DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2025.5080

特邀论文

中间层对铝/镁双金属界面调控研究进展与展望

李广宇[1,2,3],曾乾通[1],王月佳[1],蒋文明[4],王　军[2],康　兴[1],王晓琼[1],姚　山[1,3],姚平坤[1]

(1. 大连理工大学 材料科学与工程学院，辽宁 大连 116024;2. 西北工业大学 凝固技术全国重点实验室，陕西 西安 710072;3. 大连理工大学宁波研究院,浙江 宁波 315000;4. 华中科技大学 材料科学与工程学院 材料成形与模具技术全国重点实验室,湖北 武汉 430074)

摘　要:Al/Mg 双金属材料结合了铝合金和镁合金的性能优势,但界面易形成脆性金属间化合物,影响接头性能。中间层作为界面调控手段,能够有效阻隔 Al 与 Mg 的直接反应,优化界面组织,提升连接性能。本文综述了不同类型中间层(低熔点金属、高熔点金属、多元素金属及高熵合金)在复合铸造、焊接等工艺中对 Al/Mg 双金属界面的影响,总结了各类中间层的作用机制及界面性能变化规律,并展望了未来高性能中间层材料的发展方向。

关键词:Al/Mg 双金属;界面调控;中间层;研究进展;展望

中图分类号: TG249.5; TG292; TB331　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2025)05-0424-15

Research Progress and Prospects on the Effects of Interlayers on Al/Mg Bimetal

LI Guangyu[1,2,3], ZENG Qiantong[1], WANG Yuejia[1], JIANG Wenming[4], WANG Jun[2], KANG Xing[1], WANG Xiaoqiong[1], YAO Shan[1,3], YAO Pingkun[1]

(1. School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China; 2. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 3. Ningbo Institute of Dalian University of Technology, Ningbo 315000, China; 4. State Key Laboratory of Materials Processing and Die & Mould Technology, School of Materials Science and Engineering, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China)

Abstract: Al/Mg bimetallic materials combine the performance advantages of aluminium and magnesium alloys, but brittle intermetallic compounds are prone to form at the interface, adversely affecting joint performance. As an interface regulation strategy, interlayers can effectively block direct reactions between Al and Mg, optimize interfacial microstructures, and enhance bonding properties. This paper reviews the effects of different types of interlayers, including low-melting-point metals, high-melting-point metals, multielement alloys, and high-entropy alloys, on the Al/Mg bimetallic interface during processes such as compound casting and welding. The mechanisms of various interlayers and their influence on the interface performance are summarized, and the future development directions of high-performance interlayer materials are also discussed.

Key words: Al/Mg bimetals; interface regulation; interlayer; research progress; prospect

Al/Mg 双金属材料结合了铝合金与镁合金各自的性能优势[1],通过将两种金属有效结合,能够在保证结构强度和功能性的同时，显著减轻整体质量,实现轻量化制造的目标，这类复合材料在航空航天、轨道交通、汽车轻量化、电子产品外壳等领域表现出极大潜力[2]。

目前制备 Al/Mg 双金属的方法主要包括轧制[3]、焊接[4]和复合铸造[5]。然而,不管采用哪种制造工艺,Al/Mg 双金属界面都会形成 Al-Mg 金属间化合物(intermetallic compounds, IMCs),其硬度一般在 240~300 HV 之间,脆性很大,在性能测试中常常容易成为裂纹源[6],进而降低结合强度。为提升双金属性能,研究人员做了诸多尝试,如合金化[7-9]、添加金属中间层[10-12]和施加外部力场[13],以及工艺优化,如水

收稿日期:2025-04-29

基金项目:国家自然科学基金(52205359, 52075198, 52271102);凝固技术全国重点实验室开放课题(SKLSP202409);中央高校基本科研业务费(DUT23RC(3)039)

作者简介:李广宇,1991 年生,博士,副教授.研究方向为轻金属的强化、双金属的界面调控、增材制造. Email: gyli@dlut.edu.cn

引用格式:李广宇,曾乾通,王月佳,蒋文明,王军,康兴,王晓琼,姚山,姚平坤.中间层对铝/镁双金属界面调控研究进展与展望[J].铸造技术,2025, 46(5): 424-438.

