

引文格式:卫俊鑫,李晓杰,锅渺,等.轧制压下率调控钛/铝/镁复合板界面组织演化与力学性能响应机制[J].航空制造技术,2026,69(18):26020205.

WEI Junxin, LI Xiaojie, GUO Miao, et al. Regulation of interfacial microstructural evolution and mechanical response mechanisms of Ti/Al/Mg clad plates via rolling reduction ratio[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2026, 69(18): 26020205.

轧制压下率调控钛/铝/镁复合板界面组织演化与力学性能响应机制

卫俊鑫^{1,2,3}, 李晓杰^{1,2,3}, 锅渺⁴, 吴杰杰^{1,2,3}, 韩建超^{1,2,3}

(1. 太原理工大学机械工程学院, 太原 030024;

2. 太原理工大学先进金属复合材料成形技术与装备教育部工程研究中心, 太原 030024;

3. 金属成形技术与重型装备全国重点实验室, 太原 030024;

4. 中国特种设备检测研究院, 北京 100029)

[摘要] 对轧制压下率调控钛/铝/镁(Ti/Al/Mg)复合板界面结合强度与强塑性匹配的机制进行了研究。通过420℃热轧制备不同压下率Ti/Al/Mg复合板,结合界面显微组织、元素分布、晶粒结构,以及室温剪切和拉伸性能测试,分析压下率对界面结合、组织演化和力学响应的影响。结果表明,过低压下率导致界面弱冶金结合,过高压下率会诱发Mg层剪切局部化,导致脆性断裂。65%压下率为最优工艺参数,复合板剪切强度、抗拉强度和延伸率分别达到72 MPa、332 MPa和14.2%,实现了界面结合与强塑性的最优匹配。结合强度的提高得益于Al/Mg界面互嵌机械啮合结构演变、元素扩散层增厚和拉剪失效路径的转移。力学性能的改善则归因于Al/Mg界面两侧晶粒细化、Mg层局部储能保留和界面载荷传递能力增强的协同作用。本研究为Ti/Al/Mg轻质复合板的轧制工艺优化提供了依据。

关键词: Ti/Al/Mg复合板;压下率;Al/Mg界面;结合强度;力学性能

中图分类号: V25;TG335.81

文献标志码: A

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.26020205



卫俊鑫

博士研究生,研究方向为金属复合板轧制与成形。

钛/镁层状复合板融合了钛合金优良的耐蚀、耐热与表面防护性能^[1-2],同时兼具镁合金低密度、高比强度的突出优势,减重潜力显著,在航空航天、交通运输、电子设备及轻量化防护结构等领域具备广阔的应用前景^[3-4]。然而,钛和镁元素互溶度极低,且二者在变形抗力、热物性参数及塑性流动能力方面差异显著,直接复合过程中易产生层间变形不协调、界面开裂和结合强度不足等问题^[5-7]。相关研究表明,引入铝中间

层构建Ti/Al/Mg复合结构,可在一定程度上缓解Ti层与Mg层之间的流变差异,并通过Al/Ti和Al/Mg界面的扩散与塑性协调促进载荷传递,因此成为制备高性能钛/镁复合板的重要途径^[8-9]。

目前,轧制复合法因具有工艺连续性好和易于实现大尺寸板材制备等优势,被广泛用于异质金属层状复合板的制备。对于Mg基复合板(如Mg/Al复合板),热轧过程中界面结合质量不仅取决于温度和表面状态,

收稿日期: 2026-05-29; 退修日期: 2026-07-10; 录用日期: 2026-07-15

基金项目: 国家自然科学基金(52275362, 52575428); 山西省高等学校科技创新计划(2025Q005)

通信作者: 韩建超, 教授, 博士, 研究方向为难变形金属及其层状复合板特种轧制与装备。

还显著受轧制压下率控制^[10-12]。然而,在Ti/Al/Mg多层复合体系中,各组元之间存在着显著的流变应力、塑性变形能力和热物性差异,使得压下率对界面激活、层间协调变形和组织稳定性的影响更加复杂^[13-14]。过低或过高的压下率均可能破坏界面结合与整体力学性能之间的匹配关系^[15-16],但其内在作用机制尚缺乏系统认识。因此,有必要阐明轧制压下率对Ti/Al/Mg复合板界面组织演化、结合行为和力学响应的协同调控机制,为获得界面稳定结合与强塑性匹配的复合板提供理论依据。目前有关研究表明,Ti/Al/Mg复合板的临界压下率在40%左右^[17-18],这一结果说明,足够的轧制变形是促进界面结合的必要条件。然而,超过临界压下率后,界面结合强度、整体拉伸性能和Mg层组织稳定性并不一定同步提升。尤其对于大厚比Ti/Al/Mg复合板而言,Ti层、Al中间层和Mg基层之间的变形抗力差异会导致显著的层间应变分配不均,使Al/Mg界面附近成为塑性协调、位错累积和裂纹萌生的敏感区域^[19-20]。因此,压下率如何进一步调控界面形貌、元素扩散、拉剪失效路径和Mg层组织演化,以及这些因素如何共同决定界面结合强度与强塑性匹配,目前仍缺乏系统的研究。

基于此,本文以TA1、AA1060和AZ31B构成的Ti/Al/Mg复合板为研究对象,探究420℃热轧条件下不同压下率对界面结合、组织演化和力学性能的影响。通过各层应变分配、界面形貌、EDS元素扩散、拉剪断口、DIC动态应变演化及EBSD组织表征,揭示压下率对层间协调变形、Al/Mg界面结合机制、裂纹扩展路径和界面邻近Mg层组织稳定性的调控作用。本文旨在明确Ti/Al/Mg复合板界面结合强度与强塑性匹配的形成及调控机制,确定兼

顾界面结合与整体力学性能的最优压下率,为轻质异质金属复合板的轧制工艺优化和工程应用提供依据。

1 试验及方法

本研究选用TA1纯钛、AA1060铝合金和AZ31B镁合金作为原始材料,各层厚度分别为1.5 mm、0.5 mm、10 mm,制备Ti/Al/Mg三层复合板。轧制前,对各层金属待复合表面进行机械打磨以去除表面氧化层和污染物,随后采用无水乙醇进行超声清洗并干燥,以保证界面新鲜金属接触状态。按照Ti/Al/Mg的层状顺序进行叠放,其中AA1060铝合金作为Ti层与Mg层之间的中间过渡层,用于缓解两侧金属流变差异并促进界面协调变形。

轧制前,将装配后的复合坯料进行加热并保温,以降低层间变形抗力差异并提高界面复合能力。随后采用不同总压下率进行热轧,压下率分别为38%、52%、65%和76%。轧制温度420℃、保温30 min、轧制速率0.1 m/s。

显微组织与界面结构表征主要围绕复合板轧制方向-法向(RD-ND)截面、Ti/Al界面、Al/Mg界面及Mg基层组织演化开展。采用徕卡光学显微镜(OM, DM4M)观察不同压下率下Mg基层晶粒形貌、变形晶粒分布及晶粒尺寸变化;采用扫描电子显微镜(SEM, JSM-IT500)表征Ti/Al和Al/Mg界面形貌、界面起伏特征及拉剪断口形貌。利用扫描电镜配套能谱仪(EDS)对Ti/Al和Al/Mg界面进行线扫描分析,并对拉剪断口进行元素面分布表征,以分析压下率对界面元素扩散、界面结合状态及断裂路径演化的影响。为进一步揭示Al/Mg界面邻近区域的组织演化机制,采用电子背散射衍射技术(EBSD)对不同压下率样品的Al/Mg界面附近区域进行晶体学取向分析。

EBSD数据包括反极图(Inverse pole figure, IPF)取向成像、晶粒尺寸统计、晶界特征分布、局部取向差(Kernel average misorientation, KAM)和晶粒取向扩展(Grain orientation spread, GOS)分析,用于阐明压下率对界面邻近区域晶粒细化、局部取向梯度、动态再结晶行为及层间协调变形能力的调控作用。

