DOI: 10.11858/gywlxb.20261044

中间层材料对 7B53 铝合金复合板界面组织与动态力学性能的影响

万 宇[1], 陈泽军[1], 曹先铭[1], 党岳辉[1], 丛福官[2], 王 强[2]

（1. 重庆大学材料科学与工程学院, 重庆 400044;
2. 东北轻合金有限公司, 黑龙江 哈尔滨 150060）

摘要: 铝合金中间层材料对于 7B53 铝合金复合板（7A52 铝合金/中间层/7A63 铝合金）的界面结合性能和动态冲击力学性能的影响显著。采用拉伸剪切实验、夏比冲击实验、分离式霍普金森压杆实验和扫描电子显微镜, 系统研究了不同铝合金中间层材料（7A01、6061、2024 铝合金）对复合板界面结合质量及高应变率（1 700～3 200 s^{-1}）下动态力学行为的影响机制。结果表明, 6061 中间层复合板表现出最优的界面结合性能, 最大剪切强度达 109.6 MPa, 较 7A01 中间层复合板（73.1 MPa）提升了 36.5 MPa, 这是由于 6061 铝合金促进了界面区域细小均匀晶粒的形成, 从而有效强化界面区域。霍普金森压杆实验表明, 中间层的不均匀变形可有效阻断裂纹向 7A52 层的贯穿扩展, 并促使裂纹沿界面偏转。7A01 中间层复合板的应变率敏感性较低, 而 6061 中间层复合板在 1 700～2 700 s^{-1} 范围内虽因热软化效应而流变应力下降, 但其优异的延展性确保了高速冲击下的稳定变形。与 2024 中间层复合板相比, 6061 中间层复合板在保持较高屈服强度的同时, 具有更高的塑性应变。6061 中间层复合板成功实现了 7A52 高韧性与 7A63 高强度的有效融合, 为装甲车辆抗冲击防护结构设计提供了重要的理论依据。

关键词: 7B53 铝合金复合板; 中间层; 动态冲击力学性能; 界面结合性能; 屈服强度

中图分类号: O347.3; O521.9; TG335.81 **文献标志码:** A

铝合金因密度低、强度高、焊接性好、成本低、抗腐蚀性能优良等特点, 被广泛应用于航空航天、海洋工程、交通运输、军事装备等领域[1−2]。在军事领域, 基于铝合金制造的坦克和步兵战车展现出优异的灵活性、机动性及抗冲击性能[3−4]。装甲防护用铝合金叠层材料通常由强度极高和韧性优良的 2 种或 2 种以上组元金属按一定顺序堆叠后轧制复合而成。其中, 强度和硬度较高的合金作为面板, 用于降低高速弹丸碰撞产生的冲击载荷; 塑性较好的合金则作为背板, 通过塑性变形进一步阻碍板材的破碎。此外, 多界面的存在会吸收冲击产生的大部分能量, 从而有效提高板材的抗侵彻性能[5−7]。

在层状铝合金复合板的设计与制备中, 中间层的材料与结构设计是优化界面性能的重要途径。Yu 等[8] 在钢/铝合金复合板中加入纯铝中间层, 使复合板的界面剪切强度超过 68 MPa, 断裂发生在纯铝层中。Song 等[9] 则在 AA2024/AA7075 层间设计了微米级纯铝中间层, 通过中间层产生的应力梯度与位错路径调控实现协同变形, 从而反向增强层压铝合金的性能, 实现了强度与塑性的同步提升。Dai 等[10] 在 Q235 钢基材上预轧一层薄 1060 铝中间层, 同样提高了结合强度, 剪切断裂位于 1060 铝层内。进一步采用 6061、5052 和 7075 等高强度铝合金作为中间层时, 研究发现, 随着中间层强度的增加, 剪

* **收稿日期:** 2026-03-06; **修回日期:** 2026-05-08
基金项目: 国家重点研发计划（2021YFB3701301）
第一作者: 万 宇（2001—）, 男, 硕士研究生, 主要从事铝合金层状复合板制备与性能研究.
E-mail: wy@stu.cqu.edu.cn
通信作者: 陈泽军（1979—）, 男, 博士, 教授, 博士生导师, 主要从事金属层状复合板制备与性能研究.
E-mail: zjchen@cqu.edu.cn

切强度呈先升后降的变化趋势。

研究人员利用分离式霍普金森压杆（split Hopkinson pressure bar, SHPB）技术对铝及铝合金的动态冲击力学性能开展了大量研究。例如：Liu 等[11] 通过对比 7B52 复合板与 7XXX 单层的断裂模式，发现 7B52 复合板为延性断裂，而 7XXX 单层为脆性断裂，即 7B52 复合板比 7XXX 单层具有更好的冲击承载能力和损伤耐受性。Zhu 等[12] 的研究表明，在进行动态冲击时，合金中的第二相会促进裂纹的形成与扩展，导致 7B52 叠层铝合金的动态冲击力学性能下降。佟有志等[13] 发现：随着应变率增大，7A62 铝合金的流变应力先升后降；准静态加载时，其断裂机制为穿晶韧性断裂，而动态加载时则为沿晶脆韧断裂。周古昕等[14] 发现，7A62 铝合金中的主要强化相为 η'相及富 Mn-Al(Mg, Zn, Mn)T 相，这些强化相有利于合金的动态冲击力学性能提升。冯治建等[15] 发现，在 0.001～3 800 s^{-1} 的应变率范围内，6061 铝合金表现出显著的应变率强化效应，流动应力随应变率的提高而增大。贾翠玲等[16] 的研究表明，7A52 铝合金的流变应力对温度的敏感性较大，对应变率的敏感性较小。此外，Ding 等[17] 研究发现，高速冲击下 7A01 层可钝化并偏转 7A62 层和 7A01 层中的裂纹，从而阻止裂纹向 7A52 层扩展，表明高速冲击下 7B52 铝合金复合板存在非均匀变形现象。

铝合金复合板材作为装甲材料服役时，其在冲击载荷下的形变特性与破坏规律是改进和提升防护设计的重要依据，研究其动态力学响应和失效机制尤为必要。中间层作为连接两侧基板的关键连接结构，对界面结合机制、塑性变形协调、载荷传递效率及动态力学响应均具有重要作用。7B53 铝合金复合板材由高强高硬 7A63、中强高韧 7A52 和 7A01 3 种铝合金热轧复合制备，其中，强度较低的 7A01 铝合金为中间层，具有良好的延展性和成型性。然而，7A01 中间层的强度偏低，限制了 7B53 复合板整体强度的进一步提升。因此，若需提高复合板强度，必须采用更高强度的铝合金中间层。为此，本研究针对 7B53 铝合金，选择不同铝合金中间层材料（7A01、6061、2024），研究中间层材料对 7B53 铝合金微观组织及动态冲击力学性能的影响规律。

1　实验材料与方法

7B53 复合板是由铝合金 7A52、7A63 和中间层通过热轧复合制备，表 1 列出了各材料的化学成分。轧制复合工艺中使用的铝合金板尺寸为 100 mm×80 mm，上下组元 7A52 和 7A63 的厚度为 6 mm，3 种不同中间层厚度均为 1 mm。

表 1　铝合金的化学成分（质量分数）

Table 1　Chemical compositions of aluminum alloy (mass fraction)　　%

Alloys	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
7A52	0.25	0.30	0.05−0.20	0.20−0.50	2.0−2.8	0.15−0.25	4.0−4.8	0.05−0.18	Bal.
7A63	0.12	0.15	0.30−0.60	0.20−0.60	2.7−3.1	0.10−0.16	7.4−8.1	0.03−0.06	Bal.
7A01	0.30	0.30	0.01	0.025	0.03	0.03	0.9−1.3	0.03	Bal.
6061	0.61	0.25	0.31	0.11	1.07	0.21	0.17	0.03	Bal.
2024	0.50	0.50	3.98	0.61	1.72	0.01	0.30	0.15	Bal.