LI G Y, ZENG Q T, WANG Y J, JIANG W M, WANG J, KANG X, WANG X Q, YAO S, YAO P K. Research progress and prospects on the effects of interlayers on Al/Mg bimetal[J]. Foundry Technology, 2025, 46(5): 424-438.

中国知网　https://www.cnki.net

下搅拌摩擦焊[14]、液氮辅助搅拌摩擦焊[15]和超声辅助搅拌摩擦焊[16-18]。其中部分方法虽然能获得较好的接头强度，但 IMCs 仍被认为难以避免[19]。在这些方法中，唯有金属中间层可以物理阻隔 Al 和 Mg 之间的直接接触，同时形成新的脆性较低的金属间化合物来替代原来的界面，是最有希望彻底消除 Al-Mg IMCs，显著改善双金属界面性能的方法。

本文总结了近年来中间层对 Al/Mg 双金属界面调控的研究进展，按照中间层的特点进行了分类，包括低熔点纯金属、高熔点纯金属、多元素中间层，并展望了其未来发展方向，为双金属的研发与应用提供借鉴和指引。

1　中间层设计原则及分类

中间层调控 Al/Mg 双金属是在铝和镁之间放置一种与基体不同的金属层，可减少 Al-Mg IMCs，或者生成与 Al-Mg IMCs 不同的脆性较低的相，从而提高连接性能。在 Shah 等[20]的研究中，总结了中间层的通用设计指南，大致分为 3 个步骤(图 1)：①评估所选中间层的元素形成焓 H 和化合物的吉布斯能 G 是否低于 Al-Mg 体系，不同元素与铝或镁的形成焓可以通过 Miedema 模型[21]进行评估，如图 2 所示，发现 Ni、Cu 和稀土元素同时与铝和镁的形成焓较低。②评估预期形成的化合物的脆性是否低于 Al-Mg IMCs，考虑其他因素，如熔点、成本和可获得性。③进行试验验证并确定合适的工艺参数。

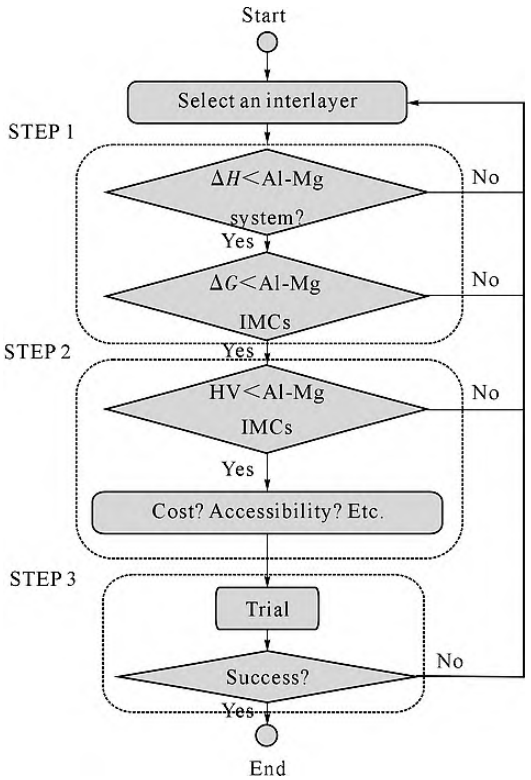

图 1　通过添加中间层来减少 Al-Mg 金属间化合物的通用设计指南[20]

Fig.1　General design guidelines for mitigating the Al-Mg IMCs through the addition of an interlayer [20]