采用Instron5969型电子万能试验机进行力学性能测试,包括拉剪测试和室温拉伸测试。拉剪试样用于评价界面结合强度,测试后结合SEM和EDS分析断裂路径及失效模式。拉伸试样沿轧制方向制取,获得抗拉强度、屈服强度和延伸率,拉伸速率为0.5 mm/min。为分析拉伸过程中的局部变形行为,采用DIC记录动态应变场演化,识别应变集中位置、裂纹萌生区域及界面开裂行为。

2 结果与讨论

2.1 不同轧制压下率复合板的力学性能变化

轧制压下率直接影响复合板层间的结合质量与力学性能。为明确不同压下率复合板力学性能的变化规律,对其界面结合强度和室温拉伸性能进行了测试,结果如图1所示。随着压下率由38%提高至76%,界面结合强度由51 MPa增至84 MPa,说明较大的压下率有利于提升层间结合质量。然而,界面结合强度的提高并不对应整体力学性能的同步提升。随着压下率增加,复合板抗拉强度和屈服强度均先升高后降低。当压下率由38%增加到65%,抗拉强度由295 MPa提高至332 MPa,屈服强度由249 MPa提高至305 MPa;当压下率进一步增至76%时,抗拉强度和屈服强度分别急剧下降至223 MPa和181 MPa。与此同时,延伸率随压下率增加持续降低,由17.7%降至0.8%,表明过高的压下率会严重损害复合板的塑性。

由此可见,压下率对Ti/Al/Mg复合板性能的影响并非单调强化关系,而是存在界面结合增强与整体塑性损失之间的竞争。65%压下率样品具有最佳的综合性能,其剪切强度、抗拉强度、屈服强度和延伸率分别达到 72 MPa、332 MPa、305 MPa 和 14.2%;而 76%压下率样品虽然界面结合强度最高,但拉伸性能显著劣化,说明过度变形不利于综合性能优化。因此,工程应用中需避免单纯追求高界面结合强度,而应综合考量层间结合质量、承载能力与塑性变形能力的匹配关系。在本研究轧制条件下,65%压下率为较优的工艺参数。

2.2 不同轧制压下率下复合板的结合性能调控

2.2.1 层间应变分配行为

Ti/Al/Mg 三层复合板在热轧过程中的变形分配具有显著的非均匀性,其本质源于 TA1、AA1060 和 AZ31B 之间变形抗力与塑性流动能力的差异。不同压下率下各层厚度与真应变统计结果如表1所示,随着总压下率增加,各层并未呈现等比例减薄,而是表现出明显的应变重分配行为。

当压下率从38%增加到65%,镁层真应变由38.8%迅速增加至75.4%,说明变形过程中AZ31B镁合金作为基体承担了主要塑性变形。然而,当压下率提高至76%时,镁层变形增幅降低。这一结果与镁层的加工硬化有关,尽管420℃下动态回复和动态再结晶能够部分释放变形储能,但在高应变/高应变速率条件下软化作用不足以完全抵消位错快速累积所导致的硬化效应^[21]。

当压下率从38%增加到52%,钛层真应变由6.3%增加至6.7%,说明该阶段钛层仍处于弱塑性参与状态。由于TA1钛合金具有较高变形抗力,在较低压下率下外加载荷难以有效驱动其厚度方向减薄,轧制变形主要由塑性更好的铝层和镁层承担。随着压下率超过65%,钛层真应变快速

升高,并在76%压下率下达到55.6%。这表明,镁层应变的饱和与高压下率引起的接触压力、界面剪切应力和局部变形热显著增强,促使钛层发生更高的塑性流动^[22-23]。

铝层在不同压下率下始终保持较高的塑性流动能力,其真应变由36.6%连续增加至83.7%。这表明,AA1060铝合金在热轧过程中具有较低流变应力和较强变形适应性,能够持续承担层间应变差异所诱发的协调变形需求。尤其是作为Ti/Mg之间的中间层,铝层可通过塑性流动释放界面附近的剪切应力集中,降低钛层开裂及界面

剥离倾向,从而提高复合轧制过程中的变形稳定性。上述结果说明,压下率诱导了层间应变分配,这将进一步改变Ti/Al和Al/Mg界面附近的局部应力状态,从而对界面结合质量和各层组织演化产生重要影响。

2.2.2 界面形貌与元素扩散行为

为阐明不同压下率下复合板界面形貌的演化规律,对各压下率样品的Ti/Al和Al/Mg界面进行观察。如图2所示,随着压下率由38%增至76%,复合板界面由平直逐步演化为波浪状、局部互嵌的形貌,反映出界面结合机制由弱冶金结合向机械啮

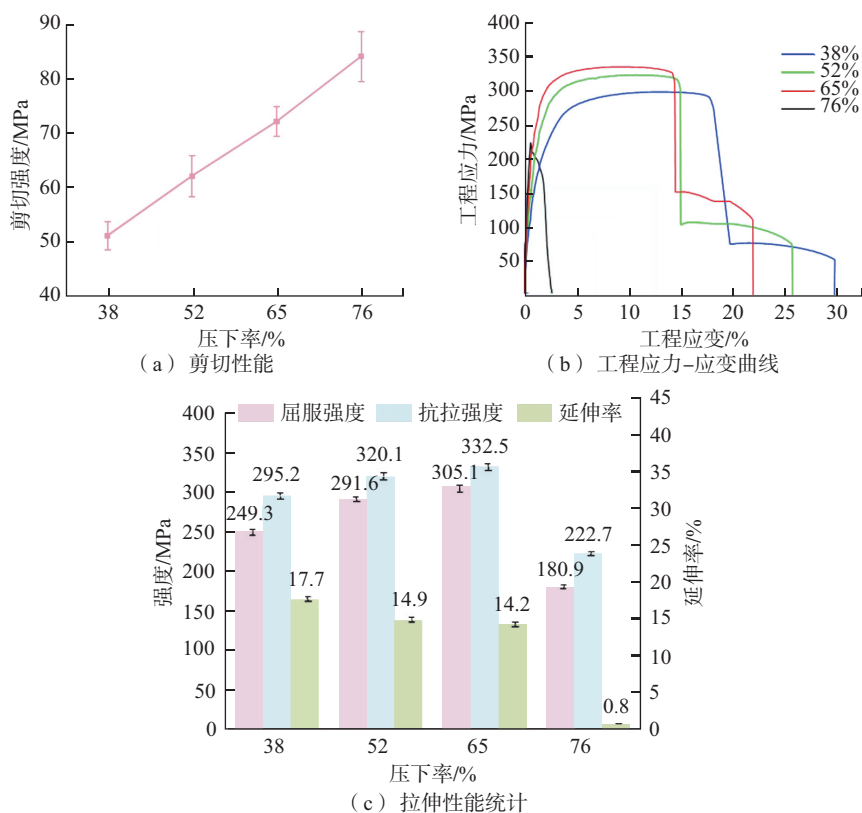


图1 不同压下率复合板力学性能的变化规律

Fig.1 Variation of mechanical properties of clad plates with various rolling reduction ratios

表1 不同压下率各组元的真实变形量

Table 1 True strain of each constituent layer at various rolling reduction ratios

压下率	温度/℃	钛层变形量/%	铝层变形量/%	镁层变形量/%
38%	420	6.3	36.6	38.8
52%	420	6.7	41.6	60.65
65%	420	8.3	44.2	75.4
76%	420	55.6	83.7	78.1