层状铝合金复合板轧制复合制备工艺流程见图 1：先用钢丝刷对铝合金基层板的结合界面进行机械打磨，去除铝合金表面的油污和氧化膜，得到具有一定粗糙度的清洁复合表面；用酒精清除待复合板表面的油污，并将清洗后的板材按照 7A52/中间层/7A63 的顺序进行堆叠，中间层选择 3 种铝合金（7A01、6061 和 2024），从而制备出 7A01 中间层复合板、6061 中间层复合板和 2024 中间层复合板；另外，使用厚度为 6.5 mm 的 7A52 和 7A63 铝合金，制备出不含中间层的铝合金复合板，即无中间层复合板；然后进行铆接，堆叠的铝合金复合板坯在 400 ℃ 下加热 30 min，轧制获得 6 mm 厚的 7B53 铝合金复合板；待复合板自然冷却至室温后，对热轧板进行 475 ℃/1 h 固溶处理，在室温下水淬，再进行 120 ℃/24 h 时效处理[18]。

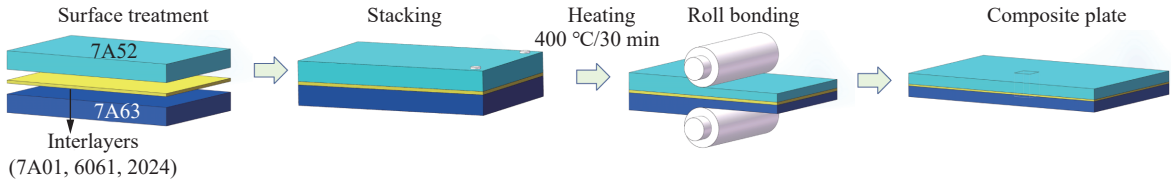
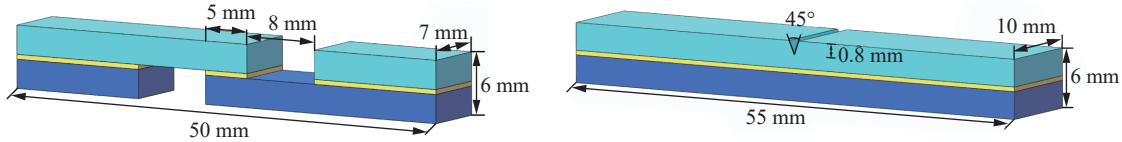


图 1　铝合金复合板轧制复合示意图

Fig. 1　Schematic diagram of roll bonding of aluminum alloy composite plates

为了评价复合板的界面结合质量，在平行于复合板的轧制方向切割剪切试样，试样尺寸如图 2(a)所示，然后基于 AG-X 50 kN 试验机，以 1 mm/min 的恒定速度在室温下进行性能测试，使用 ZBC-300 自动摆锤冲击试验机进行夏比冲击实验，冲击速度为 5.2 m/s，摆锤预升角为 150°，每个试样至少重复 3 次实验，以保证实验结果的可靠性。此外，在垂直于轧制方向切取⌀6 mm×6 mm 冲击试样，进行 SHPB 冲击实验。SHPB 装置主要由驱动装置、撞击杆、入射杆、透射杆及吸收杆组成，其中：撞击杆长度为 300 mm，入射杆和透射杆的长度为 1 200 mm，直径均为 14 mm，杆体材质为 18Ni(C350)马氏体不锈钢，弹性模量 E_b 为 210 GPa，泊松比 μ 为 0.3，密度 ρ 为 7.8 g/cm^3。实验时，通过调节高精度气枪的进气气压调控撞击杆速度，实现不同应变率下的动态加载，气压波动控制在±0.02 MPa 以内，保证撞击速度的重复性。采用长撞击杆，以获得足够长的加载时间，避免试样未完成塑性变形时入射波已衰减，确保应变率稳定。实验前，依次使用 240、400、800、1 500、2 000 目的砂纸打磨样品表面，保证端面平行。基于一维应力波传播理论，采用二波法对 SHPB 实验数据进行处理[19]。为减少实验误差，每组实验测试 3 个参数相同的试样，保证数据的可靠性。



(a) Tensile-shear specimen　　(b) Charpy impact specimen

图 2　试样尺寸

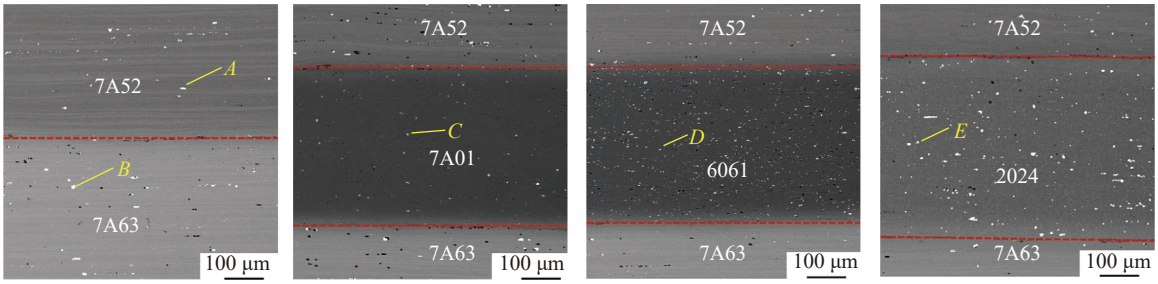
Fig. 2　Dimensions of test specimens

沿着铝合金复合板的轧制方向(rolling direction, RD)-法向(normal direction, ND)表面切割试样，研究界面处再结晶和微观组织的差异。样品经砂纸打磨后再进行机械抛光，直至表面光亮无划痕，然后对样品表面进行电解抛光，抛光液为 10% 高氯酸与 90% 乙醇混合溶液，在 20 V 电压下电解抛光 15 s。采用带电子背散射衍射(electron backscatter diffraction, EBSD)探头的 TESCAN MIRA3 型扫描电子显微镜(scanning electron microscope, SEM)，对铝合金复合材料的界面微观结构和断口形貌进行表征。

2　结果与讨论

2.1　中间层界面

不同中间层的 7B53 铝合金复合板 RD-ND 界面形貌如图 3 所示。在无中间层复合板的界面处，见图 3(a)，可观察到尺寸不一的白色第二相颗粒，如 *A*、*B* 所示位置，该颗粒为 7A52 和 7A63 中原有的金属间化合物相，由于在界面结合过程中未发生充分扩散和细化，这些颗粒呈随机分布，且部分颗粒尺寸较为粗大。当采用 7A01 铝合金作为中间层时，如图 3(b) 所示，在中间层区域仅观察到少量细小的点状颗粒，未见明显的粗大第二相聚集。采用 6061 铝合金作为中间层时，见图 3(c)，界面整体较为均匀，仅观察到弥散分布的小尺寸亮点状特征，未见粗大相颗粒，表明中间层 6061 与上下基体的原子扩散程度适中，界面处形成了成分平缓过渡的结合层，未发生明显的相偏聚或粗大第二相析出。采用 2024 铝合金作为中间层时，如图 3(d) 所示，中间层内出现大量密集且细小的亮白色颗粒，呈弥散均匀分布，该类颗粒为中间层内部析出的弥散第二相粒子。



(a) No interlayer　(b) With 7A01 interlayer　(c) With 6061 interlayer　(d) With 2024 interlayer

图 3　不同中间层的 7B53 铝合金复合板界面背散射电子图像

Fig. 3　Backscattered electron (BSE) images of the interface of 7B53 aluminum alloy composite plates with different interlayers

不同中间层的 7B53 铝合金复合板的界面反极图(inverse pole figure, IPF)、晶粒取向扩展(grain orientation spread, GOS)图和晶粒尺寸分布如图 4 所示。在无中间层复合板中, 7A63 与 7A52 层直接结合, 两层内均可观察到大量沿轧制方向拉长的变形晶粒。在 7A01 中间层复合板和 6061 中间层复合板中, 中间层由较为粗大的晶粒构成, 其中: 7A01 中间层以粗大的等轴晶粒为主, 而 6061 中间层则由等轴

