/Al₃Ti 金属间化合物基层状复合材料抗侵彻性能数值模拟[J]. 复合材料报, 2018, 35(8): 2286-2292.

SHI Mingdong, YUAN Meini, HE Xiaojing, et al. Numerical simulation of ballistic penetration of Ti/Al₃Ti metal-intermetallic laminate composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2018, 35 (8): 2286-2292 (in Chinese).

板即可抵挡 7.62 mm 穿甲弹的侵彻。Harach^[7]对不同 Ti 体积分数的 Ti/Al₃Ti MIL 复合材料分别进行了弹道测试,发现 Ti 体积分数为 20% 时,Ti/Al₃Ti MIL 复合材料具有更优异的弹道性能。Zelepugin 等^[8]采用大范围失效数值模型模拟了高速弹体冲击 Ti/Al₃Ti MIL 复合材料的弹道侵彻过程,结果表明 Ti 层与 Al₃Ti 层的厚度比对复合材料靶板的抗侵彻性能有重要的影响;当层厚比约为 1:4 时,复合材料抵抗弹体冲击的能力最强,同时 MIL 复合材料较任何单一相组成材料均具有更高的弹道性能。Cao 等^[9]用数值模拟了 Ti/Al₃Ti MIL 复合材料的动态冲击过程,结果表明,当 Al₃Ti 基体中的裂纹扩展到材料界面时,由于韧性 Ti 层的影响,裂纹方向发生偏转,沿界面方向传播,导致裂纹路径增长,促使复合材料消耗更多的能量;MIL 复合材料的独特裂纹扩展方式使其较单一的 Al₃Ti 材料具有更高的损伤容限。韩肖肖等^[10]基于 SPH-FEM 法模拟了钨合金弹侵彻 Ti/Al₃Ti MIL 复合材料靶板在不同撞击时刻的损伤情况及失效形式,发现在高速冲击载荷作用下,靶板背部 Ti 层产生花瓣形开裂,并伴随有不同程度的剥离;Al₃Ti 层中出现严重的沟槽状损伤裂纹,但独特的叠层结构使层间裂纹发生裂纹偏转,提高了靶板的抗侵彻性能。但对于复合材料微观结构参数对 MIL 复合材料抗侵彻性能影响的研究,迄今为止尚未见公开报道。

本文采用 LS-DYNA 有限元软件对钨合金(W93Fe7Co)球头长杆弹冲击 Ti/Al₃Ti MIL 复合材料靶板的弹道侵彻过程进行了数值模拟。重点分析了等厚度下 Ti 体积分数、层数及材料梯度分布(FGM)对复合材料抗侵彻性能的影响。

1 Ti/Al₃Ti MIL 复合材料有限元模型

1.1 Ti/Al₃Ti MIL 复合材料有限元几何模型

有限元分析采用 LS-DYNA 软件,根据 Ti/Al₃Ti MIL 复合材料的特点,建立了二维轴对称有限元模型,如图 1(a)所示。其中弹体为钨合金(W93Fe7Co)球头长杆弹,长度为 23 mm,直径为 6.15 mm,质量为 10 g;复合材料靶板直径为 200 mm,约为 33 倍弹径,总厚度为 20 mm。Ti/Al₃Ti MIL 复合材料的所有组成材料被视为连续均匀介质,每一层被设计为独立存在整体,各层间采用 tie-break 接触,用以模拟层间的界面分层失

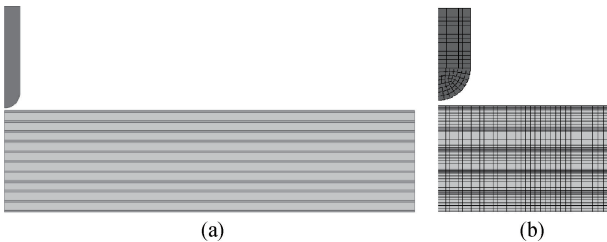


图 1 Ti/Al₃Ti 金属间化合物基层状(MIL)复合材料的计算模型和有限元网格
Fig. 1 Simulation model of Ti/Al₃Ti metal-intermetallic laminate (MIL) composite and local FEM mesh

效^[11];整个模型采用 PLANE 162 四节点 2D 轴对称壳单元,其中钨合金弹体采用了能克服单元畸变的 ALE 算法,复合材料靶板各层采用 Lagrange 算法;为了计算的精确和稳定,模型采用了映射网格,并为了保证弹体与靶板间复杂的相互作用,靶板中心区域采用了更密集的网格,最小的网格尺寸为 0.08 mm×0.1 mm。弹体网格尺寸与靶板中心位置类似,以便接触算法运行良好,模型中单元总数约为 302 990,局部有限元网格如图 1(b)所示。