合-冶金结合协同作用的转变。压下率为38%时,Ti/Al和Al/Mg界面均较平直,层间界限清晰,说明此时界面处塑性流动不足,难以形成高质量结合。压下率为52%时,界面开始出现局部起伏,表明塑性流动增强,机械咬合开始萌生,界面结合质量提升。压下率进一步提高至65%后,Al/Mg界面出现互嵌,形成典型机械啮合结构,而Ti/Al界面仍保持相对平直,说明在三层金属中,Al/Mg界面更易在中高压下率下实现形貌重构。其原因在于铝层与镁层变形协调性较好,且在较大压下量下更易发生协同塑性流动,从而促进界面局部互嵌与原子扩散行为。压下率为76%时,Ti/Al界面也呈现明显的波浪状起伏,Al/Mg界面的波浪状进一步增强,同时Al中间层在高应变作用下发生局部撕裂并嵌入Mg基体,说明剧烈塑性流动显著增强了界面机械啮合与结合程度。

为揭示压下率对界面结合质量的影响,对不同压下率的Ti/Al和Al/Mg界面进行EDS线扫描分析,扩散层厚度变化规律如图3所示。随着压下率

由38%增至76%,两类界面的元素扩散层厚度均持续增加,且未出现明显元素突变平台,说明420 °C热轧条件下界面无金属间化合物产生。Ti/Al界面扩散层厚度由2.5 μm 增至4.1 μm ,Al/Mg界面扩散层厚度由4.7 μm 增至6.9 μm ,表明压下率提高显著促进了界面元素互扩散。其中,Al/Mg界面扩散层厚度始终高于Ti/Al界面,说明其扩散响应更强。中高压下率下,剧烈的塑性变形促进氧化膜破碎,加速原子扩散并增厚扩散层^[24]。因此,足够的压下率是实现界面充分扩散和稳定冶金结合的关键。

2.2.3 剪切断裂行为分析

通过SEM断口形貌和EDS面扫描分析了不同压下率的Ti/Al/Mg复合板的拉剪失效行为,结果如图4所示。随着压下率由38%提高至76%,断裂路径由Al/Mg界面逐渐向Al中间层内部转移,失效模式由界面分离逐步转变为铝层韧性剪切断裂。压下率为38%时,试样未见明显剪切塑性流动痕迹;EDS面扫描显示Mg基体侧断口以Mg元素为主,Ti基体侧断口以Al元素为主,说明失效模式

表现为沿Al/Mg界面扩展。压下率为52%时,Mg基体侧断口开始出现少量剪切流动特征,并伴随局部Al元素残留。对应地,压下率为38%和52%时,Al/Mg界面扩散层厚度仅为4.7 μm 和5.0 μm ,界面结合强度分别为51 MPa和62 MPa,说明低压下率的Al/Mg界面仍是拉剪过程中的主要薄弱区域。当压下率提高至65%时,Al/Mg界面出现明显互嵌形貌,使裂纹难以沿平直界面快速扩展,而是被迫在Al/Mg互嵌区发生偏转并向Al中间层内部扩展。因此,断口表面出现撕裂棱特征。EDS面扫描显示,Mg侧断口中Mg和Al元素大面积共存,Ti侧断口亦出现Mg元素富集,说明断裂路径已向Al中间层及界面邻近区域扩展,失效模式转变为以Al层韧性剪切断裂为主的混合断裂。压下率为76%时,Al中间层在高应变作用下发生局部撕裂并嵌入Mg基体。该互嵌结构进一步提高了界面机械锁合作用,使拉剪载荷下裂纹更倾向于穿过相对软化的Al层,而非沿Al/Mg界面分离,断口表面出现大量剪切塑性流动特征,Mg侧和Ti侧断口均以Al元素为主。此时Al/Mg界面扩散层厚度增至6.9 μm ,界面结合强度达到84 MPa,说明高压下率显著提高了层间承载能力,使失效位置由界面转移至相对软化

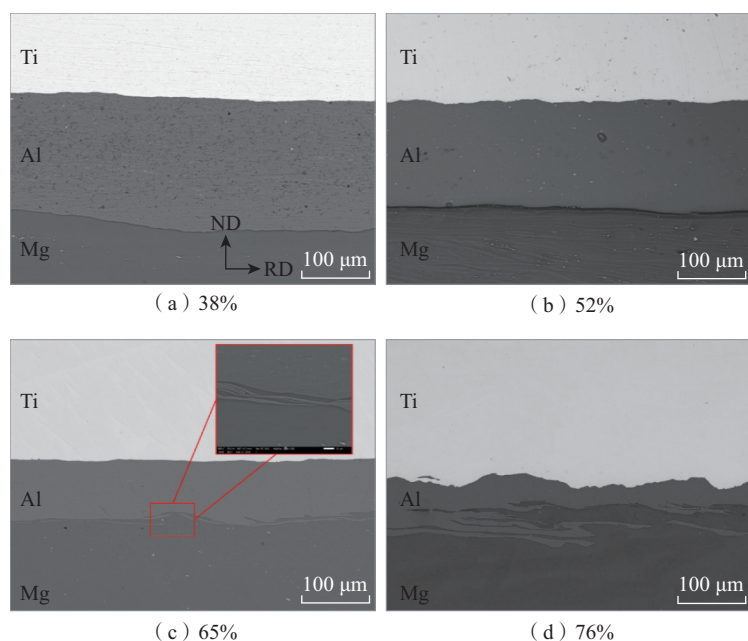


图2 不同轧制压下率的复合板界面形貌

Fig.2 Interfacial morphologies of clad plates with various rolling reduction ratios

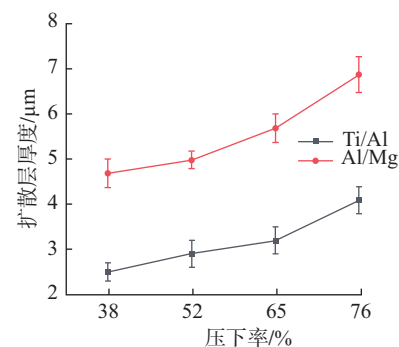


图3 不同压下率Ti/Al和Al/Mg界面扩散层厚度

Fig.3 Thickness of diffusion layers at Ti/Al and Al/Mg interfaces of clad plates with various rolling reduction ratios

的Al中间层。总体来看,拉剪断裂行为与界面结合强度变化规律一致:低压下率下界面结合不足,断裂主要沿Al/Mg界面扩展;中高压下率下界面结合增强,裂纹逐渐向Al层内部转移,失效模式由界面分离向中间层韧性剪切断裂转变。

综合各层应变分配、界面形貌、元素扩散及拉剪断口特征可知,压下率通过调控层间协调变形和界面塑性流动,主导了Ti/Al/Mg复合板界面结合机制的演化。低压下率下,钛层塑性参与程度较低,铝层和镁层虽承担主要变形,Ti/Al和Al/Mg界面均保持平直,扩散层较薄,失效以

Al/Mg界面分离为主,说明界面处于弱冶金结合阶段,结合强度较低。值得注意的是,Ti/Al界面与Al/Mg界面对Ti/Al/Mg复合板性能的贡献有明显差异。Ti/Al界面在不同压下率下整体保持相对平直,其结合增强主要表现为扩散层逐渐增厚。拉剪断口结果反映复合板中相对薄弱结合区域的失效响应。对于Ti/Al/Mg复合板而言,剪切载荷作用下裂纹会优先沿两个界面中承载能力较弱的一侧扩展。剪切断口形貌已明确表明,虽然Al/Mg界面扩散层厚度整体大于Ti/Al界面,但扩散层厚度并不能直接等同于有效界面结合强度。低

压下率下裂纹仍优先沿Al/Mg界面扩展。随着压下率提高,铝层和镁层协同塑性流动增强,Al/Mg界面率先形成起伏互嵌结构,新鲜金属接触面积和元素扩散范围同步增加,界面结合逐渐向机械啮合与冶金结合协同作用转变^[24]。当压下率达到65%及以上时,Al/Mg界面形成明显的机械啮合结构,界面扩散层进一步增厚,此时拉剪断口呈现韧性撕裂和剪切流动特征,Mg侧与Ti侧断口均出现明显的Al元素分布,说明界面已具备较强的载荷传递能力,界面失效在机械啮合结构作用下发生偏转并向Al层内部转移。因此,Ti/Al/Mg复合