目前，已有多种中间层被应用于 Al/Mg 双金属以提高性能，如 Zn、Sn、Al、Ni、Cu、Fe、Ti、Ag、Ag-Cu-Zn、Au、Zr 和 Ce 等。可以看出，这些中间层大致可以分为 3 类。①低熔点纯金属，如 Zn、Sn 和 Al 等。这些中间层通常在连接过程中会发生熔化或蒸发，起到增加铝和镁润湿性的作用，铝和镁主要通过熔化和扩散的方式实现连接。②高熔点纯金属，如Ni、Cu、Fe、Ti、Ag、Ce 和 Zr 等。这些中间层在连接过程中不会熔化，铝和镁主要通过元素扩散连接。③复合金属或多元素合金，如高熵合金(high-entropy alloys, HEA)、Al/Ni、Cu/Ni、Cu/Zn、Ag-Cu-Zn、镀锡钢和镀锌钢等，在连接过程中部分熔化，部分不熔化，铝和镁通过熔化和扩散连接。这些中间层一方面避免了合金表面的氧化，另一方面减少或消除了镁/铝中间金属化合物，下面将详细介绍这些中间层对镁/铝双金属的微观组织和性能的影响。

2　低熔点纯金属

2.1　Zn 中间层

锌涂层的效果与其厚度密切相关。当锌涂层较薄时，其作用仅为增加润湿性；而当锌涂层达到一定厚度时，可实现对 Al-Mg 金属间化合物的有效抑制。Xu 等[22]使用“锌化+镀锌”技术在 A390 表面获得了厚度为 5~6 μm 的致密锌涂层，在界面层中未发现含锌元素的成分。这是因为低熔点(419 ℃)锌涂层会在高温预热(500~580 ℃)和浇注(700~730 ℃)过程中蒸发。而锌涂层的主要功能是防止铝合金的再氧化和增加润湿性，这有利于铝和镁之间的冶金结合，从而提高双金属的性能。

Mola 等[23]通过扩散连接在 6060 表面制备了锌涂层。通过比较微观结构，发现由于锌涂层的存在，界面层被铝-镁-锌中间化合物，即 $Mg_5Al_2Zn_2$+Mg 共晶、$Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$、$Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$+Mg 共晶，取代了 Al_3Mg_2、$Al_{12}Mg_{17}$、Mg+$Al_{12}Mg_{17}$ 共晶，如图 3 所示。硬度测试的压痕结果显示，这些铝-镁-锌中间化合物的硬度低于 Al-Mg IMCs，显示出更优异的抗塑性变形能力。因此，剪切强度从5.5~11.3 MPa 提高到 39.8~46.6 MPa，显著提高了双金属性能。

搅拌摩擦焊具有低的热输入特性，已有较多研究通过该方法获得了化合物层厚度较低的 Al/Mg 接头。Abdollahzadeh 等[24]在对接接头中引入 Zn 中间层，通过采用 2 种行进速度(25 和 35 mm/min)和 3