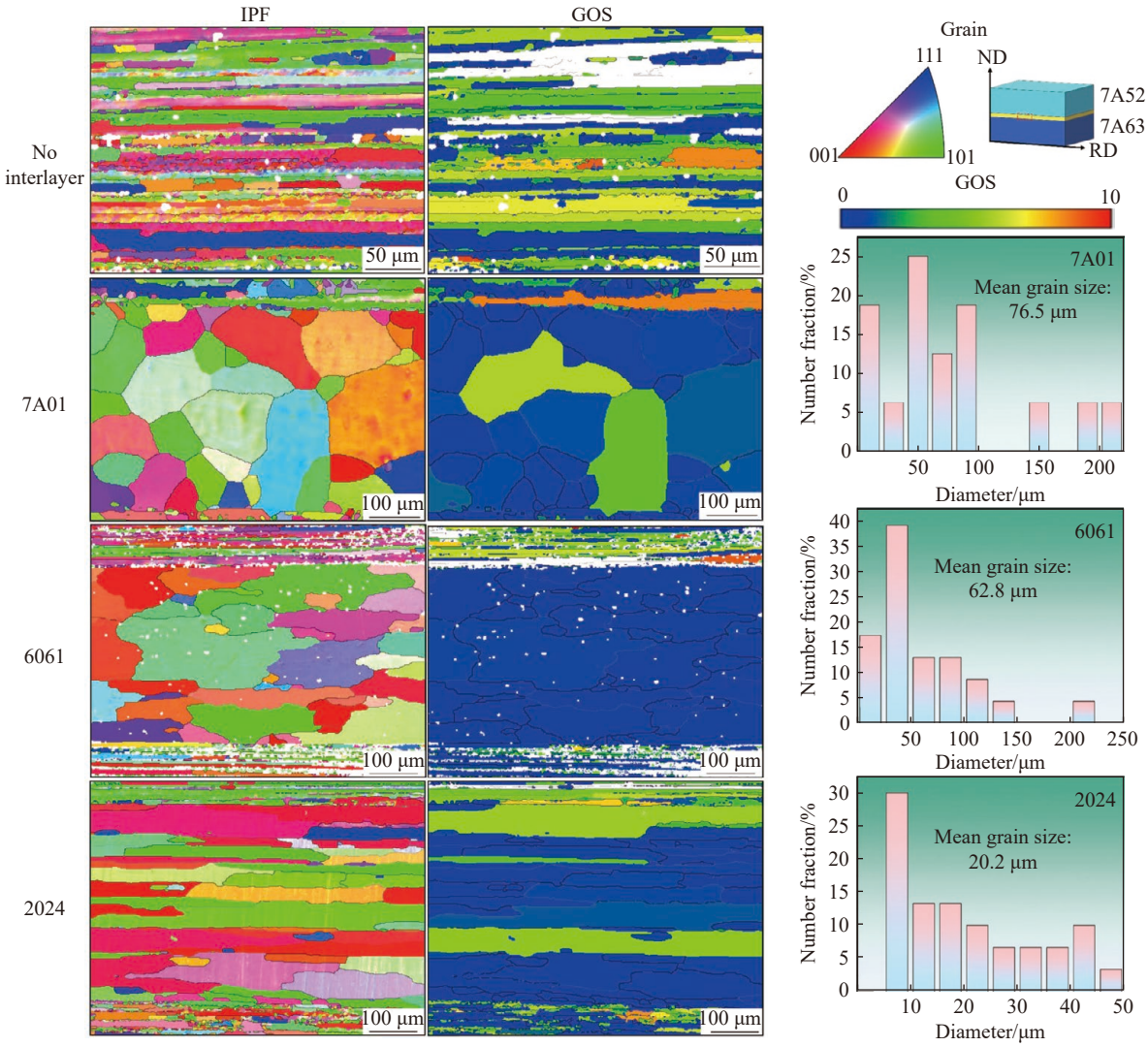


图 4　不同中间层的 7B53 铝合金复合板界面处的 IPF、GOS 图及晶粒尺寸分布

Fig. 4　IPF, GOS maps and grain size distribution at the interface of 7B53 aluminum alloy composite plates with different interlayers

晶粒与部分粗大晶粒混合组成。经统计，7A01 中间层的平均晶粒尺寸为 76.5 μm，6061 中间层的平均晶粒尺寸为 62.8 μm。以 2024 铝合金为中间层时：中间层内晶粒呈沿轧制方向拉长的条状形态；在 2024/7A52 界面附近，2024 铝合金表现为沿轧制方向拉长的变形晶粒，7A52 铝合金则同时存在再结晶晶粒和细长回复晶粒；而在 2024/7A63 界面附近，2024 铝合金出现细小的再结晶晶粒，7A63 铝合金以回复晶粒为主。2024 铝合金中间层的平均晶粒尺寸为 20.2 μm，小于其他 2 种中间层。

对不同中间层 7B53 铝合金复合板的再结晶行为进行分析，GOS 图表征结果表明，中间层组织主要由再结晶晶粒和回复晶粒构成，变形晶粒所占比例极低。在无中间层复合板中，轧制变形后的再结晶程度极低，晶粒形态仍保持轧制态典型的扁平特征。GOS 图中，界面附近及基体内部均存在大量高 GOS 值（黄、红色）区域，表明界面承受较高的塑性变形。中间层 7A01 发生了充分的再结晶，而两侧基体的再结晶程度相对有限。7A01 铝合金内部的 GOS 值整体较低，表明其再结晶过程进行得较为完全，亚结构较少，再结晶对于改善结合质量具有显著的积极作用，使复合板中 7A52/7A01 界面更不易发生分层[20]。中间层 6061 铝合金的 GOS 值整体较低，仅在部分界面区域存在少量高 GOS 值点，再结晶过程较为充分，变形储能有效释放，晶粒尺寸分布相对集中，中等尺寸晶粒占比较高，再结晶均匀性提升。2024 铝合金中间层则呈现拉长晶粒与等轴晶粒混合的特征，其平均晶粒尺寸为 20.2 μm，该层内同样发生了再结晶过程，并伴随一定程度的晶粒细化。

2.2　剪切性能和断裂特性

图 5 给出了不同中间层 7B53 铝合金复合板的界面拉伸剪切强度。当中间层为 7A01 铝合金时，复合板的最大剪切强度达到 73.1 MPa，较无中间层复合板提高 36.4 MPa。当中间层为 2024 铝合金时，复合板的最大剪切强度达到 69.7 MPa；当采用 6061 铝合金中间层时，复合板界面的剪切强度最高，最大剪切强度约为 109.6 MPa，比 7A01 中间层复合板的剪切强度高约 50%，较无中间层复合板提高近 2 倍，界面结合强度显著增强。此外，不同中间层对应的剪切断裂特征也存在明显差异。

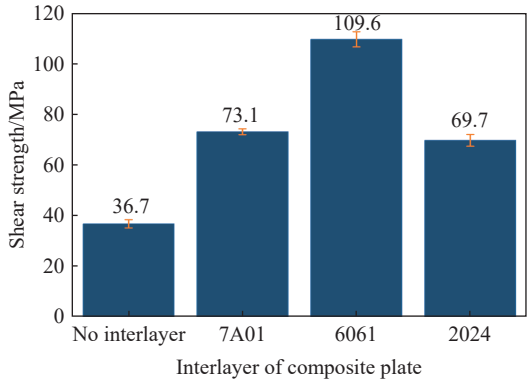


图 5　不同中间层的 7B53 复合板的拉伸剪切强度

Fig. 5　Tensile-shear strength of 7B53 composite plates with different interlayers

图 6 给出了不同中间层 7B53 铝合金复合板的拉伸剪切 7A63 面断口形貌。如图 6(a) 所示，无中间层复合板试样的 7A63 面断口整体较为平整，仅局部出现少量浅凹坑和断续撕裂棱。断裂以沿晶断裂为主，沿晶断口表面可观察到破碎的析出相粒子，剪切断裂未呈现明显的凹坑特征。粗大组分颗粒成为裂纹萌生点，当拉伸应力垂直于轧制平面时，晶粒间断裂区域面积占比较大，断面上可见断裂的第二相颗粒。结合图 3(a) 所示的 BSE 图像可知，无中间层时，7A52 与 7A63 直接结合，界面存在大量高亮、粗大的硬脆第二相粒子，成为应力集中源，且界面无过渡层协调变形。此外，图 4 所示界面附近较高的晶格畸变储能进一步加剧了局部应力集中程度。在拉伸载荷作用下，应力迅速在硬脆相周围集中，诱使微裂纹萌生并沿弱结合界面发生脆性扩展。整个断裂过程缺乏塑性变形吸能过程，因此，无中间层复合板表现出最低的宏观剪切强度。

当以 7A01 铝合金为中间层时，复合板试样的 7A63 面断口整体平整均匀，由图 6(b) 左图可见，局部区域分布着细小的等轴韧窝，而大部分区域则为沿剪切方向拉长的韧窝，呈现韧性断裂特征。结合图 3(b) 所示的 BSE 图像，7A01 中间层与两侧 7A52、7A63 铝合金的界面平直、结合致密，未观察到孔洞、裂纹等缺陷，且粗大第二相粒子较少。图 4 的分析结果进一步表明，7A01 中间层晶粒为粗大等轴晶，GOS 以极低蓝色无畸变区为主，表明其发生完全再结晶，晶格畸变程度低，具备优异的塑性变形能力。加载过程中，7A01 铝合金作为软质过渡层，通过自身的塑性流变有效协调两侧高强基板的变形失

配，松弛界面应力集中，大幅提升断裂吸能，因此，剪切强度较无中间层组提升近 1 倍。然而，受限于 7A01 铝合金自身较低的强度水平，界面载荷传递效率不足，中间层易发生整体屈服，从而限制了其承载能力的改善。