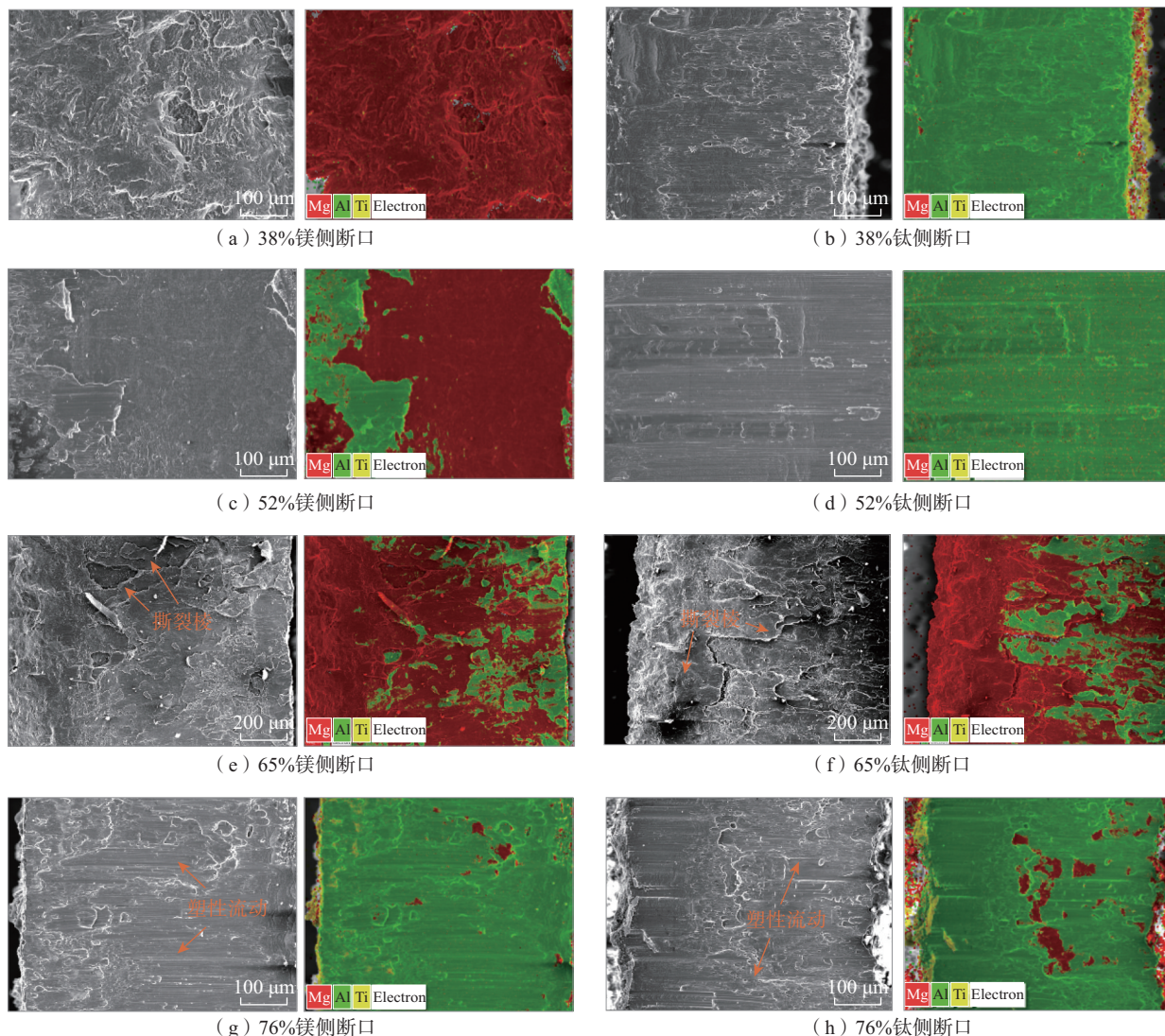


图4 不同压下率镁侧和钛侧的断口形貌与EDS元素分布图

Fig.4 Fracture morphologies and EDS elemental distribution maps on Mg-side and Ti-side of clad plates with various rolling reduction ratios

板中Al/Mg界面主导了裂纹扩展路径的演变。随着压下率提高,界面结合逐渐由以弱冶金结合为主,转变为由界面互嵌、元素扩散和裂纹路径偏转共同支撑的稳定结合状态。

2.3 不同轧制压下率下复合板的拉伸性能调控

2.3.1 拉伸变形断裂行为分析

不同压下率Ti/Al/Mg复合板的拉伸动态应变演化如图5所示。压下率为38%、52%、65%和76%时样品失效前局部最大 ε_{yy} 响应范围分别约为30.0%、24.0%、22.0%和2.0%。总体来看,随着压下率提高,复合板界面优先开裂倾向逐渐减弱,裂纹扩展由低压下率下的界面失效,逐步转变为中高压下率下的层内断裂主导。值得注意的是,所有样品的首次断裂

均起源于较厚的Mg基层,说明Mg基层始终是拉伸过程中应变集中和损伤萌生的主要区域,复合板整体失效首先受Mg层变形稳定性控制。不同压下率样品的差异主要体现在界面对Mg层裂纹扩展的约束能力上。压下率为38%时,Mg层断裂后应变集中,迅速贯穿Al/Mg界面,局部应变可达到约30.0%,并诱发明显的界面开裂和后续Ti层二次断裂,表明界面结合不足,难以有效传递局部应力集中;压下率为52%和65%时,局部应变接近,界面开裂不再随Mg层首次断裂立即发生,表明界面对裂纹沿界面扩展具有较强的抑制作用;76%压下率样品的 ε_{yy} 标尺范围仅为0~2.0%,显著低于其他压下率样品。尽管其Al/Mg界面在Mg层

首次断裂至Ti层二次断裂过程中始终保持完整,但极低的应变水平表明该样品整体塑性储备不足,裂纹主要在Mg基层内部快速扩展。上述结果表明,压下率提高能增强Al/Mg界面完整性并抑制裂纹沿界面快速扩展,但断裂源始终起源于Mg侧,说明Al/Mg界面邻近Mg层的局部变形稳定性和损伤演化行为是控制界面稳定性和整体断裂行为的关键。因此,有必要进一步分析不同压下率下Al/Mg界面,尤其是Mg层的晶粒结构和局部变形行为,以阐明复合板强塑性差异的内在原因。