中国知网　https://www.cnki.net

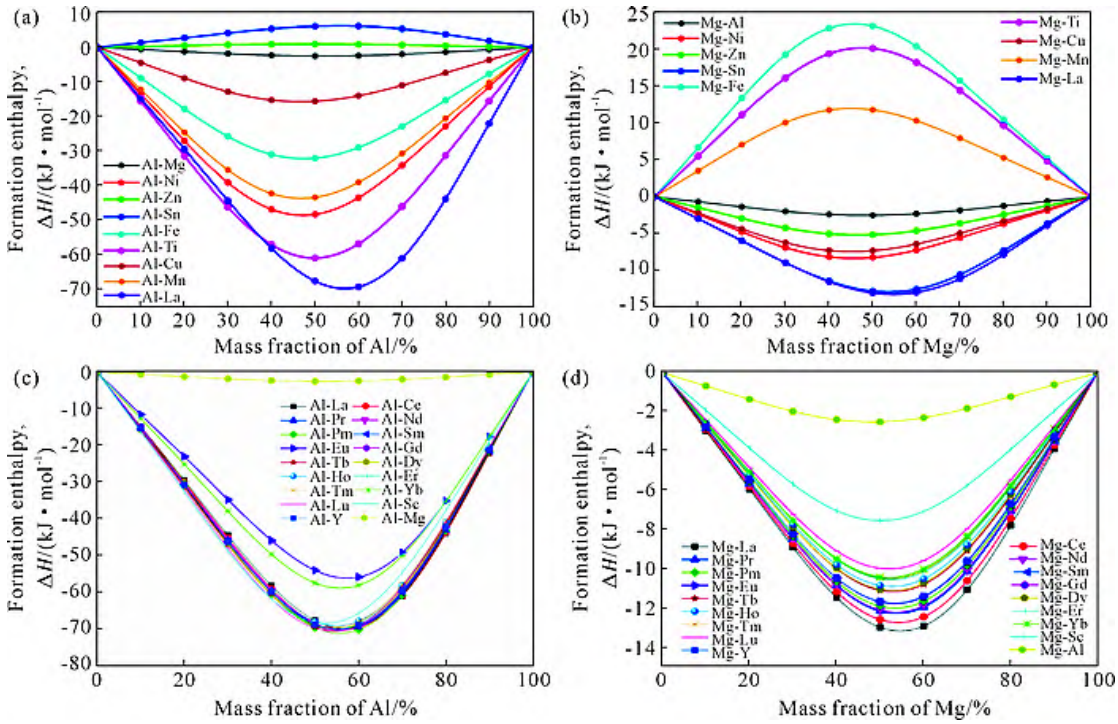

图 2 不同元素与铝或镁的生成焓:(a) 铝与其他元素;(b) 镁与其他元素;(c) 铝与稀土元素;(d) 镁与稀土元素[21]

Fig.2 The enthalpies of the formation of different elements with Al or Mg: (a) Al and other elements; (b) Mg and other elements; (c) Al and rare earth elements; (d) Mg and rare earth elements[21]

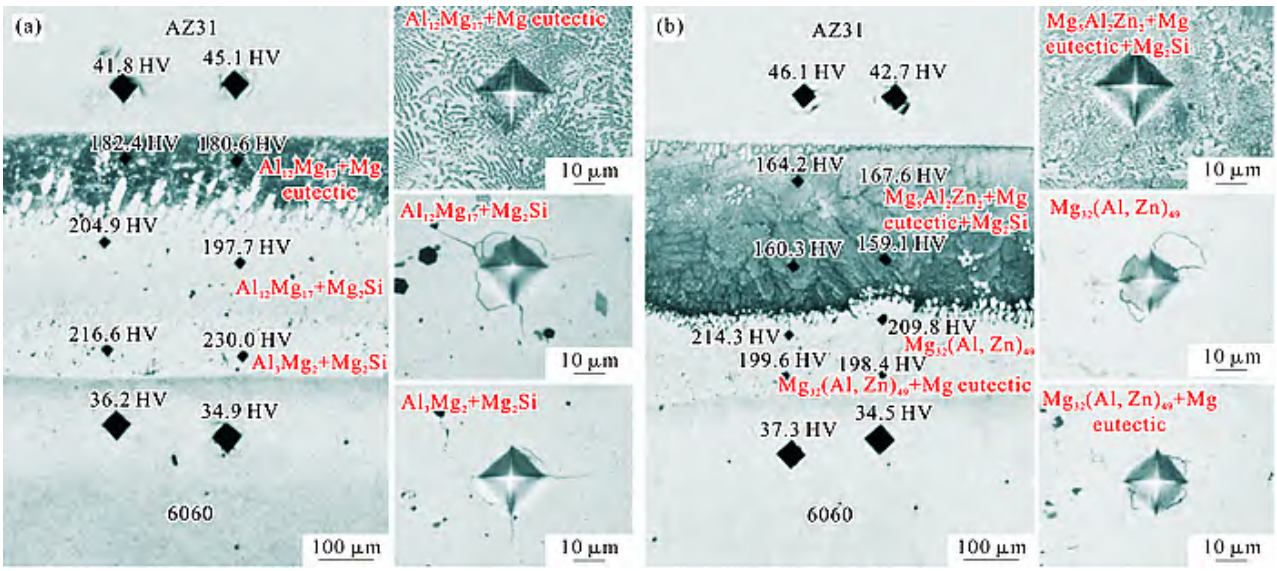

图 3 有无锌涂层的 6060/AZ31 双金属界面微观结构和压痕 SEM 像:(a) 无锌涂层;(b) 有锌涂层[23]