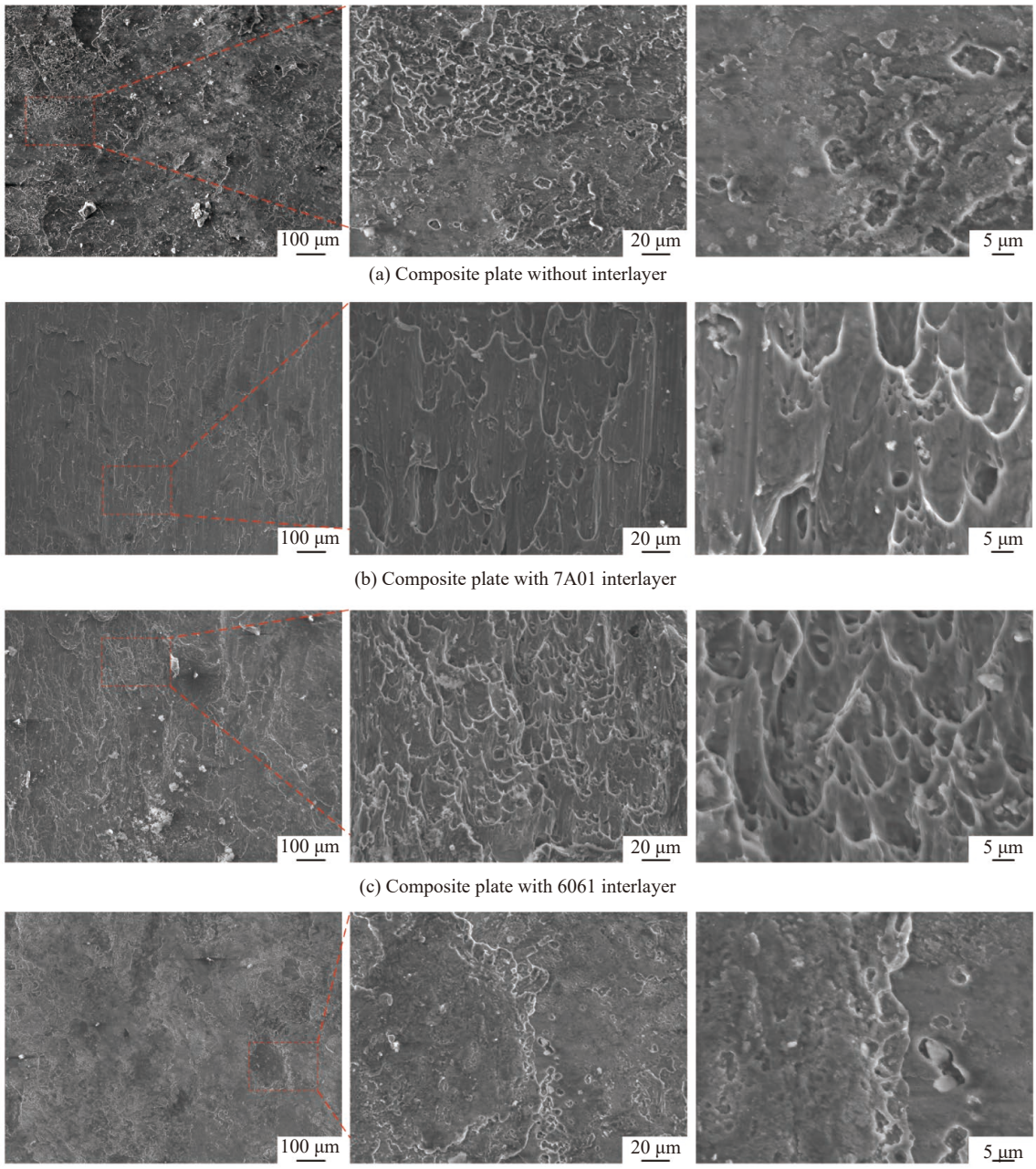


图 6　不同中间层的 7B53 复合板拉伸剪切 7A63 面断口形貌

Fig. 6　Fracture morphologies of 7A63 surface in tensile shear test of 7B53 composite plates with different interlayers

以 6061 铝合金为中间层时，低倍率下，复合板试样的 7A63 面断口起伏程度最为显著，呈现大面积的塑性撕裂与流变特征；中高倍率下，断口以高密度、深大的等轴韧窝为主要核心特征，韧窝的深度和数量均高于其他试样，伴随着连续撕裂棱，呈现强韧匹配的韧性断裂形貌。结合图 3(c)，6061 中间层内弥散分布大量细小的第二相粒子，界面结合致密无缺陷，未见粗大第二相聚集现象，弥散析出相提供了有效的沉淀强化效果。图 4 结果显示，6061 中间层晶粒为均匀等轴状，组织稳定性良好。加载过程中，

6061 中间层凭借强度与塑性的协同匹配，实现了载荷传递与变形协调的良好平衡。

2024 中间层复合板的剪切断口与无中间层复合板类似，其 7A63 面（见图 6(d)）断口平整，存在大面积光滑解理平台与局部零星塑性变形区，断裂主要为沿晶断裂，断面出现粗大的第二相颗粒，裂纹沿颗粒扩展。结合图 3(d)，2024 铝合金中间层内存在大量高亮、粗大的硬脆第二相粒子。图 4 结果显示，因为 2024 铝合金中间层具有高硬度和高强度，其与两侧 7A52 和 7A63 铝合金形成刚性界面，层间变形协调能力差。加载过程中，刚性界面难以通过塑性变形协调层间变形失配，粗大硬脆第二相进一步加剧应力集中，微裂纹在界面处早期形核，并沿刚性界面快速脆性扩展，仅在局部区域发生有限的中间层塑性变形，整个断裂过程吸收的能量较低，因此，宏观剪切强度降低。

2.3　夏比冲击实验

材料在弯曲及冲击载荷作用下的断裂过程通常依次经历弹性变形、塑性变形、裂纹形成及裂纹扩展 4 个阶段。为便于分析，可将该过程划分为 2 个主要阶段：弹塑性变形阶段（E&P 阶段）与裂纹萌生及扩展阶段（C 阶段）。设弹塑性变形阶段所消耗的能量为 $W_{E\&P}$，裂纹萌生及扩展阶段消耗的能量为 W_C，则材料断裂全过程的总耗能 W_T 可表示为 $W_T=W_{E\&P}+W_C$。

图 7 为不同中间层 7B53 铝合金复合板试样的夏比冲击载荷-位移曲线以及各变形阶段的吸收能量。夏比冲击载荷-位移曲线直观反映了材料在冲击载荷下的变形与断裂行为。对于无中间层复合板试样，其峰值载荷约为 2.5 kN，对应的位移约为 5 mm，随后载荷快速衰减，断裂位移约为 10 mm，曲线下的面积最小，表明其总吸收能量最低。引入中间层 7A01 铝合金后，峰值载荷提升至约 4.2 kN，对应的位移约为 3 mm，断裂位移与无中间层复合板相近，曲线下的面积略有增大，韧性有所改善。以 6061 铝合金为中间层时，复合板试样的峰值载荷进一步提升至 4.5 kN，且载荷平台显著延长，断裂位移约为 15 mm，曲线下的面积最大，表现出最优的冲击韧性。中间层采用 2024 铝合金时，复合板试样的峰值载荷与 6061 中间层复合板相当，但断裂位移缩短至约 10 mm，曲线下的面积介于 7A01 中间层复合板与 6061 中间层复合板之间，呈现出高强度、低韧性的特征。

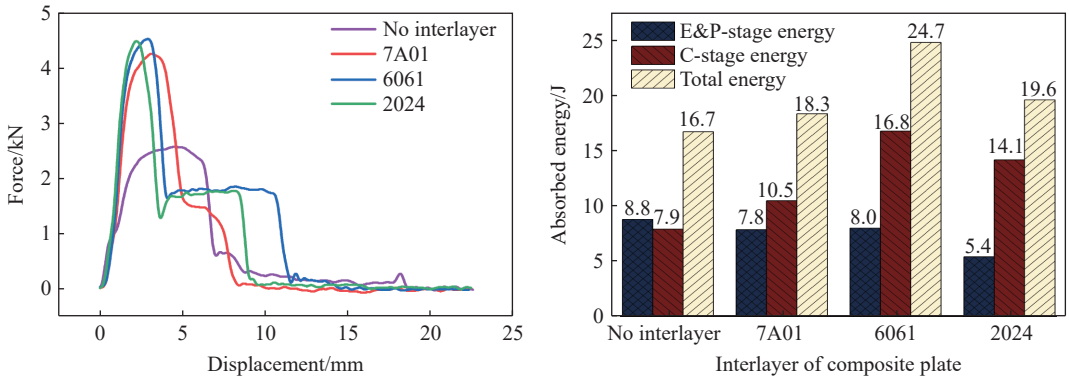


图 7　不同中间层的 7B53 铝合金复合板的冲击性能

Fig. 7　Impact performance of 7B53 aluminum alloy composite plates with different interlayers

无中间层复合板、7A01 中间层复合板与 6061 中间层复合板试样的 $W_{E\&P}$ 相近，表明三者在裂纹萌生前的抗变形能力相当。2024 中间层复合板试样的 $W_{E\&P}$ 显著降低，可能与其较低的界面剪切强度有关，2024 铝合金中间层与 7A52、7A63 的界面结合质量较差，剪切强度下降导致裂纹在层间扩展消耗的能量减少。6061 中间层复合板试样的 W_C 远高于其他试样，表明其裂纹扩展阻力最大，韧性最优。2024 中间层复合板试样的 W_C 次之，7A01 中间层复合板试样的 W_C 略高于无中间层复合板。中间层 6061 通过形成 Mg_2Si 强化相及优化界面结合，有效提升了裂纹扩展阻力。2024 中间层复合板虽因 7A63 层的裂纹扩展贡献了较高的 W_C，但其峰值载荷提前，导致弹塑性变形阶段的吸收能量下降。中间层 7A01 作为软质层时，其仅能有限缓解界面应力集中，W_C 的提升幅度有限。