2.3.2 镁层晶粒演变规律

针对Ti/Al/Mg复合板,分析不同压下率对Mg合金组织的影响规律,结果如图6所示。总体来看,随着压

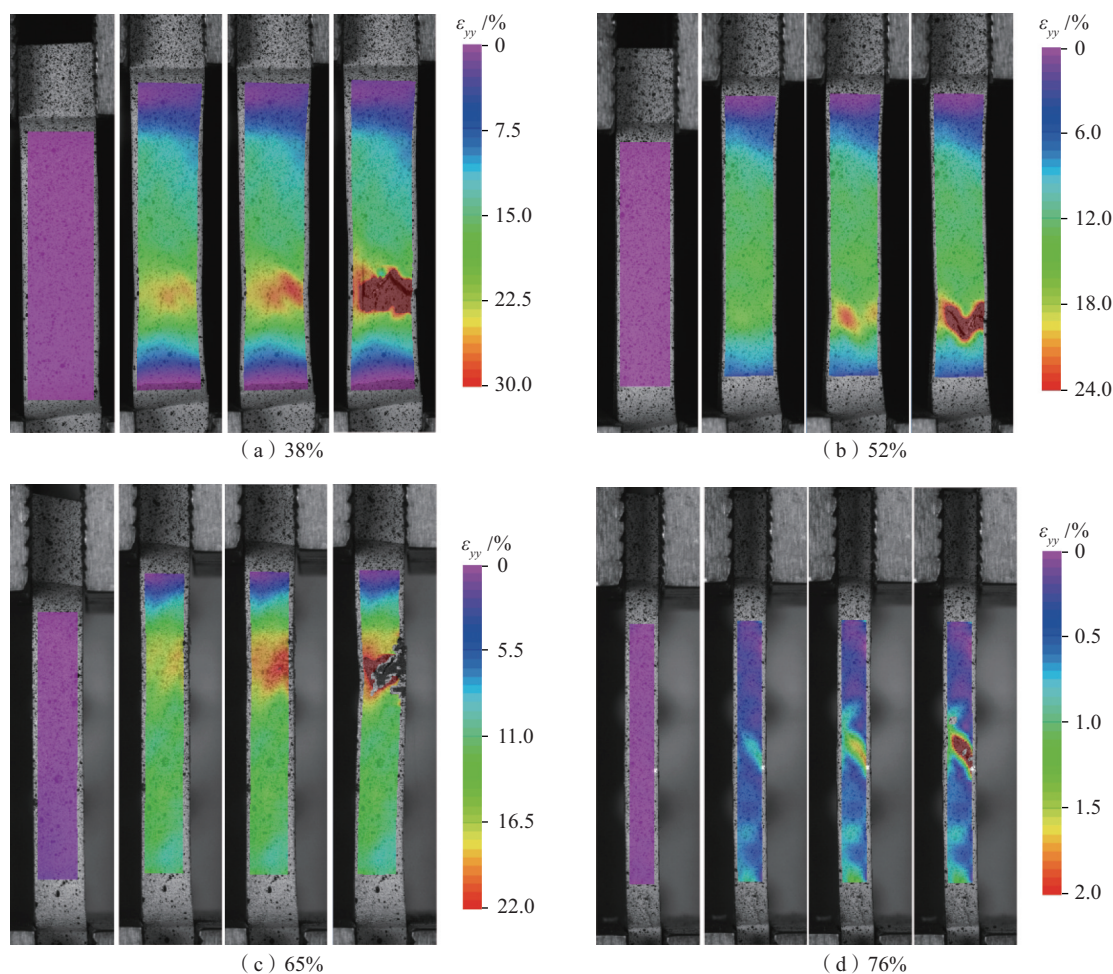


图5 不同压下率Ti/Al/Mg复合板的拉伸动态应变演化

Fig.5 Dynamic tensile strain evolution of Ti/Al/Mg clad plates with various rolling reduction ratios

下率由38%提高至65%, Mg层由粗大拉长变形晶粒逐渐向细小等轴晶增多的组织形态转变, 晶粒细化特征逐步增强; 当压下率进一步提高至76%时, 交叉孪晶片层和局部剪切带更加明显, 表明Mg层变形不均匀性进一步加剧。

不同压下率下Mg层组织差异主要体现在变形晶粒与等轴细晶分布特征上。压下率为38%时, Mg层整体变形程度较低, 组织内部存在以沿轧向拉长的粗大变形晶粒, 说明低压下率的Mg层细化程度有限。压下率为52%时, Mg层变形程度提高, 原始晶界附近出现较明显的细小晶粒分布, 部分区域呈现“项链状”特征, 晶粒形态呈现出粗大拉长变形晶粒与细小等轴晶粒混杂, 分布不均匀, 该压下率的Mg层发生了较明显的晶粒细化^[25]。压下率为65%时, Mg层中细小等轴晶数量进一步增加, 组织分布更均匀, 残余拉长变形晶粒明显减少, 表明适当提高压下率有利于促进Mg层晶粒细

化, 并在界面附近形成较稳定的细晶协调区。相比之下, 压下率为76%时, Mg层中出现密集交叉的孪晶片层和强变形剪切带, 说明高压下率使Mg层组织演化由相对均匀的晶粒细化转变为孪晶交割和剪切局部化主导的非均匀变形^[26]。DIC结果显示, 该样品中Al/Mg界面开裂受到明显抑制, 裂纹扩展主要转向Mg层内部; 结合其延伸率急剧下降可知, 复合板失效已不再受界面弱结合控制, 而主要由Mg层内部局部变形失稳主导。已有研究表明, Mg合金中的应变可强烈局域于少数剪切带内, 严重剪切局部化会使局部区域快速达到临界应变并诱发早期开裂^[27]。因此, 压下率为76%时, Mg层内剪切带的大量形成是造成复合板早期断裂和塑性急剧下降的主要原因。

2.3.3 Al/Mg 界面微观组织演变特征

前述结果表明, 压下率38%的样品虽具有最高的延伸率, 但界面结合

强度较低, 拉伸过程中Al/Mg界面易发生失效, 对应低变形量下高塑性、弱冶金结合的状态; 压下率65%的样品具有最高的抗拉强度和屈服强度, 并保持较好的延伸率, 是本研究条件下综合力学性能最优的工艺状态。相比之下, 压下率76%虽进一步提高了界面结合强度, 但镁合金基体内部大量密集剪切带导致样品发生脆性断裂。基于此, 选取压下率38%和65%的样品为代表, 针对Al/Mg界面区域开展EBSD分析, 重点揭示压下率对晶粒细化、位错分布和动态再结晶行为的调控机制。

图7为压下率38%和65%时Ti/Al/Mg复合板Al/Mg界面的IPF取向成像与晶界特征统计结果。压下率为38%时, 界面两侧晶粒均表现出明显的非均匀变形特征, Mg侧和Al侧均保留大量沿轧制方向拉长的变形晶粒, 平均晶粒尺寸分别为16.78 μm 和32.52 μm 。此时Al侧小角度晶界占比较高, 说明低压下率下, 界面附近主要以晶内取向梯度积

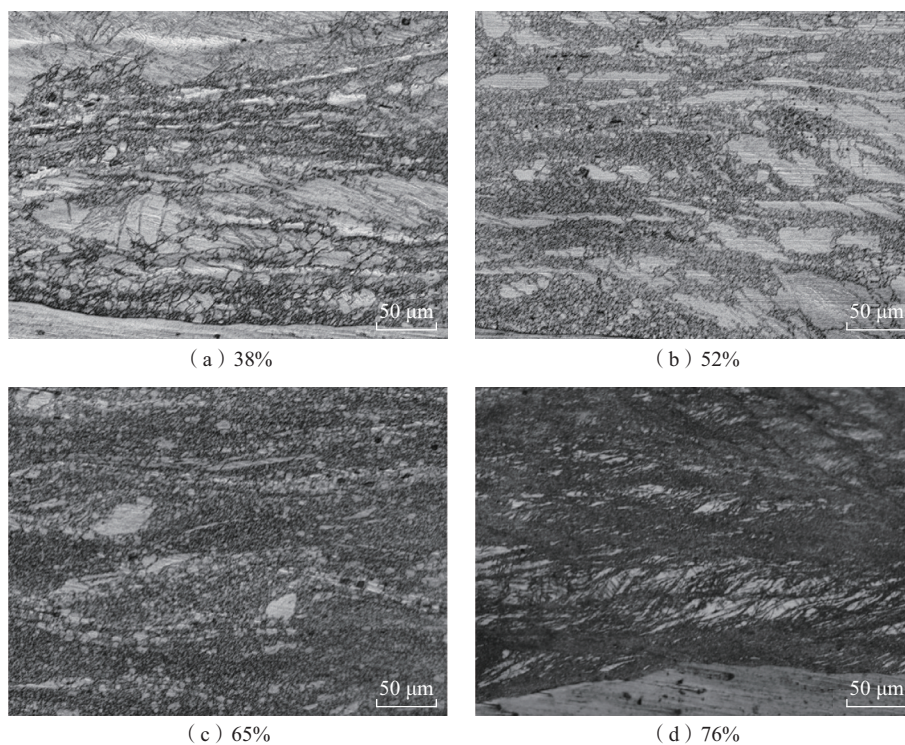


图6 不同压下率界面附近Mg基体的晶粒形貌演变

Fig.6 Grain morphology evolution of Mg matrix near interfaces of clad plates with various rolling reduction ratios