Fig.3 SEM images of the interfacial microstructure and indentation of the 6060/AZ31 bimetal with and without Zn coating: (a) without Zn coating; (b) with Zn coating[23]

种转速(550、600 和 650 r/min)进行试验,确定了行进速度和转速分别为 35 mm/min 和 600 r/min 的最佳参数组合。与未处理试样相比,添加 Zn 涂层的界面由 Mg、Al 固溶体、Mg-Zn 和 Al-Mg-Zn IMCs 组成,焊缝的拉伸强度从 141 MPa提高到 175 MPa, 伸长率从 0.7%到 1.9%。研究表明, 低转速高行进速度时,热输入较低导致 Zn 熔化量少且扩散困难;而高转速低行进速度时热输入较大,高转速会使熔化的 Zn 被挤出界面,进而削弱 Zn 中间层的作用。

Ji 等[25-26]进一步研究超声辅助搅拌摩擦焊及超声功率对接头组织性能的影响。采用如图 4a 和 b 所示的 2 种搭接配置,发现选择 Mg 合金作为上板时,接头表现出更好的成形和更高的拉伸剪切强度。结果表明,与单一添加 Zn 中间层相比,添加超声辅助后扩大了有效搭接宽度,改善了机械锁合,并在搅拌区获得了更细小分散的 Mg-Zn IMCs。随着超声功率增加,有效搭接宽度(effective lap width, ELW)逐渐增大,而 Mg-Zn IMCs 尺寸减小。大的搭接宽度意味着较长的裂纹延伸路径[27],因此接头性能与超声功率呈正相关,如图 4d 所示。该研究表明,超声波与 Zn

中国知网 https://www.cnki.net

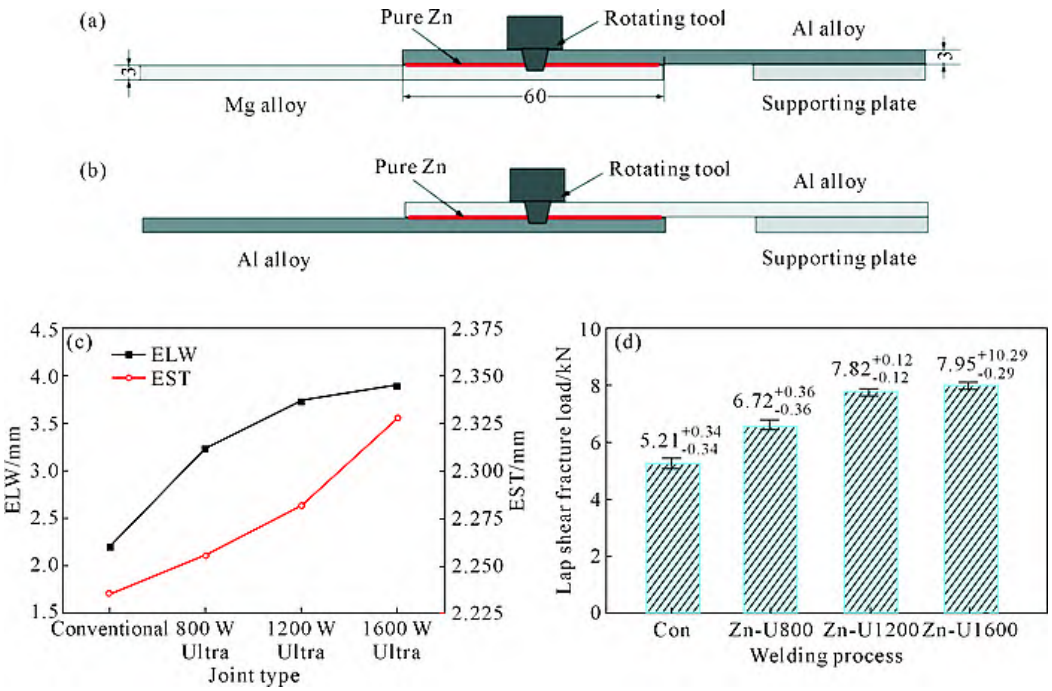

图 4 搭配装置示意图及不同工艺下接头的对比分析：(a) 搭接配置 A；(b) 搭接配置 B；(c) 有效搭接宽度随功率变化曲线；(d) 接头剪切强度随功率变化曲线[25-26]