夏比冲击实验后试样的侧向扫描图像如图 8 所示。在正面冲击载荷作用下，7B53 铝合金复合板完全断裂。裂纹扩展至中间层时发生明显偏转，7A63 层内裂纹呈撕裂状，主裂纹附近伴随较多的微裂纹。裂纹路径偏转和微裂纹萌生使裂纹总长度增加。与无中间层铝合金复合板相比，引入中间层的复合板不仅能承受更高的冲击载荷，而且能获得更高的冲击韧性。其主要原因可归结为以下 2 点：(1) 当裂纹扩展至界面时，沿轧制方向发生水平偏转；(2) 当裂纹沿法向扩展至新组元层时，将形成新的微小裂纹。如图 8(i)～图 8(l) 所示，在外加载荷作用下，裂纹易于在第二相颗粒附近萌生，然后迅速扩展并连接起来，导致 7A63 铝合金快速断裂，7A63 层在许多位置处出现裂纹，这是由于 7A63 铝合金中含有大量的增强相颗粒，这些颗粒起到裂纹源的作用。此外，微小裂纹数量的增加使材料在断裂过程中吸收更多的冲击能量。相比之下，虽然 7A52 基体中也有 Fe 和 Cu 富集产生的第二相颗粒，但颗粒尺寸较小且分散，对板材断裂性能的影响相对有限[21]。

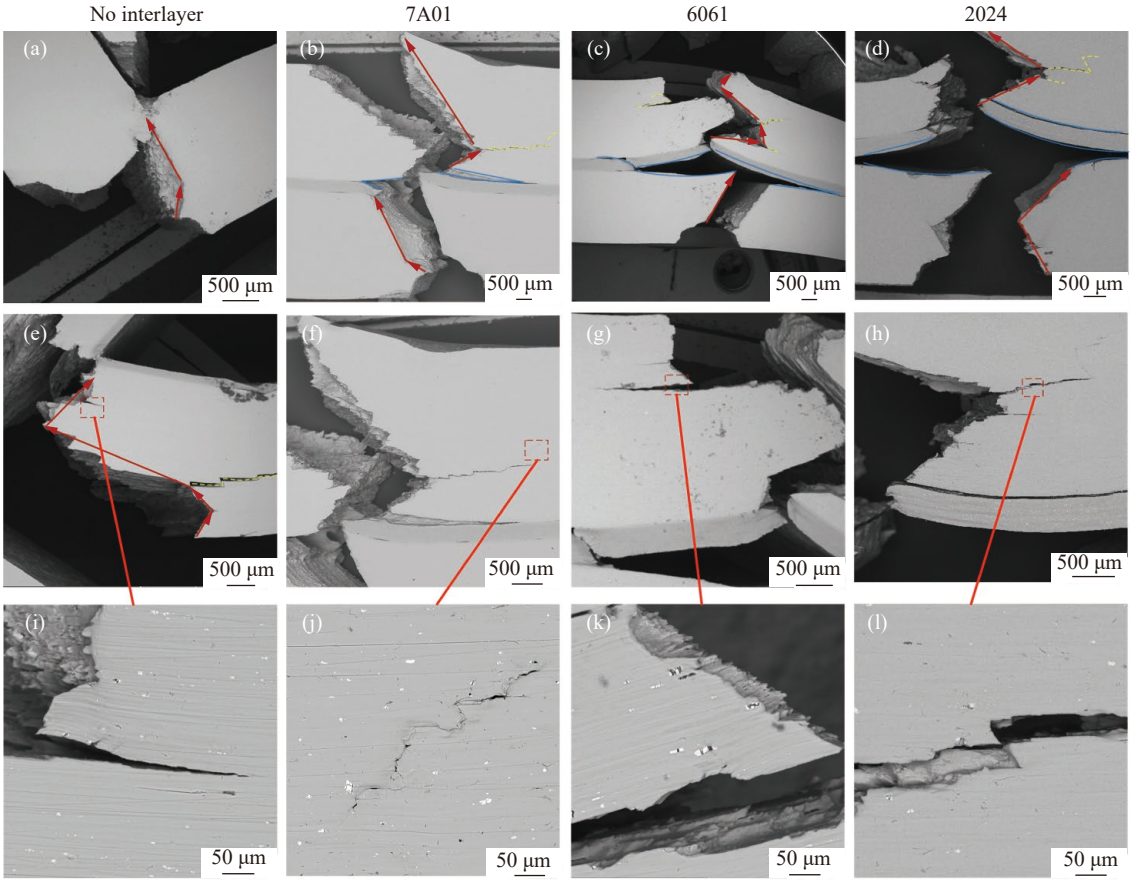


图 8　7B53 铝合金复合板侧面冲击断口的 SEM 形貌：(a)～(d) 裂纹走向，(e)～(h) 7A63，(i)～(l) 7A63 裂纹扩展
（红色箭头为主裂纹扩展方向，蓝色实线为界面分层，黄色虚线为微裂纹）

Fig. 8　SEM micrographs of lateral impact fracture surfaces of 7B53 aluminum alloy composite plates: (a)−(d) crack propagation direction; (e)−(h) 7A63; (i)−(l) crack propagation on the 7A63 surface (Red arrows indicate the main crack propagation direction, blue solid lines denote interfacial delamination, and yellow dashed lines represent microcracks)

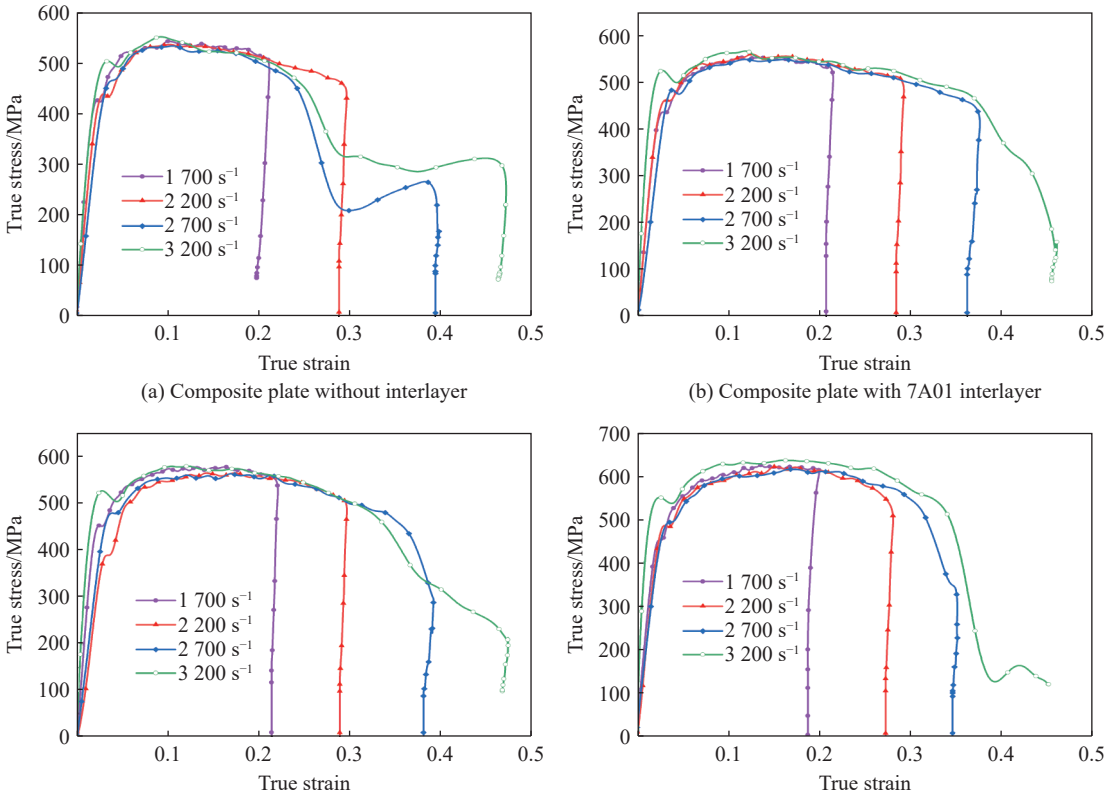
由图 8 可见，引入中间层后，复合板中的冲击裂纹在扩展至界面处时发生偏转，但不同中间层试样在裂纹偏转路径上存在明显差异。在 6061 和 2024 中间层复合板中，如图 8(c) 和图 8(d) 所示，裂纹在 7A52/中间层界面处发生一定程度的挠曲后继续向板材深处扩展，并在 7A63 层内造成较大范围的撕裂。相比之下，在 7A01 中间层复合板中，裂纹沿界面方向的扩展深度较浅，且 7A63 层未出现明显的大面积撕裂，这也是该试样冲击载荷较低的主要原因。

对比不同中间层复合板的冲击载荷-位移曲线可知，中间层的引入不仅提高了复合板所能承受的

峰值冲击载荷，而且增大了材料完全断裂时所对应的位移，从而显著提升了复合板的冲击韧性。对于不同中间层配置的复合板而言，界面结合强度与裂纹扩展过程中的能量吸收能力是决定其冲击韧性提升的关键因素。