弹体与靶板之间的接触采用自动 2D 单面罚函数算法,该算法可自动确定壳单元接触表面的方向,以保证当单元失效删除后,剩余单元间不发生穿透^[12]。同时,靶板径向边界处设置为轴向与径向固定约束。

1.2 Ti/Al₃Ti MIL 复合材料材料模型与参数

1.2.1 Al₃Ti 的材料模型及参数

本文中 Al₃Ti 采用 JH-2 (Johnson-Holmquist-Ceramics) 材料本构模型^[13],该模型被广泛用于描述脆性材料在高压、高应变率和大变形条件下的力学响应。该模型采用损伤参数 D 描述材料的损伤演化, $D=0$ 时代表完整材料, $D=1$ 时则代表材料完全失效。

材料未发生损伤($D=0$)时,JH-2 本构模型中材料的状态方程可表示为

$$P = \begin{cases} K_1 \mu + K_2 \mu^2 + K_3 \mu^3 & \mu \geq 0 \\ K_1 \mu & \mu < 0 \end{cases} \quad (1)$$

其中: K_1 为体积模量; K_2 和 K_3 为材料参数; μ 为体应变; P 为静水压力。

材料开始发生损伤($D>0$)后,由于材料发生径向膨胀,因此在多项式后加入修正项 ΔP ,表示为

$$P = K_1 \mu + K_2 \mu^2 + K_3 \mu^3 + \Delta P, \mu > 0 \quad (2)$$

其中, ΔP 可以从能量转换的角度得到,弹性能的

减少将通过压力增量转化为材料内部的势能，能量转化方程可以表示为

(ΔP_{t+Δt} - ΔP_t)μ_{t+Δt} + (ΔP_{t+Δt}^2 - ΔP_t^2)/(2K_1) = βΔU (3)

式中：β为弹性能转化为势能的转化系数，U 为内能；t 为某一时刻；Δt 为时间增量。

JH-2 本构模型中材料的状态方程可表示为

σ^* = σ_i^* - D(σ_i^* - σ_f^*) (4)

σ_i^* = A(P^* + T^*)^N(1 + Clnε^*) (5)

σ_f^* = B(P^*)^M(1 + Clnε^*) (6)

其中：σ_i^* 为未损伤材料(D=0)的无量纲有效应力；σ_f^* 为完全损伤材料(D=1)的无量纲有效应力；A、B、C、M 和 N 为材料常数；P^* 为量纲静水压力，P^* = P/P_{HEL}，P_{HEL} 为材料处于 Hugoniot 弹性极限时的压力分量；T^* 为量纲最大静水应力，T^* =

T/P_{HEL}；T 为最大静水拉应力。

与 Johnson-Cook 失效模型一样，陶瓷等脆性材料的损伤演化可定义为

D = ∑ Δε_p / ε_p^f (7)

式中：Δε_p 为一个积分循环的有效塑性应变；ε_p^f 为量纲压力下的失效塑性应变，具体表达式为

ε_p^f = D_1(P^* + T^*)^{D_2} (8)

其中，D_1 和 D_2 为材料常数。Al_3Ti 金属间化合物的 JH-2 材料模型参数如表 1 所示^[14]。

1.2.2 钛合金和钨合金的材料模型及参数
由于钨合金与钛合金都属于延性材料，不存在压缩损伤现象。本文数值模拟均采用 Johnson-Cook 本构模型和 Mie-Gruneisen 状态方程^[15-16]，具体模型参数如表 2 所示^[17-18]。

表 1 金属间化合物 Al₃Ti 本构模型参数^[14]

Table 1 Material parameters of intermetallic compound Al₃Ti^[14]

ρ/(g·cm ⁻³)	E/GPa	ν	A	B	C	M	N	T	P _{HEL} /GPa
3.35	216	0.17	0.85	0.31	0.003	0.21	0.29	0.2	1.842
D ₁	D ₂	K ₁ /GPa	K ₂ /GPa	K ₃ /GPa					
0.02	1.85	2.01	2.6	0					

Notes: ρ—Density; E—Young’s modulus; ν—Poisson’s ratio; A—Intact normalized strength parameter; B—Fractured normalized strength parameter; C—Strength parameter; M—Fractured strength parameter; N—Intact strength parameter; T—Maximum tensile strength; P_{HEL}—Pressure component at the Hugoniot elastic limit; D₁—Parameter for plastic strain to fracture; D₂—Parameter for plastic strain to fracture (exponent); K₁—First pressure coefficient; K₂—Second pressure coefficient; K₃—Elastic constants.