累和亚结构形成为主,晶粒细化程度有限。相比之下,当压下率提高至65%时,Al/Mg界面两侧晶粒明显细化并趋于等轴化,Mg侧和Al侧平均晶粒尺寸分别降至7.92 μm 和6.19 μm ,较压下率38%时分别降低约52.8%和81.0%。同时,粗大拉长变形晶粒显著减少,Al侧小角度晶界占比下降约47.5%,说明较高压下率提高了界面附近的形变储能和局部剪切变形程度,促进低角度晶界向高角度晶界转化^[28],并推动细小等轴晶形成,使Al/Mg界面附近由非均匀

变形组织逐步转变为等轴细晶组织。

图8为Al/Mg界面区域的晶核平均取向差分布图(KAM)及晶粒取向差分布图(GOS),用于进一步揭示不同压下率下界面两侧形变储能分布、位错累积及再结晶行为的差异^[29]。38%压下率下,KAM高值主要集中于小角度晶界与原始晶界区域,Al层和Mg层平均KAM值分别为 0.48° 和 0.61° 。同时,GOS统计显示Al侧和Mg侧均保留较高比例的变形晶粒,占比分别为43.1%和29.6%,再结晶晶粒占比分别为

20.2%和35.0%。这表明低压下率下界面两侧塑性变形和形变储能积累有限,晶粒细化、动态回复和再结晶均不充分,变形过程中产生的位错主要以局部取向梯度和亚结构形式保留在晶界及界面附近^[30]。当压下率提高至65%时,Al层和Mg层表现出明显不同的储能释放与组织演化行为。Al层平均KAM值降至 0.40° ,变形晶粒占比显著降至9.9%,再结晶晶粒占比升至46.8%,说明Al层在较大真实应变下能够通过位错滑移、回复重排、晶界迁移和再结晶过程有效

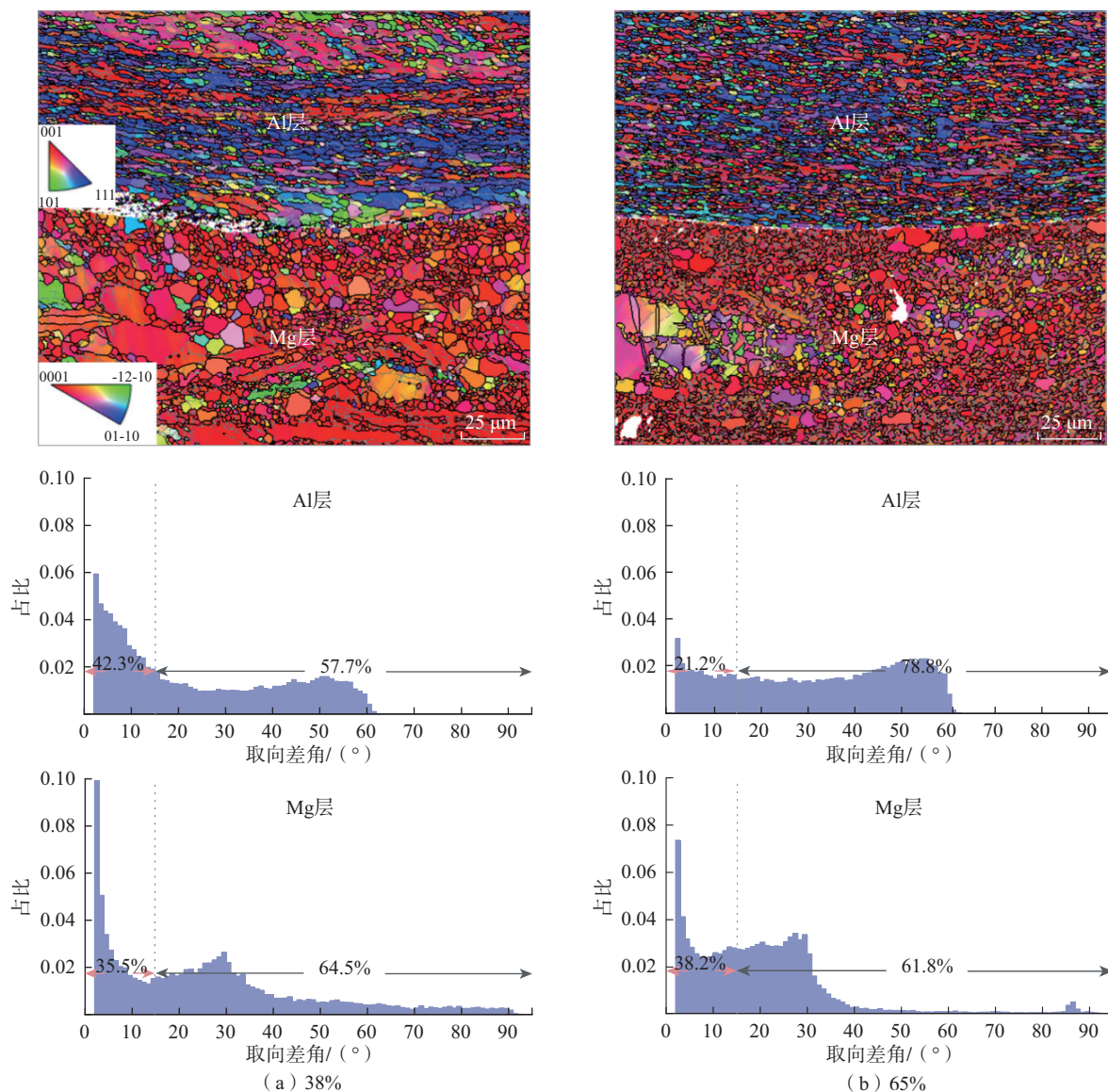


图7 不同压下率Al/Mg界面的IPF取向成像与晶界特征

Fig.7 IPF orientation maps and grain boundary characteristics of Al/Mg interfaces of clad plates with various rolling reduction ratios

释放形变储能^[31-32]。相比之下,Mg层平均KAM值升至 0.69° ,而变形晶粒占比降至22%,再结晶晶粒占比小幅降至33.8%。这说明Mg层在65%压下率下并非简单表现为再结晶比例增加,而是呈现出晶粒细化、亚结构演化与局部储能保留并存的特征。

这种差异与Al/Mg界面两侧真实应变分配和协调变形能力密切相关。Al层塑性流动能力和动态回复能力较强,在较大压下率下能够较充分地释放位错储能^[32],因此位错密度降低且再结晶晶粒比例显著提高;而Mg层虽然在 420°C 下滑移活化能力增强,但相较于Al合金,其塑性协调

能力和位错回复能力仍较弱^[33]。同时,压下率65%的Mg层实际变形量明显增加,并受到Al/Mg界面约束和层间应变不匹配影响,仍需通过晶格旋转、亚结构演化和局部取向梯度来协调变形,界面处Mg层KAM值明显高于38%压下,并在GOS统计中表现为较高的变形晶粒和亚结构晶粒比例。

综上,压下率提高后Al/Mg界面两侧的组织演化具有明显差异性。Al层以位错密度降低和再结晶提高为主;Mg层则表现为向等轴晶粒细化转变与界面局部区域位错密度升高。这种组织差异可以解释压下率

为38%和65%样品的性能差别。压下率为38%时,Mg层具有较低的位错密度和较高的再结晶比例,塑性变形能力较强,可延缓早期Mg层的开裂,因此其延伸率最高,但晶粒细化不足、界面协调能力有限,使其强度提升受限。相比之下,压下率65%时,Al/Mg界面两侧晶粒的显著细化以及Mg层基体位错密度(KAM值)的增加提升了复合板强度;同时,较好的界面结合与细晶组织抑制了早期界面开裂,使其仍保持较好的延伸率。因此,压下率65%的样品实现了最高强度与较好塑性的匹配。