2.4　动态冲击实验

采用 SHPB 系统，获得了室温下不同中间层 7B53 铝合金复合板在各应变率下的真应力-应变曲线，如图 9 所示。可以看出，复合板的流变应力先急剧上升，随后进入基本恒定的平台阶段，最后出现大幅下降。依据真应力-应变曲线变化特征，可将合金的变形过程依次划分为弹性变形、塑性变形、断裂 3 个阶段。



(a) Composite plate without interlayer　(b) Composite plate with 7A01 interlayer

(c) Composite plate with 6061 interlayer　(d) Composite plate with 2024 interlayer

图 9　不同中间层的 7B53 复合板在各应变率下的真实应力-应变关系曲线

Fig. 9　True stress-strain curves of 7B53 composite plates with different interlayers at various strain rates

由图 9(a) 可见：在 1 700～3 200 s^{-1} 应变率范围内，随应变率的升高，无中间层 7B53 复合板的流变应力并未呈现明显的上升趋势，表现出较低的应变率敏感性；7A01 中间层复合板的流变应力变化趋势与之相似。这一现象可归因于：高速冲击下复合板发生瞬间大变形，导致材料内部大量产热，引发热软化效应[22]，在应变率强化效应与热软化效应的共同作用下，材料在宏观上呈现较低的应变率敏感性。对比无中间层复合板与 7A01 中间层复合板可知，无论是峰值应力，还是断裂应变，后者均高于前者。这是因为 7A01 中间层在高速冲击过程中发生塑性变形，促使裂纹发生偏转，从而吸收更多的冲击能量。相比之下，无中间层复合板缺乏有效的缓冲层，粗大第二相颗粒在冲击载荷作用下易被压碎，加之界面结合薄弱，导致应力急剧下降并引发界面分离。

由图 9(c) 可见，在 1 700～2 700 s^{-1} 应变率范围内，随着应变率升高，6061 中间层复合板的流变应力出现一定程度的下降，低于 1 700 s^{-1} 时的流变应力。其原因在于，相较于 7A52 和 7A63 合金，6061 铝合金具有更低的屈服强度和更高的延展性，在高速加载条件下更易发生瞬间大变形且不易失效，致使热软化效应超越应变率强化效应而占据主导地位[23]。对比 6061 中间层复合板与 2024 中间层复合板可

知，前者的峰值应力低于后者，而断裂应变则高于后者。在 2 200～3 200 s^{-1} 应变率范围内，随着应变率的升高，两者的断裂应变差值逐渐增大。这表明，在高应变率冲击过程中，6061 中间层通过自身塑性变形促使裂纹发生偏转，增大了断裂应变，从而显著提升复合板的变形能力。

图 10 显示了在 1 700～3 200 s^{-1} 应变率范围内不同中间层 7B53 复合板在室温下的真应力-应变曲线对比。在各应变率下，2024 中间层复合板表现出最高的流变应力，其后依次为 6061 中间层复合板、7A01 中间层复合板、无中间层复合板。以 1 700 s^{-1} 应变率为例，2024 中间层复合板的峰值流变应力约为 624.8 MPa，较无中间层复合板（约 542.2 MPa）提高约 15%，且这一差距随着应变率的升高而进一步增大。当应变率超过 2 700 s^{-1} 后，真应力-应变曲线后期出现明显的流变软化现象，如图 10(c) 和图 10(d) 所示。这一现象源于加工硬化与热软化之间的竞争机制，在高应变率变形过程中，塑性功转化产生的热量因热扩散时间不足而无法及时散逸，引发绝热温升。对于 7XXX 系铝合金，其绝热温升可达 150～200 K，进而引发动态回复与热软化效应[24]。在最高应变率为 3 200 s^{-1} 的条件下，真应力-应变曲线呈现锯齿状流动特征，并伴随应力的突然下降，这是绝热剪切带萌生与扩展的典型标志。无中间层复合板在真应变超过 0.35 后出现剧烈的应力振荡，这是因为裂纹于 7A63 层内萌生后，因缺乏中间层的钝化作用，裂纹沿弱结合界面快速扩展，最终发生剪切破坏。2024 中间层复合板虽强度最高，但在高应变下同样出现应力突降现象。

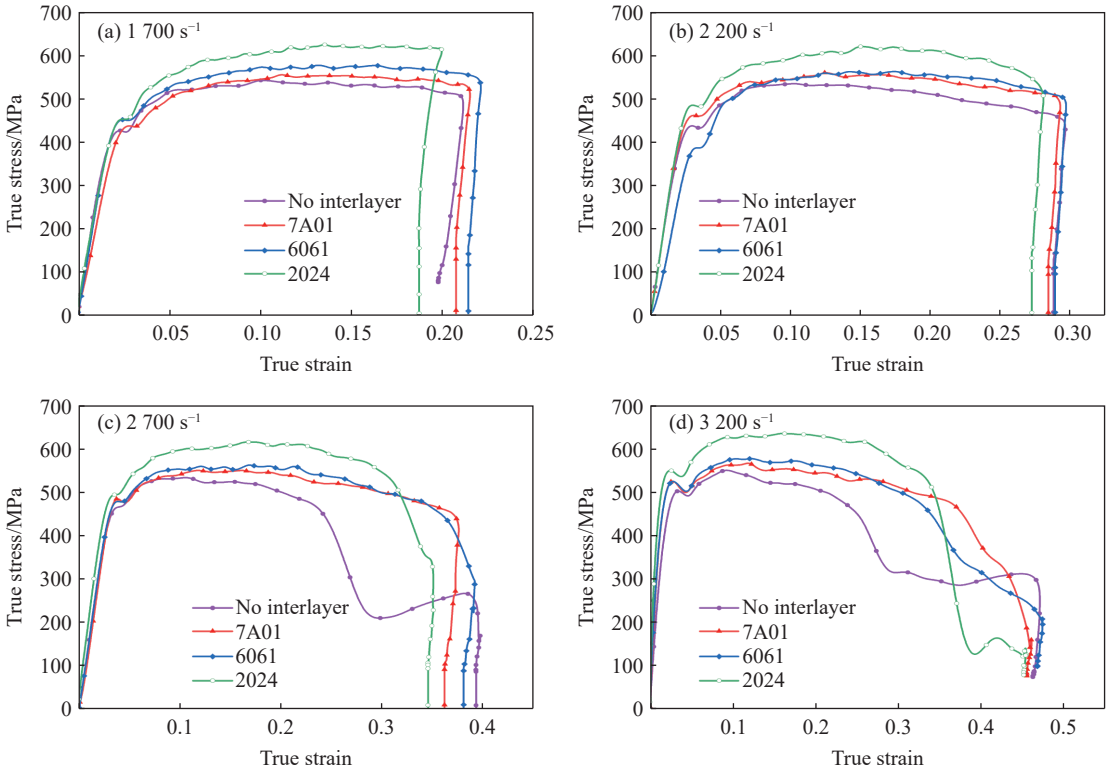
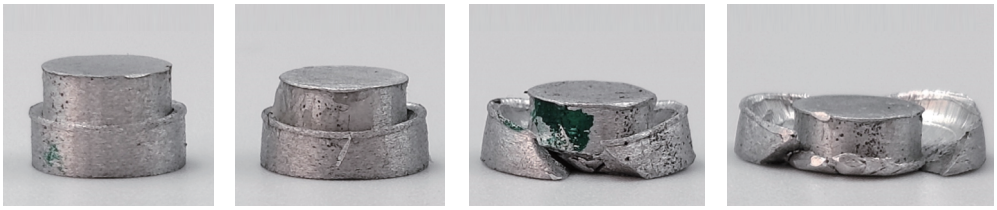


图 10　不同应变率下不同中间层 7B53 复合板的真实应力-应变关系曲线

Fig. 10　True stress-strain curves of 7B53 composite plates with various interlayers at different strain rates

图 11 展示了 7A01 中间层复合板在不同应变率下的宏观特征。当应变率为 1 700 s^{-1} 时，应力峰值为 555.1 MPa，对应的冲击应变为 0.215，7A63 层保持结构完整，而 7A52 层仅发生轻微压缩变形。当应变率增至 2 200 s^{-1} 时，应力峰值上升至 561.0 MPa，冲击应变为 0.293，宏观观察表明，7A63 层的形状保持相对完整，而在 7A52 层中观察到“V”形微裂纹。当应变率达到 2 700 s^{-1} 时，应力峰值降至 549.6 MPa，冲击应变为 0.376，7A52 层中的“V”形微裂纹变为剪切断裂，而 7A63 层基本不变，当应变率进一步提高到 3 200 s^{-1} 时，应力峰值为 567.3 MPa，冲击应变为 0.461，7A52 层完全断裂。同时，7A63 层中没有明显的形状变化。上述结果表明，7B53 复合板在高应变率下的塑性变形主要集中于 7A52 层和中间层。