表 2 钛合金与钨合金本构模型参数^[9, 18]

Table 2 Material parameters of titanium and tungsten alloy^[9, 18]

Material	ρ/(g·cm ⁻³)	E/GPa	ν	A/GPa	B/GPa	C	m	n	T _{melt} /K
Titanium alloy	4.428	113.8	0.342	1098	1092	0.014	0.1	0.93	1878
Tungsten alloy	17.3	310	0.3	1506	177	0.016	1.1	0.12	1752

Notes: ρ—Density; E—Young’s modulus; ν—Poisson’s ratio; T_{melt}—Material melting temperature; A—Room temperature yield strength; B—Strain hardening constant; C—Strain rate constant; m—Thermal softening exponent; n—Strain hardening exponent.

2 结果与讨论

2.1 Ti/Al₃Ti MIL 复合材料数值分析模型验证

为了验证 Ti/Al₃Ti MIL 复合材料数值分析模型的有效性，钨合金弹体以 900 m/s 的速度冲击 Ti/Al₃Ti MIL 复合材料靶板的数值模拟结果与 Harach^[7]的弹道冲击实验结果进行了对比。如图 2 所示，采用 Get Data Graph Digitizer 软件测量数值模拟结果的侵彻深度为 10.32 mm(图 2(a))，弹道冲击试验的侵彻深度为 10 mm，两者结果非常接近，误差结果低于 5%；对比图 2(a)和图 2(b)可以发现，数值模拟结果的背板变形、损伤范围和失效机制等都与弹道冲击试验结果取得了较好的一致性。因此，本文建立的数值模型能够准确地预测

Ti/Al₃Ti MIL 复合材料靶板的弹道冲击响应。
2.2 Ti 体积分数对 Ti/Al₃Ti MIL 靶板抗侵彻性能的影响

研究人员发现层状复合材料靶板在总厚度不变的情况下，复合材料中增强相体积分数对复合材料靶板的抗侵彻性能有重要的影响^[18]。图 3 为钨合金弹体冲击不同 Ti 体积分数的 Ti/Al₃Ti MIL 复合材料靶板的冲击速度与剩余速度曲线。3 种靶板的层数均为 35 层，Ti 体积分数分别为 15.0%、20.9%和 51.4%。图中，当剩余速度为零时，初始冲击速度为靶板弹道极限速度；剩余速度为正，表示弹体完全贯穿靶板，剩余速度为负，表示弹体未能贯穿靶板被反弹。通过线性插值法可以得到，Ti

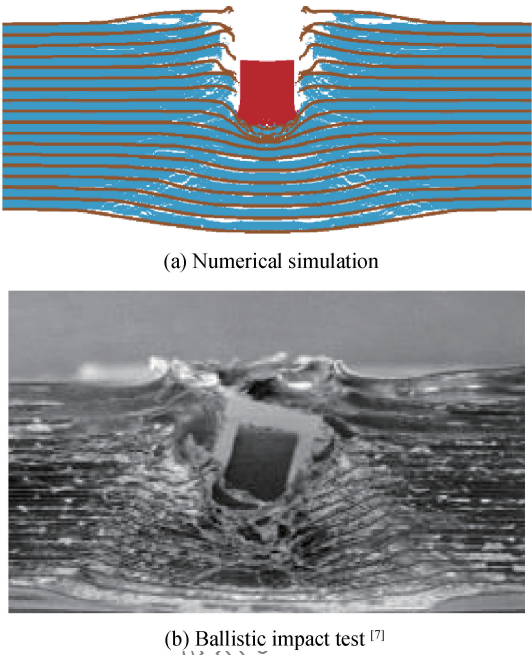


图 2 Ti/Al₃Ti MIL 复合材料靶板的弹道冲击结果
Fig. 2 Ballistic impact results of Ti/Al₃Ti MIL composite targets

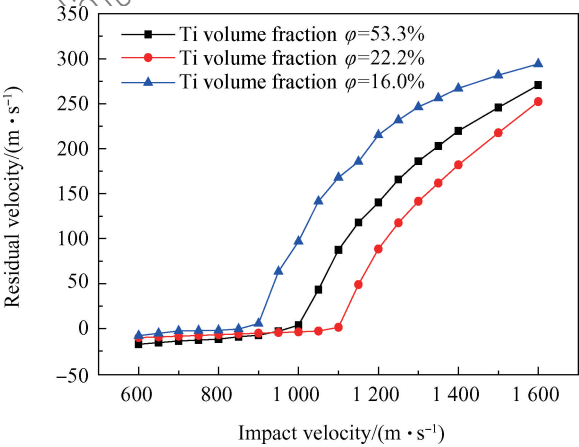


图 3 弹体冲击不同 Ti 体积分数的 Ti/Al₃Ti MIL 复合材料靶板的冲击速度与剩余速度曲线
Fig. 3 Residual velocity vs. impact velocity for Ti/Al₃Ti MIL composite targets with different Ti volume fraction