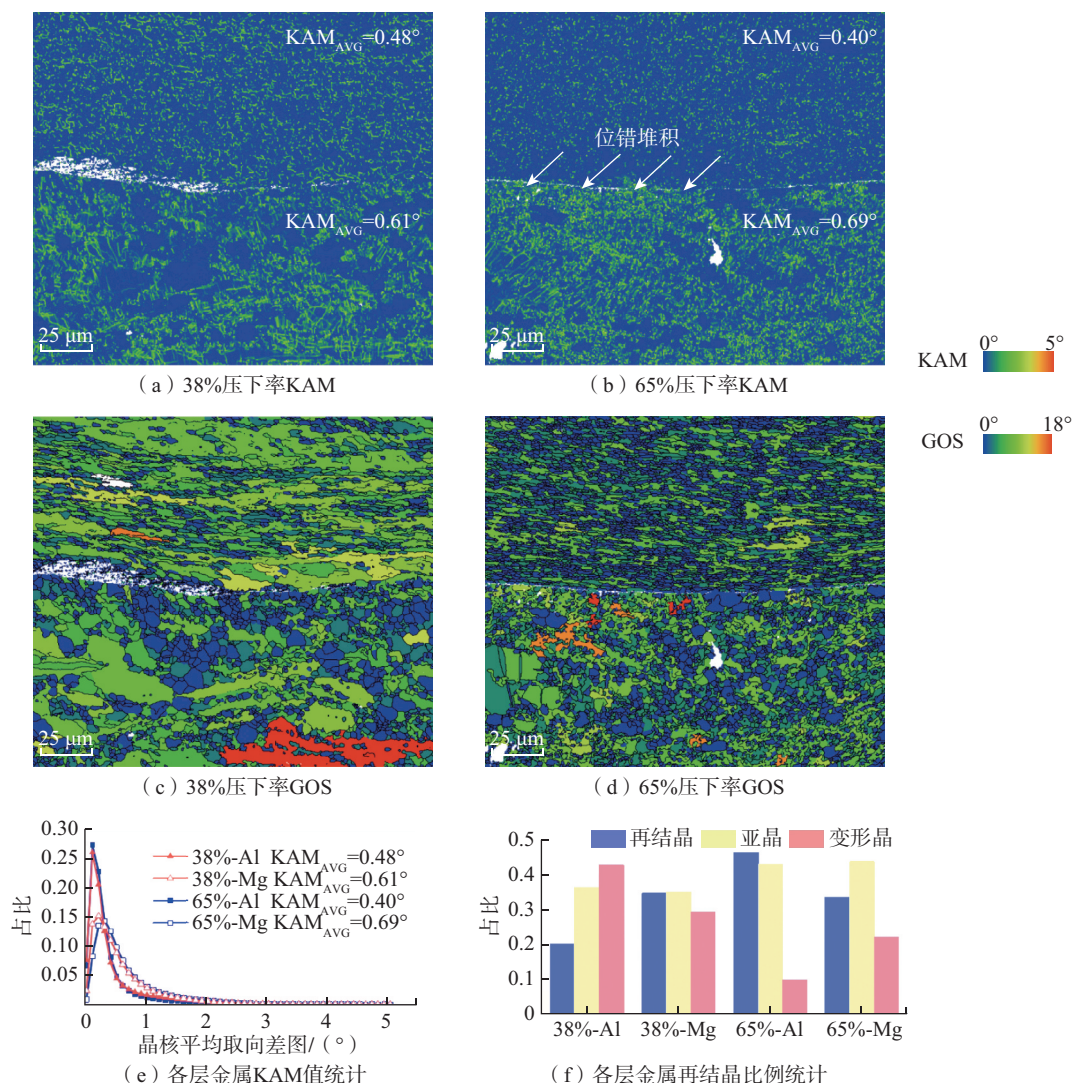


图8 不同压下率Al/Mg界面的晶核平均取向差分布图(KAM)及晶粒取向差分布图(GOS)

Fig.8 KAM and GOS maps of Al/Mg interfaces of clad plates with various rolling reduction ratios

值得注意的是,本研究中压下率38%为Ti/Al/Mg复合板实现有效复合的最低变形条件(对应已有研究提出的约40%临界压下率),其本质是界面氧化膜初步破碎、新鲜金属接触和弱冶金结合形成。该临界值更多反映复合板由物理接触向有效结合转变的门槛,并不意味着复合板已获得最佳的综合性能。本研究表明,压下率为38%~52%时,界面结合虽逐渐增强,但Al/Mg界面仍易发生失效,界面载荷传递能力和Mg侧组织协调不足。当压下率提高至65%时,Al/Mg界面形成互嵌机械锁合结构,扩散层进一步增厚,裂纹扩展路径由界面转向Al中间层内部;同时,界面两侧晶粒明显细化,Al层再结晶增强,Mg层形成细晶组织与局部储能保留并存的变形状态。因此,相较于临界结合压下率,压下率65%的优势为:不仅实现了稳定界面结合,还进一步优化了层间载荷传递、裂纹路径调控和界面邻近组织协调,从而获得界面结合强度与强塑性的较优匹配。

3 结论

(1)随着压下率提高,界面结合强度持续增强,但整体拉伸性能并未同步提升。压下率65%的样品获得最佳的综合性能,其剪切强度、抗拉强度、屈服强度和延伸率分别达到72 MPa、332 MPa、305 MPa和14.2%;而压下率76%时,样品虽具有最高的界面结合强度,但拉伸性能显著劣化,过度变形会削弱复合板整体强塑性匹配。

(2)低压下率下,Ti/Al和Al/Mg界面较平直,扩散层较薄,拉剪断裂主要沿Al/Mg界面扩展,表现为界面分离失效。中高压下率下,界面机械锁合、元素扩散和裂纹偏转共同提高了界面载荷传递能力,使失效模式由界面分离逐步转变为Al中间层韧性剪切断裂,促进了结合性

能的提高。

(3)Ti/Al/Mg复合板的断裂失效源于Mg合金开裂。低压下率下,Mg层较低的位错密度和较高的再结晶比例使其延伸率最高;但粗大的晶粒与较弱的界面结合限制了强度提升。压下率65%时,Mg层则表现为晶粒细化与位错密度的增多,提高了复合板强度,较好的界面结合抑制了早期界面开裂,使其实现最高强度与较好塑性的匹配。

参考文献

- [1] 张弛,王俊升,李鑫,等.耐腐蚀镁合金的成分设计方法研究进展[J].航空制造技术,2023,66(6):85-98,118.
- [2] ZHANG Chi, WANG Junsheng, LI Xin, et al. Research progress on design of corrosion resistant Mg alloys[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(6): 85-98, 118.
- [3] TAN J, RAMAKRISHNA S. Applications of magnesium and its alloys: A review[J]. Applied Sciences, 2021, 11(15): 6861.
- [4] BAI J Y, YANG Y, WEN C, et al. Applications of magnesium alloys for aerospace: A review[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2023, 11(10): 3609-3619.
- [5] ZHAO H, ZHAO C C, YANG Y, et al. Study on the microstructure and mechanical properties of a Ti/Mg alloy clad plate produced by explosive welding[J]. Metals, 2022, 12(3): 399-405.
- [6] LI Q H, MA Z W, JI S D, et al. Effective joining of Mg/Ti dissimilar alloys by friction stir lap welding[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2020, 278: 116483.
- [7] OHASHI Y, WADA T, KATO H. Dissimilar joining of Ti-6Al-4V with ZK60 and AZ31 by eutectic-melting-induced liquid metal dealloying[J]. Materials & Design, 2025, 258: 114685.
- [8] GUO S, WANG F R, WANG Y Q, et al. Microstructural evolution and properties of Ti/Al clad plate fabricated by vacuum rolling and heat treatment[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 882: 145445.
- [9] FENG Y, TANG Y Z, CHEN W H,

et al. Fabrication of Mg/Ti composite with excellent strength and ductility by hot rolling[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 888: 145783.