Fig.4 Schematics of the lap configuration and comparative analyses of the joints under different processes: (a) lap configuration A; (b) lap configuration B; (c) curve of ELW varying with power; (d) curve of joint shear strength varying with power[25-26]

中间层的复合工艺为获得高质量 Al/Mg 异种焊接接头提供了新途径。

Liu 等[28]则研究了超声时间参数对 Zn 中间层接头微观组织和力学性能的影响，发现超声时间与 Al-Mg IMCs 的形成密切相关，超声时间小于或等于 3 s 时，可避免 Al-Mg IMCs 生成，但当时间短于 2 s时，Al 基体氧化层未完全去除，接头剪切强度为 16 MPa；当超声时间增加到 3 s 时，可以完全去除 Al 基体氧化层，此时接头的剪切强度为 24 MPa；而当时间达到 6 s 时，接头出现 Al_3Mg_2 和 $Al_{12}Mg_{17}$，接头强度降至 11 MPa，这是因为在超声空化和声流产生的局部高温作用下，Zn 中间层与 Mg 和 Al 基体相互作用，大量的 Al 和 Mg 原子扩散到接头中，形成了 Al-Mg IMCs，导致接头强度降低。

He 等[29]分析了 Zn 涂层的喷弧时间(10、18 和 30 s)和 Zn 涂层的预热时间(6 和 12 h)之间的不同组合结果，发现喷涂时间直接决定 Zn 涂层厚度。当喷涂时间为 30 s、涂层预热时间为 6 h 时，界面第二相 β-Zn 固溶体(β-Zn 固溶体比 $MgZn_2$ 更柔韧)分散在硬基体($MgZn_2$)中，此时第二相与位错之间存在很强的引力相互作用，有效加强了界面微观组织[21]，双金属的剪切强度达到最大值 31.73 MPa，而较短喷弧时间的界面区虽然也存在一定量的 $MgZn_2$ 和 β-Zn，但由于其呈分层分布，剪切强度并未得到显著增强。

2.2 Sn 中间层

在利用 Sn 中间层调控 Al-Mg IMCs 的研究中，既有仅减小 IMCs 厚度的研究，也涉及完全消除Al-Mg IMCs 的研究。Zheng 等[30]研究了采用 0.1 mm 厚 Sn 中间层辅助搅拌摩擦连接 5052/AZ31B 时不同旋转速度的影响，发现断裂性能随转速从 900 r/min 增加至 1 500 r/min 呈下降趋势，且 Al-Mg IMCs 被成功抑制。在 900 r/min 时，断裂载荷最大，达到 3.72 kN，这是因为随着转速的进一步提高，前进侧和后退侧的 Sn 含量更多，导致生成的 Mg_2Sn 晶体粗大且含量更高，裂纹增加，使性能下降，其机理如图 5 所示。

崔庆波等[31]对 6061 表面化学镀 3 μm 锡层，采用超声波点焊制备 AZ31B/6061 接头，成功抑制了 Al-Mg IMCs 的产生。界面由 Mg-Sn 过渡区、残余 Sn 中间层及 Al-Sn 过渡区组成(图 6)，接头的最大搭接剪切强度为 32.9 MPa，相比直接焊接接头的 27.5 MPa 提高了 19.6%。

而冯海傲等[32]采用搅拌摩擦焊制备了以 Sn 为中间层的 AZ31B-H24/6061-T6 焊接接头，研究发现 Sn 中间层的存在并未完全阻止 Al-Mg IMCs 的生成。界面主要由 Mg_2Sn、$Mg_{17}Al_{12}$ 和 Mg_2Al_3 组成，与 Zheng 等[30]的发现一致，Mg-Sn 相的含量随 Sn 中间层厚度的增加而增加。当 Sn 含量过高时会促使粗大含 Sn 化合物的生成，反而削弱 Sn 对组织的细化作用及其对 Al-Mg 脆性相的变质效果。因此，当中间层厚度为 0.02 mm 时，接头抗拉强度达到最大值 186 MPa。