体积分数为 51.4% 的复合材料靶板的弹道极限速度为 998 m/s, 20.9% 的靶板的弹道极限速度为 1 096 m/s, 15.0% 的靶板的弹道极限速度为 890 m/s。由图 3 可以发现, 当初始冲击速度低于弹道极限时, 弹体以极低的速度回弹, 并且随着 Ti 体积分数的降低, 弹体回弹速度逐渐减少。当弹体贯穿靶板后, 随着初速度增大, 3 种弹头的初速度-剩余速度曲线出现较大差别, Ti 体积分数为 15.0% 的靶板剩余速度最大, 20.9% 的靶板剩余速

度最小; 但随着冲击速度的进一步增大, 3 条剩余速度曲线逐渐聚拢, 表明对于高速冲击情况下, 复合材料靶板中 Ti 体积分数对靶板抗侵彻性能的影响较少。原因是高速冲击过程中弹靶系统的能量吸收机制由复合材料的分层损伤失效改变为动量传递, 随着冲击能量的增加, 更多的弹体动能被传递给喷射的复合材料碎片^[19]。

图 4 为初速度为 900 m/s 的钨合金弹体冲击不同 Ti 体积分数的 Ti/Al₃Ti MIL 复合材料靶板的侵彻深度。可以看出, 开始时, 随着 Ti 体积分数的降低, 弹体侵彻深度逐渐减少; 在 Ti 体积分数约为 20% 时, 靶板的侵彻深度最低; 而后, 随 Ti 体积分数的进一步降低, 弹体侵彻深度迅速增加。同时结合图 3 可以发现, 复合材料中的 Ti 体积分数对靶板的抗侵彻性能有重要影响, Ti 体积分数约为 20% 时, 复合材料靶板具有最优异的抗侵彻性能。这与 Harach^[1] 的冲击实验结果及 Zelepugin 等^[8] 的数值模拟结果相一致。这是由于在弹道冲击过程中弹体动能被转换为弹靶系统的内能, 并且其中最大的能量耗散机制为 Al₃Ti 的碎裂和弹体的塑性变形^[20-21]。当 Ti 体积分数由 70% 减少至 20% 时, Al₃Ti 体积分数增加, 侵彻过程中 Al₃Ti 层的碎裂及颗粒对弹体的磨损侵蚀增加, 使更多的弹体动能被转化为弹靶系统的内能; 同时, Al₃Ti 体积分数的增加导致复合材料靶板的刚度增加, 使弹体的钝化更为严重, 进一步增大了弹体的侵彻阻力。但当 Ti 体积分数低于 20% 时, 由于 Ti 层过薄, 对 Al₃Ti 层的约束降低, 导致在侵彻过程中靶板背部产生挤凿破坏, 形成冲塞体, 使靶板的抗弹能力迅速降低。

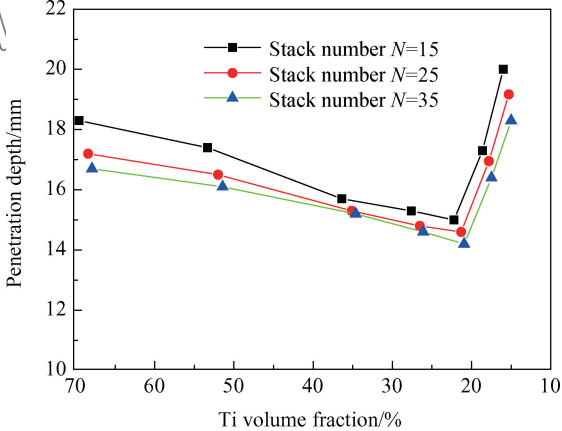


图 4 不同 Ti 体积分数的 Ti/Al₃Ti MIL 复合材料靶板侵彻深度
Fig. 4 Measured penetration depth of Ti/Al₃Ti MIL composite targets as a function of Ti volume fraction