(a) 1 700 s^{-1}　(b) 2 200 s^{-1}　(c) 2 700 s^{-1}　(d) 3 200 s^{-1}

图 11　7A01 中间层复合板经不同载荷高速冲击后的宏观特征

Fig. 11　Macro-features of 7A01 interlayer composite plates after high-velocity impact under different loads

为便于分析上述宏观变形特征对应的微观机制，图 12 给出了 7B53 铝合金复合板在相应条件下的光学显微结构（optical microstructure, OM）图像。当应变率为 2 200 s^{-1} 时，7A01 中间层复合板的中间层厚度最小，仅为 217.2 μm。与此同时，7A63 层外侧开始萌生微裂纹，如图 11(a) 所示，7A52 层沿垂直于冲击方向发生压缩变形。中间层在冲击载荷作用下向试样角部方向延展，7A01 层与 7A52 层的结合良好，但 7A01 层的变形更显著。6061 中间层复合板的形貌与 7A01 中间层复合板相似，其中间层厚度为 242.9 μm，微裂纹逐渐扩展至 7A63/7A01 界面处。2024 中间层复合板表现出不同特征，其中间层厚度最大，达 257.4 μm。裂纹于 7A63 层内萌生后，穿过 2024 中间层继续向深处扩展，并在 7A52 层内形成绝热剪切带，最终导致 2024 中间层与 7A52 层发生界面分离。

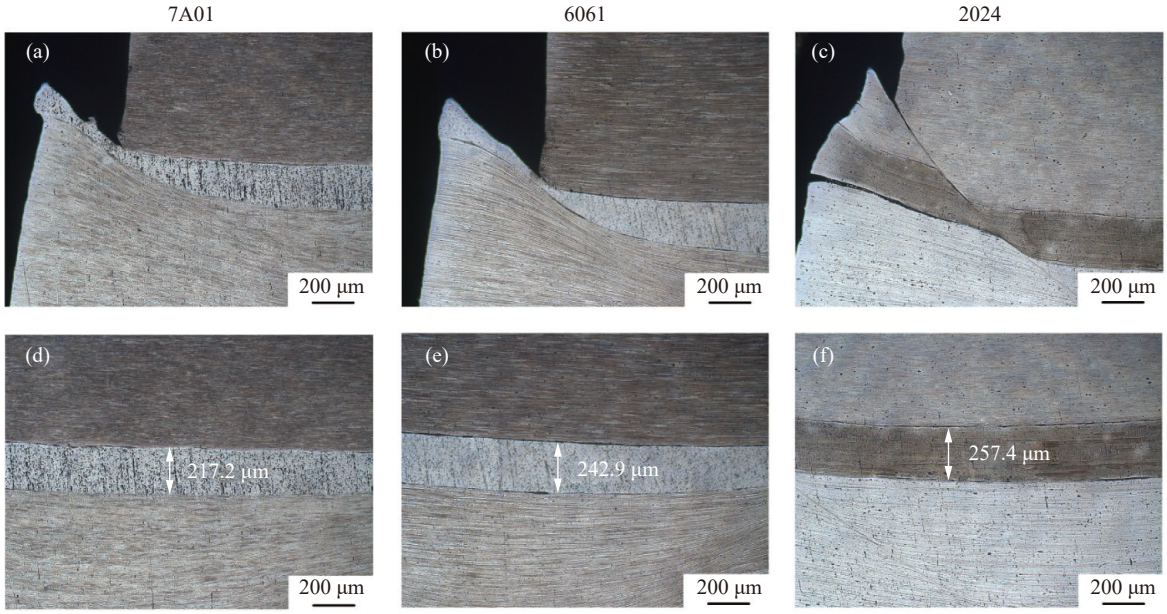


图 12　不同中间层的 7B53 铝合金复合板的微观组织：(a)～(c) 复合板角部，(d)～(f) 中间层界面

Fig. 12　Microstructures of 7B53 aluminum alloy composite plates with different interlayers: (a)−(c) corner of composite plate; (d)−(f) interlayer interface

对于采用 7A01 及 6061 作为中间层的复合板，由于 7A63 层与中间层的强度差异较大，两层之间易产生不均匀塑性变形。当扩展裂纹抵达韧性中间层时，可能导致裂纹钝化和裂纹偏转。这促使中间层发生不均匀变形，从而阻碍裂纹向 7A52 层内贯穿扩展。随后，裂纹沿 7A63/中间层界面继续延伸，裂纹扩展路径延长消耗更多的冲击能量，进而提升 7B53 复合板的整体抗冲击性能。与之形成对比的是，当采用 2024 铝合金作为中间层时，由于该合金的强度较高而韧性不足，中间层自身难以发生充分的塑性变形，吸能效果有限。因此，7A63 层内萌生的裂纹扩展至 2024 中间层界面时，既未发生有效钝化，也未出现明显偏转，裂纹直接穿过中间层进入 7A52 层，并在其中诱发绝热剪切带，导致 2024 中间层复合板的断裂应变降低。

对比中低速夏比冲击与高速 SHPB 动态冲击条件下 7B53 铝合金复合板的力学性能可知，7A01 中

间层复合板与无中间层复合板在中低速冲击时均表现出较差的冲击韧性，其主要原因在于，裂纹易于沿结合薄弱的界面扩展，裂纹扩展阶段吸收的能量较低。在高速 SHPB 冲击条件下，两者性能同样不佳。然而，7A01 中间层复合板中的中间层在高速冲击过程中发生塑性变形，促使裂纹偏转，从而吸收更多能量。相比之下，无中间层复合板中的粗大第二相颗粒在冲击载荷作用下被压碎，并且界面结合薄弱，最终导致材料提前失效。

在夏比冲击实验中，材料的冲击韧性主要由其断裂韧性决定。对于 2024 中间层复合板，尽管裂纹扩展阶段吸收的能量较高，但是由于 2024 中间层厚度较大，导致 7A52 基体层相对较薄，因而峰值载荷较小。同时，该复合板的界面结合质量较差，界面处存在的脆性金属间化合物引发应力集中，促使裂纹易于沿界面扩展，致使裂纹在层间扩展过程中吸收的能量相对有限。相比之下，6061 中间层复合板的界面结合强度较高，裂纹沿层间扩展时吸收大量能量，因此，其总冲击吸收功最高。在 SHPB 动态冲击实验中，材料的动态力学性能主要取决于其动态屈服强度与塑性流动的稳定性。在高应变率条件下，材料内部存在“热软化”与“应变率硬化”两种效应的竞争。2024 中间层内弥散分布的强化相显著增强了应变率硬化效应，有效抑制了热软化引发的失稳倾向，因此，其流变应力高于 6061 中间层复合板[25]。在高速冲击下，当 7A63 层产生的冲击裂纹扩展至界面时，6061 层通过自身塑性变形使裂纹尖端钝化，迫使裂纹沿层间界面水平偏转，实现了高于 2024 中间层复合板的宏观断裂应变。

3　结　论

(1) 与无中间层复合板相比，中间层的引入显著提升了 7B53 复合板的界面结合强度，其中，6061 中间层复合板的界面结合质量最优，最大剪切强度达到 109.6 MPa。该中间层通过塑性变形有效吸收冲击能量，缓解界面处的应力集中。同时，6061 中间层对界面附近的再结晶行为具有调控作用，能够促进细小、均匀晶粒的形成，抑制粗大晶粒在界面区域的异常长大，从而强化界面区域，提升界面结合强度。

(2) 相较于其他中间层复合板，采用 6061 铝合金作为中间层时，复合板展现出更优异的能量吸收能力，这是因为：6061 铝合金具有适中的强度水平，在保证承载能力的同时具备良好的塑性变形能力；另外，其较高的界面结合强度使裂纹沿界面扩展时消耗更多能量，且界面方向裂纹总长度的增加进一步促进了复合板整体韧性的提升。

(3) SHPB 高速冲击实验及动态力学行为分析表明，不同中间层对 7B53 铝合金复合板在高应变率下的力学行为与失效机制具有显著的调控作用。中间层为 7A01 铝合金的复合板在 1 700～3 200 s^{-1} 范围内的应变率敏感性较低，但其峰值应力与应变均优于无中间层复合板，这是因为其不均匀变形特征有效阻断了裂纹向 7A52 层贯穿扩展，促使裂纹沿界面偏转延伸，从而提高抗冲击性能。6061 中间层复合板在 1 700～2 700 s^{-1} 范围内因热软化效应主导，流变应力呈下降趋势，但其优异的延展性促使裂纹偏转，增强了变形能力。与 2024 中间层复合板相比，6061 中间层复合板虽峰值应力略低，但应变更高，且随应变率升高差距扩大，表明 6061 中间层在高速冲击下通过塑性变形有效提升了复合板的整体韧性。

参考文献：

[1] ZHANG Z Q, ZHANG X K, HE D Y. Forming and warm die quenching process for AA7075 aluminum alloy and its application [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2020, 29(1): 620–625.