[9] LUO W B, FENG Y Z, XUE Z Y, et al. Effect of Al layer thickness on the bonding and mechanical behavior of a Mg-(Al-) Ti laminated sheet prepared by hot-rolling after differential preheating treatment[J]. Materials, 2022, 15(8): 2805.

[10] 王耀奇,姜波,查苏娜,等.镁铝复合板制备及成形技术研究进展[J].航空制造技术,2023,66(12):22-36.

WANG Yaoqi, JIANG Bo, ZHA Suna, et al. Research progress of preparation and forming technology of magnesium aluminum composite plate[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(12): 22-36.

[11] WEI J X, HAN J C, JIA Y, et al. Evolution of multiscale heterostructures and comprehensive properties improvement in the large thickness ratio Ti/Al/Mg clad plates under heterothermal rolling[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2026, 18: 101863.

[12] JIA H Y, JIANG S Y, HAN J C, et al. Dual increases in plasticity and strength of AZ31B/5052 clad plates subjected to one-pass hot rolling based on microstructural evolution[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 870: 144903.

[13] DENG Z J, XIAO H, YU C. Mechanical properties and bonding mechanism on interfaces containing work-hardening surface layer of roll-bonded 6061Al/Q235 steel composite plates[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 31: 254-263.

[14] LI S, LIU X Y, JIA Y, et al. Interface characteristics and bonding performance of the corrugated Mg/Al clad plate[J]. Materials, 2021, 14(16): 4412.

[15] LI T, WANG T, LIU W W, et al. Hot-rolling process and properties of large thickness ratio Al/Mg/Al laminates[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2023, 33(12): 3625-3640.

[16] FENG G, LI Z P, WANG N, et al. Study on the rolling forming process of Mg/Al composite foils with low edge cracking[J]. Materials, 2026, 19(4): 694.

[17] YANG B, XIAO H. Synergistic control of microstructure and plasticity in

hot-rolled Ti/Mg laminated composite plates by matrix composition and interfacial oxidation[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2026, 41: 3765–3779.

[18] WANG P J, HUANG H T, LIU J J, et al. Microstructure and mechanical properties of $\text{Ti}_6\text{Al}_4\text{V}/\text{AA6061}/\text{AZ31}$ laminated metal composites (LMCs) fabricated by hot roll bonding[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 861: 157943.

[19] WANG P J, CHEN Z J, HUANG H T, et al. Fabrication of Ti/Al/Mg laminated composites by hot roll bonding and their microstructures and mechanical properties[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2021, 34(8): 192–201.

[20] PENG P, JIANG S S, JIA Y, et al. In-situ study of deformation and failure mechanics of Mg/Al laminates[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2026, 16: 101986.

[21] KONG F X, YANG Y M, CHEN H, et al. Dynamic recrystallization and deformation constitutive analysis of Mg–Zn–Nd–Zr alloys during hot rolling[J]. Heliyon, 2022, 8(8): e09995.

[22] HUANG Q X, WANG T, et al. Corrugated-flat rolling technology: A new path for constructing high-performance heterogeneous composite plates[J]. Composite Design and Manufacturing, 2025, 1: 23206.

[23] XIAO H, QI Z C, YU C, et al. Preparation and properties for Ti/Al clad plates generated by differential temperature rolling[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2017, 249: 285–290.

[24] LIU T T, SONG B, HUANG G S, et al. Preparation, structure and properties of Mg/Al laminated metal composites fabricated by roll-bonding, a review[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2022, 10(8): 2062–2093.

[25] WANG taolue, NIE H H, MI Y J, et al. Microstructures and mechanical properties of Ti/Al/Mg/Al/Ti laminates with various rolling reductions[J]. Journal of Materials Research, 2019, 34(2): 344–353.

[26] ZHANG K, ZHENG J H, HUANG Y, et al. Evolution of twinning and shear bands in magnesium alloys during rolling at room and cryogenic temperature[J]. Materials & Design, 2020, 193: 108793.

[27] SANDLÖBES S, ZAEFFERER S, SCHESTAKOW I, et al. On the role of non-basal deformation mechanisms for the ductility of Mg and Mg–Y alloys[J]. Acta Materialia, 2011, 59(2): 429–439.

[28] LEE J H, LEE J U, KIM S H, et al. Dynamic recrystallization behavior and microstructural evolution of Mg alloy AZ31 through high-speed rolling[J]. Journal of

Materials Science & Technology, 2018, 34(10): 1747–1755.

[29] HAN L Y, YU Y N, WEI D J, et al. The synergistic and interactive effects of slip systems and dynamic recrystallization on the weakening basal texture of Mg–Y–Nd–Zr–Gd magnesium alloy[J]. Materials & Design, 2024, 237: 112583.

[30] WEI J X, JIA Y, ZHANG Y Y, et al. Effect of hot rolling process on the evolution of microstructure and mechanical properties of Ti_2AlNb -based alloy foil during cold rolling[J]. Materials Characterization, 2024, 210: 113784.

[31] PENG P, JIANG S S, JIA Y, et al. Orientation and strain dependence of dislocations in aluminum layer of Al/Mg/Al laminates: High-resolution EBSD analysis[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1026: 180483.

[32] PATIL C S, CHAKRABORTY S, NIEZGODA S R. Cross slip based dynamic recovery during plane strain compression of aluminium and its role in preferential nucleation of the cube-oriented recrystallized grains[J]. Acta Materialia, 2024, 272: 119913.

[33] ALANEME K K, OKOTETE E A. Enhancing plastic deformability of Mg and its alloys—A review of traditional and nascent developments[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2017, 5(4): 460–475.

Regulation of Interfacial Microstructural Evolution and Mechanical Response Mechanisms of Ti/Al/Mg Clad Plates via Rolling Reduction Ratio

WEI Junxin^{1,2,3}, LI Xiaojie^{1,2,3}, GUO Miao⁴, WU Jiejie^{1,2,3}, HAN Jianchao^{1,2,3}

- (1. College of Mechanical Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China;
2. Engineering Research Center of Advanced Metal Composites Forming Technology and Equipment of Ministry of Education, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China;
3. National Key Laboratory of Metal Forming Technology and Heavy Equipment, Taiyuan 030024, China;
4. China Special Equipment Inspection and Research Institute, Beijing 100029, China)

[ABSTRACT] The mechanisms through which rolling reduction ratio modulates the interfacial bonding strength and strength–ductility synergy of Ti/Al/Mg clad plates were systematically investigated. Ti/Al/Mg clad plates with various rolling reduction ratios were fabricated via hot rolling at 420 °C. Combined with interfacial microstructure observation, elemental distribution characterization, grain structure analysis, as well as room-temperature shear and tensile mechanical tests, the influences of rolling reduction ratio on interfacial bonding behavior, microstructural evolution and mechanical

response were clarified. The results reveal that excessively low reduction ratio causes weak metallurgical interfacial bonding, while overly high reduction ratio triggers shear localization within the Mg layer and consequently brittle fracture. The rolling reduction ratio of 65% is determined as the optimal process parameter; under this condition, the clad plate exhibits a shear strength of 72 MPa, ultimate tensile strength of 332 MPa and elongation of 14.2%, realizing the optimal matching of interfacial bonding performance and strength–ductility. The elevation of interfacial bonding strength originates from the evolution of interlocking mechanical meshing structure at Al/Mg interface, thickened elemental diffusion layer and shifted tensile-shear failure path. The improvement in comprehensive mechanical properties stems from the synergistic contributions of grain refinement on both sides of the Al/Mg interface, residual local stored energy inside Mg layer and enhanced interfacial load transfer capacity. This work lays a theoretical foundation for the rolling process optimization of lightweight Ti/Al/Mg laminated composite plates.

Keywords: Ti/Al/Mg clad plates; Rolling reduction ratio; Al/Mg interface; Interfacial bonding strength; Mechanical properties

(责编 七七)