2.3 层数对 Ti/Al₃Ti MIL 靶板抗侵彻性能的影响

图 5 为弹体冲击不同层数的 Ti/Al₃Ti MIL 复合材料靶板的冲击速度与剩余速度曲线。3 种靶板的 Ti 体积分数约为 20%，层数分别为 15、25 和 35。根据弹道极限速度的定义，15 层靶板弹道极限速度为 996 m/s，25 层为 1 072 m/s，35 层为 1 086 m/s。在初始冲击速度为 600~990 m/s 范围内，3 种层数配置的复合材料剩余速度基本一致。而当弹体贯穿靶板后，25 层靶板与 35 层靶板的剩余速度比较接近，表明二者的抗侵彻性能也非常接近；而 15 层靶板对应的曲线与前两者出现较大差别，尤其在弹道极限附近时，3 条曲线相距最远；但随着初速度进一步增大，不同配置的 3 种靶板的剩余速度曲线逐渐趋于一致。上述分析结果表明，靶板层数在低速或高速冲击情况下，对复合材料板的抗侵彻性能影响较小。

图 6 为钨合金弹体冲击不同层数的 Ti/Al₃Ti MIL 复合材料靶板的侵彻深度。可知，随着层数的增加，弹体的侵彻深度逐渐降低，但当层数超过 25 层后，层数的变化对靶板侵彻深度的影响几乎消失。结合图 5 可以发现，复合材料靶板的抗弹性能随层数的增加逐渐增大，但超过 25 层后，这种影响逐渐消失。陈维平等^[22]对 SiC/Al 合金层状复合材料的弹道冲击试验得到了相同变化趋势。这是由于在复合材料装甲的侵彻过程中，较高约束压力下陶瓷碎块、颗粒、粉末间的内部摩擦及反复研磨粉化是重要的耗能形式^[22]。随着层数的增加，韧性 Ti 层对粉碎的 Al₃Ti 颗粒的约束增加，动态打击使陶瓷材料粉碎后，仍然能够保证粉碎区的基本完整

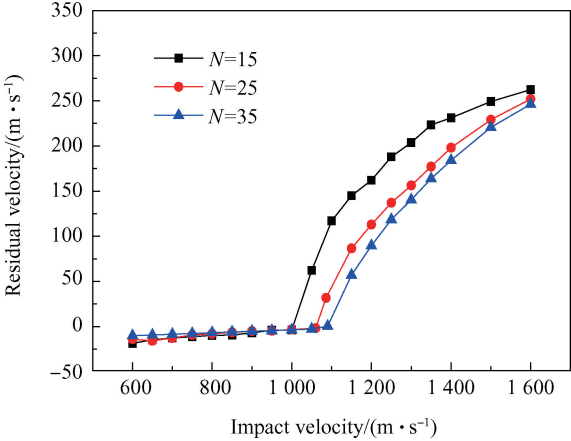


图 5 弹体冲击不同层数 Ti/Al₃Ti MIL 复合材料靶板的冲击速度与剩余速度曲线

Fig. 5 Residual velocity vs. impact velocity for different stack number of Ti/Al₃Ti MIL composite targets

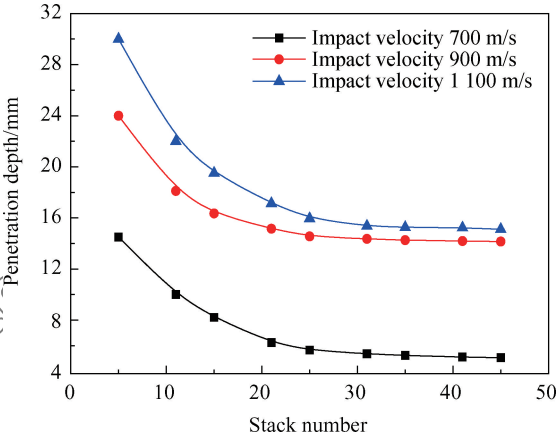


图 6 钨合金弹体冲击不同层数的 Ti/Al₃Ti MIL 复合材料靶板侵彻深度随层数的变化曲线

Fig. 6 Measured penetration depth as a function of different stack number of Ti/Al₃Ti MIL composite targets impacted by tungsten alloy

性。造成弹体前粉化区的 Al₃Ti 颗粒间存在巨大的阻尼力，造成了粉化断裂耗能、粉粒内摩擦热耗、体积膨胀耗能等多种耗能形式的增加^[23]。同时随着层数的增加，Ti 层与 Al₃Ti 层的材料界面增加，导致在冲击过程中，复合材料靶板内产生更多的裂纹偏转和分岔，进一步增加了靶板的能量耗散^[9]。因此在工程实际中，当层数较低时，在保证厚度不增加的情况下，可以通过增加层数来提高层合板的弹道极限，加强层合板的抗侵彻性。