[2] ZHOU B, LIU B, ZHANG S G. The advancement of 7XXX series aluminum alloys for aircraft structures: a review [J]. Metals, 2021, 11(5): 718.

[3] 李龙, 吕金明, 严安, 等. 铝合金装甲材料的应用及发展 [J]. 兵器材料科学与工程, 2017, 40(6): 105–113.
LI L, LYU J M, YAN A, et al. Application and development of aluminum alloy armor materials [J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2017, 40(6): 105–113.

[4] HUANG X L, ZHANG W, DENG Y F, et al. Experimental investigation on the ballistic resistance of polymer-aluminum laminated plates [J]. International Journal of Impact Engineering, 2018, 113: 212–221.

[5] GAO K, ZHANG X, LIU B X, et al. The deformation characteristics, fracture behavior and strengthening-toughening mechanisms of laminated metal composites: a review [J]. Metals, 2020, 10(1): 4.

[6] MIN F L, GAO K Y, ZHOU D J, et al. Dynamic failure behavior of 7B52 laminated aluminum alloy subjected to deformable projectile impact [J]. Engineering Failure Analysis, 2024, 162: 108348.

[7] TENG X, WIERZBICKI T, HUANG M. Ballistic resistance of double-layered armor plates [J]. International Journal of Impact Engineering, 2008, 35(8): 870–884.

[8] YU C, ZHANG W Z, JIANG R W, et al. Preparation method and properties of Q235/5083 composite plate with 1060 interlayer by differential temperature rolling with induction heating [J]. Metals, 2023, 13(9): 1501.

[9] SONG Y F, WANG L J, CHEN Y Q, et al. Enhancing the strength and plasticity of laminated aluminum alloy by introducing micron-scale pure aluminum interlayers [J]. International Journal of Plasticity, 2026, 197: 104601.

[10] DAI G, LIU Y M, CHEN K, et al. Effect of cumulative deformation and interlayer mechanical properties on bonding strength of corrugated interface steel/aluminum composite plate [J]. Journal of Manufacturing Processes, 2023, 103: 78–89.

[11] LIU W H, CAO P, ZHAO C B, et al. Effect of temperature and strain rate on deformation mode and crack behavior of 7B52 laminated aluminum alloy under impact loading [J]. Metals and Materials International, 2021, 27(11): 4397–4407.

[12] ZHU G C, HUANG S H, LI X W, et al. Macro-micro dynamic behaviors and fracture modes of roll bonded 7A52/7A01/7B52 aluminum laminates in high velocity deformation [J]. Progress in Natural Science: Materials International, 2018, 28(4): 510–519.

[13] 佟有志, 祝国川, 李明原, 等. 7B52 铝合金动态力学性能及断裂行为研究 [J]. 铝加工, 2018(4): 39–44.
TONG Y Z, ZHU G C, LI M Y, et al. Research on dynamic mechanical properties and fracture behavior of 7B52 aluminum alloy [J]. Aluminium Fabrication, 2018(4): 39–44.

[14] 周古昕, 郎玉婧, 杜秀征, 等. 高强 7A62 铝合金动态力学响应及其 J-C 本构关系 [J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(1): 21–29.
ZHOU G X, LANG Y J, DU X Z, et al. Dynamic mechanical response and J-C constitutive equation of high strength 7A62 aluminum alloy [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(1): 21–29.

[15] 冯治建, 胡孟磊, 张雪峰. 6061 铝合金的静动态力学性能和弹道行为 [J]. 高压物理学报, 2026, 40(3): 034101.
FENG Z J, HU M L, ZHANG X F. Static and dynamic mechanical properties and ballistic behavior of 6061 aluminum alloy [J]. Chinese Journal of High Pressure Physics, 2026, 40(3): 034101.

[16] 贾翠玲, 陈芙蓉. 7A52 铝合金 Johnson-Cook 本构模型的有限元模拟 [J]. 兵器材料科学与工程, 2018, 41(1): 30–33.
JIA C L, CHEN F R. Finite element simulation of Johnson-Cook constitutive model for 7A52 aluminum alloy [J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2018, 41(1): 30–33.

[17] DING X F, XIAO M Y, LIU W H, et al. Macro-micro-nonuniform deformation behavior of 7B52 laminated aluminum alloy under high-speed impact [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2023, 32(4): 1508–1514.

[18] 祝国川, 熊柏青, 佟有志, 等. 固溶处理对 7B52 铝合金板材力学性能和断裂行为的影响 [J]. 中国有色金属学报, 2017, 27(5): 877–884.
ZHU G C, XIONG B Q, TONG Y Z, et al. Effect of solution treatment on mechanical properties and fracture behavior of 7B52 aluminum alloy plate [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2017, 27(5): 877–884.

[19] ZOU S Z, GAO Y T, YANG Z R, et al. Development of the split-hopkinson pressure bar and its application in testing the dynamic mechanical properties of quasi-brittle materials: a review [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 33: 9463–9483.

[20] LIU W H, YUE X M, HU Q, et al. Effects of recrystallization and element diffusion behavior on interfacial bonding quality and mechanical properties of aluminum laminated composites [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2024, 985: 174045.

[21] CHEN Z J, LU G M, ZHOU D Y, et al. Effects of the number of layers and thickness ratio on the impact fracture behavior of AA6061/AA7075 laminated metal composites [J]. Crystals, 2023, 14(1): 44.

[22] 张延泽, 秦健, 孟祥尧, 等. 高温高应变率下 ZL101A 铝合金的流变应力特征与本构模型 [J]. 高压物理学报, 2022, 36(3): 034105.
ZHANG Y Z, QIN J, MENG X Y, et al. Flow stress characteristics and constitutive model of ZL101A aluminum alloy under high temperature and high strain rate [J]. Chinese Journal of High Pressure Physics, 2022, 36(3): 034105.

[23] 高志国, 张新明, 陈明安, 等. 温度对 2519A 铝合金高应变速率下动态屈服应力及显微组织的影响 [J]. 稀有金属材料与工

程, 2009, 38(5): 881–886.
GAO Z G, ZHANG X M, CHEN M A, et al. Effect of temperature on dynamic yield stress and microstructure of 2519A aluminum alloy at high strain rate [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2009, 38(5): 881–886.
[24] LI S X, WU J Q, CHEN X R, et al. Two-stage work-hardening of a transformable B2-enhanced metallic glass composite by molecular dynamics simulation [J]. Composites Communications, 2024, 51: 102045.
[25] ZHANG W L, HE L J, LU Z G, et al. Microstructural characteristics and formation mechanism of adiabatic shear bands in Al-Zn-Mg-Cu alloy under dynamic shear loading [J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 791: 139430.

Effect of Interlayer Materials on the Interfacial Microstructure and Dynamic Mechanical Properties of 7B53 Aluminum Alloy Composite Plates

WAN Yu[1], CHEN Zejun[1], CAO Xianming[1], DANG Yuehui[1], CONG Fuguan[2], WANG Qiang[2]

（1. *College of Materials Science and Engineering*, *Chongqing University*, *Chongqing* 400044, *China*;
2. *Northeast Light Alloy Co.*, *Ltd.*, *Harbin* 150060, *Heilongjiang*, *China*）

Abstract: The choice of aluminum alloys used as the interlayers significantly influences the interfacial bonding properties and dynamic impact mechanical properties of 7B53 aluminum alloy composite plates (7A52/interlayer/7A63). In this study, the influence mechanism of different aluminum alloy interlayer materials (7A01, 6061, 2024 aluminum alloy) on the interfacial metallurgical bonding quality and the dynamic mechanical behavior at high strain rates (1 700−3 200 s^{-1}) was systematically investigated using tensile-shear tests, Charpy impact tests, split Hopkinson pressure bar (SHPB) tests, and scanning electron microscopy (SEM). The results show that the composite plate with the 6061 interlayer exhibits the optimal interfacial bonding performance, achieving a maximum shear strength of 109.6 MPa, which is 36.5 MPa higher than that of the plate with the 7A01 interlayer (73.1 MPa). This improvement is attributed to the fact that the 6061 alloy promotes the formation of fine and uniform grains at the interface, thereby effectively strengthening the interfacial region. SHPB tests reveal that the inhomogeneous deformation of the interlayer interrupts the penetration of cracks into the 7A52 layer and promotes crack deflection along the interface. The composite plate with the 7A01 interlayer shows low strain rate sensitivity. The plate with the 6061 interlayer, while decreases in flow stress due to thermal softening within the strain rate range of 1 700–2 700 s^{-1}, maintains stable deformation under high-velocity impact owing to its excellent ductility. Compared to the composite plate with the 2024 interlayer, the plate with the 6061 interlayer achieves higher plastic strain while retaining relatively high yield strength. The 6061 interlayer composite plate successfully achieves an effective integration of the high toughness of 7A52 and the high strength of 7A63, providing an important theoretical basis for the design of impact-resistant protective structures for armored vehicles.

Keywords: 7B53 aluminum alloy composite plate; intermediate layer; dynamic impact mechanical properties; interfacial bonding performance; yield strength