2.4 梯度分布对 Ti/Al₃Ti MIL 靶板抗侵彻性能的影响

针对 MIL 复合材料的损伤破坏机制的分析，可以对等厚、等面密度下的复合材料靶板的材料分布方式作出一定的改变，从靶板的入射面到背面 Ti 层的厚度和 Al₃Ti 层的厚度分别呈梯度变化，靶板的铺层结构具体情况如表 3 所示。为比较铺层顺序的影响，FGM 1、FGM 3 和 FGM 5 的反向铺层分别表示为 FGM 1 reverse、FGM 3 reverse 和 FGM 5 reverse。选用入射速度为 600~1 600 m/s 考察等厚、等面密度下材料梯度分布对 MIL 复合材料靶板抗侵彻性能的影响。

图 7 为弹体冲击不同梯度配置的叠层复合材料靶板的冲击速度与剩余速度的变化曲线。可以发现，在整个侵彻过程中，弹体未贯穿靶板时，弹体以较低的速度反弹，并且随着 Ti 层梯度变化的增加，反弹速度逐渐减少。当弹体贯穿靶板后，FGM 1、FGM 3 和 FGM 5 的剩余速度相对于均匀分布

表 3 梯度分布 Ti/Al₃Ti MIL 复合材料靶板的铺层结构

Table 3 Stack structure of functionally graded Ti/Al₃Ti MIL composites targets

Targets	Thickness/mm	Ti Volume fraction/%	Stack number	Grads/mm		Ballistic limit/ (m·s ⁻¹)
				Ti	Al ₃ Ti	
FGM 5	20	20	21	0.05	-0.05	1 194
FGM 3	20	20	21	0.03	-0.03	1 126
FGM 1	20	20	21	0.01	-0.01	1 076
FGM 0	20	20	21	0.00	0.00	1 064
FGM 1 reverse	20	20	21	-0.01	0.01	1 036
FGM 3 reverse	20	20	21	-0.03	0.03	996
FGM 5 reverse	20	20	21	-0.05	0.05	935

Note: FGM—Functionally graded material.

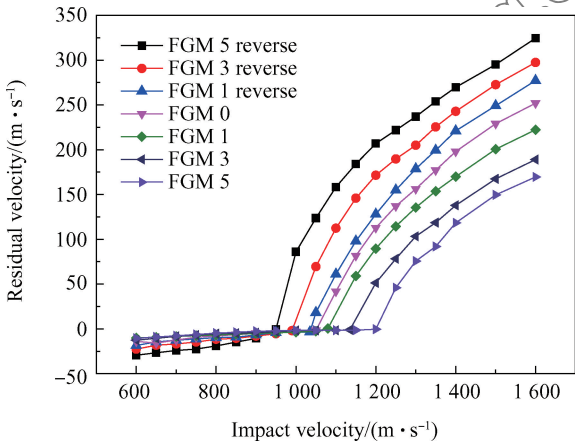


图 7 弹体冲击不同梯度配置 Ti/Al₃Ti MIL 复合材料靶板的冲击速度与剩余速度曲线

Fig. 7 Residual velocity vs. impact velocity for different FGM Ti/Al₃Ti MIL composites targets

的复合材料靶板要小, 并且 FGM 5 的靶板剩余速度最低。同时结合表 3 中各靶板的弹道极限速度, 说明正向梯度分布的复合材料靶板的抗弹性能高于均匀分布靶板, 并且随着梯度的增大, 复合材料的抗弹性能逐渐增强。原因是随着梯度的增大, 复合材料靶板冲击表面的 Al₃Ti 含量增加, 提升了靶板的抗压强度, 使弹体侵彻阻力增加; 同时相对于均匀铺层的复合材料靶板, 正向梯度分布的靶板在靶板背部具有更高的 Ti 层含量, 使靶板背部的韧性增加, 减少靶板背部由反射稀疏波造成的损伤失效。

由图 7 也可发现, 当弹体贯穿靶板后, FGM 1 reverse、FGM 3 reverse 和 FGM 5 reverse 的剩余速度明显大于均匀铺层, 并随着梯度的增大, 弹体剩余速度的差别更加明显。在计算结果动画中发现, FGM 1 reverse、FGM 3 reverse 和 FGM 5 reverse 的靶板背面都出现了挤凿破坏, 特别是 FGM5 reverse, 在弹体侵彻深度超过一半后, 很快

出现挤凿破坏, 高厚度的 Al₃Ti 层基本上都被挤凿。上述分析结果表明, 铺层顺序对抗侵彻性能影响很大, 反向梯度分布的叠层复合材料靶板具有更低的抗侵彻性能, 并且随着梯度的增大, 抗侵彻性能迅速降低。

图 8 为冲击速度为 1 100 m/s 的钨合金弹体冲击 FGM 5 与 FGM 5 reverse 复合材料靶板时弹体位移随时间的变化曲线。可知, 在 0~16 μs 时, 两条位移曲线基本一致; 而后随着侵彻时间的增加, 两条曲线逐渐分离, 特别是 20 μs 后, FGM 5 靶板的位移曲线逐渐趋于稳定, FGM 5 reverse 的位移曲线则呈线性增长, 在 40 μs 贯穿靶板。以上分析表明, 尽管侵彻初始阶段, 靶板背面强度高的层可以对正面强度低的层提供较好的约束支持作用, 即拥有较高的整体刚度^[24]。但随后出现的挤凿破坏导致靶板的抗侵彻能力迅速降低。这也表明, 对于叠层复合材料靶板, 背部材料韧性更高的靶板在抗侵彻能力上更有优势。

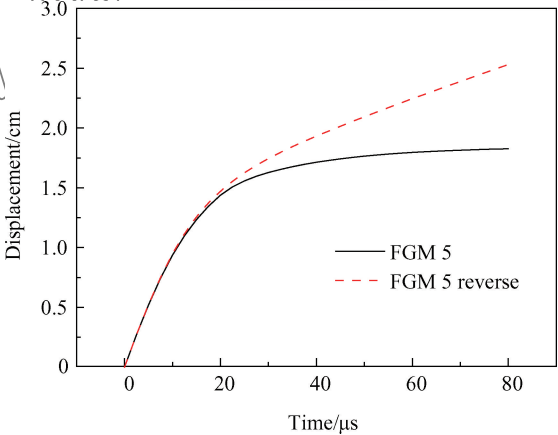


图 8 弹体冲击 FGM 5 与 FGM 5 reverse Ti/Al₃Ti MIL 复合材料靶板的弹体位移随时间变化曲线

Fig. 8 Displacement of the bullet's tip as a function of time for FGM 5 and FGM 5 reverse Ti/Al₃Ti MIL composites targets

3 结 论

本文通过数值模拟分析了多种 Ti/Al₃Ti 金属间化合物基层状 (MIL) 复合材料靶板的侵彻机制, 得到如下结论:

(1) Ti/Al₃Ti MIL 复合材料中的 Ti 体积分数对靶板的抗侵彻性能有重要影响。Ti 体积分数约为 20% 时, 复合材料靶板有最优的抗侵彻性能。

(2) 随着层数增加, Ti/Al₃Ti MIL 复合材料靶板的抗侵彻性能逐渐增加, 但超过 25 层后, 层数的增加对复合材料抗侵彻性能的影响很小, 并且层数在低速或高速冲击情况下, 对复合材料板的抗侵彻性能影响较小。

(3) 两种不同梯度铺层结构的 Ti/Al₃Ti MIL 复合材料靶板的抗侵彻性能相差较大。正向梯度分布的 MIL 复合材料靶板的抗侵彻性能优于等厚、等面密度均质复合材料靶板, 并且随梯度变化的增大, 抗侵彻性逐渐增强。

(4) 对于 Ti/Al₃Ti MIL 复合材料靶板, 背部材料韧性更高的靶板在抗侵彻能力上更有优势。

参考文献:

- VECCHIO K S. Synthetic multifunctional metallic-intermetallic laminate composites[J]. JOM, 2005, 57(3): 25-31.
- GRUJICIC M, SNIPES J S, RAMASWAMI S. Penetration resistance and ballistic-impact behavior of Ti/TiAl₃ metal/intermetallic laminated composites (MILs): A computational investigation[J]. AIMS Materials Science, 2016, 3(3): 686-721.
- RAWER J C, ALMAN D E. Fracture characteristics of metal/intermetallic laminar composites produced by reaction sintering and hot pressing[J]. Composites Science and Technology, 1995, 54: 379-384.
- ADHARAPURAPU R R, VECCHIO K S, JIANG F, et al. Effects of ductile laminate thickness, volume fraction, and orientation on fatigue-crack propagation in Ti-Al₃Ti metal-intermetallic laminate composites[J]. Metallurgical & Materials Transactions A, 2005, 36(6): 1595-1608.
- ABRATE S. Impact on laminated composites: Recent advances[J]. Applied Mechanics Reviews, 1994, 47(11): 517-531.
- MADHU V, BHAT T B. Armour protection and affordable protection for futuristic combat vehicles[J]. Defence Science Journal, 2011, 61(4): 394-402.
- HARACH D J. Processing, properties, and ballistic performance of Ti-Al₃Ti metal-intermetallic laminate (MIL) composites[D]. California: University of California, 2000.
- ZELEPUGIN S A, ZELEPUGIN A S. Numerical Simulation of multilayer composites failure under dynamic loading[J]. Applied Mechanics & Materials, 2015, 756: 408-413.
- CAO Y, ZHU S, GUO C, et al. Numerical investigation of the ballistic performance of metal-intermetallic laminate composites[J]. Applied Composite Materials, 2014, 22(4): 1-20.
- 韩肖肖, 张学义, 周培俊, 等. 基于 SPH-FEM 法 Ti/Al₃Ti 装甲防护性能研究[J]. 兵器材料科学与工程, 2017(1): 66-72.
- HAN Xiaoxiao, ZHANG Xueyi, ZHOU Peijun, et al. Armor protection performance of Ti/Al₃Ti based on SPH-FEM method[J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2017(1): 66-72 (in Chinese).
- AHN J H, NGUYEN K H, PARK Y B, et al. A numerical study of the high-velocity impact response of a composite laminate using LS-DYNA[J]. International Journal of Aeronautical & Space Sciences, 2010, 11(3): 221-226.
- 陈晓, 周宏. 叠层靶板弹击实验及弹道侵彻机理的数值模拟研究[J]. 爆炸与冲击, 2003, 23(6): 509-515.
- CHEN X, ZHOU H. Numerical simulation of ballistic penetration of bullet proof laminated composite panels[J]. Explosion and Shock Wave, 2003, 23(6): 509-515 (in Chinese).
- HOLMQUIST T J, TEMPLETON D W, BISHNOI K D. Constitutive modeling of aluminum nitride for large strain, high-strain rate, and high-pressure applications[J]. International Journal of Impact Engineering, 2001, 25(3): 211-231.
- LI T, GRIGNON F, BENSON D J, et al. Modeling the elastic properties and damage evolution in Ti-Al₃Ti metal-intermetallic laminate (MIL) composites[J]. Materials Science & Engineering A, 2004, 374(1): 10-26.
- JOHNSON G R, COOK W H. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures[J]. Engineering Fracture Mechanics, 1985, 21(1): 31-48.
- JOHNSON G R, COOK W H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures[C]//Proceedings of the Seventh International Symposium on Ballistics, Netherlands, 1983: 541-547.
- LEE J K. Analysis of multi-layered materials under high velocity impact using CTH[D]. Ohio: Air Force Institute of Technology, 2008.
- LEE M, YOO Y H. Analysis of ceramic/metal armour systems[J]. International Journal of Impact Engineering, 2001, 25(9): 819-829.
- PERNAS-SÁNCHEZ J, ARTERO GUERRERO J A, VARAS D, et al. Experimental analysis of normal and oblique high velocity impacts on carbon/epoxy tape laminates[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2014, 60(3): 24-33.
- 侯海量, 朱锡, 李伟. 轻型陶瓷/金属复合装甲抗弹机理研究[J]. 兵工学报, 2013, 34(1): 105-114.
- HOU H L, ZHU X, LI W. Investigation on bullet proof mechanism of light ceramic/steel composite armor[J]. Acta Armament, 2013, 34(1): 105-114 (in Chinese).
- STERNBERG J, ORPHAL D L. A note on the high velocity penetration of aluminum nitride[J]. International Journal of Impact Engineering, 1997, 19(7): 647-651.
- 陈维平, 何曾先, 黄丹, 等. SiC/Al 合金层状复合材料的弹道冲击动态响应[J]. 华南理工大学学报 (自然科学版), 2010, 38(9): 90-95.
- CHEN W P, HE Z X, HUANG D, et al. Dynamic response of laminated SiC/Al composites subjected to ballistic impact[J]. Journal South China University Technology: Natural Science Edition, 2010, 38(9): 90-95 (in Chinese).
- HETHERINGTON J G. Energy and momentum changes during ballistic perforation[J]. International Journal of Impact Engineering, 1996, 18(3): 319-337.
- 虞青俊, 李玉龙, 邓琼, 等. SiC/Al 功能梯度装甲板抗侵彻性能的试验与数值模拟[J]. 复合材料学报, 2007, 24(5): 6-12.
- YU Qingjun, LI Yulong, DENG Qiong, et al. Penetration of SiCp/Al functionally graded plates—Experiment and numerical simulation[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2007, 24(5): 6-12 (in Chinese).