与 Zn 中间层的研究类似，超声振动也被应用

中国知网 https://www.cnki.net

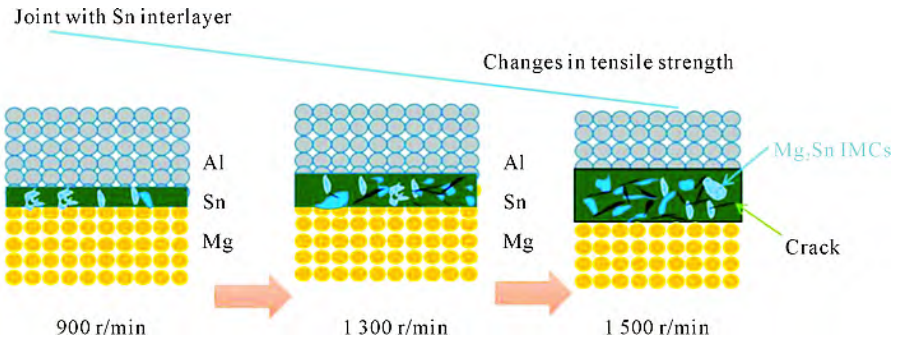

图 5 采用锡中间层焊接时原子扩散示意图[30]

Fig.5 Schematic diagram of the atomic diffusion mechanism during welding with a tin interlayer[30]

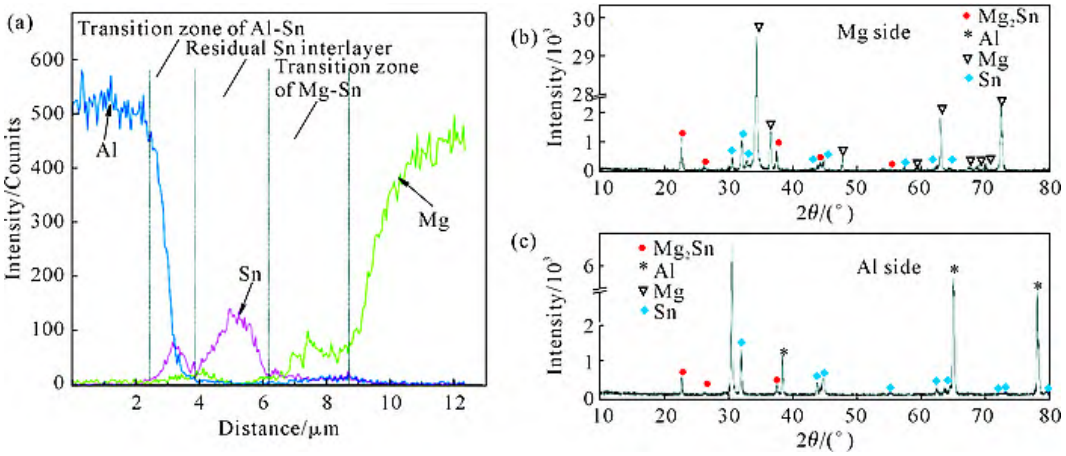

图 6 接头线扫描及 XRD 谱:(a) 焊接接头 EDS 线扫描图;(b) Mg 侧 XRD 谱;(c) Al 侧 XRD 谱[31]

Fig.6 EDS line scan and XRD patterns of the joint: (a) EDS line scan of the welded joint; (b) XRD patterns of Mg side; (c) XRD patterns of Al side[31]

到 Sn 中间层的研究中。Zhao 等[33]研究了超声波振动辅助搅拌摩擦焊制备不同厚度 Sn 夹层的 Al/Mg 接头。结果表明,未施加超声振动时,随着 Sn 厚度的增加,Al-Mg IMCs 厚度显著减小,但即使 Sn 厚度达 0.2 mm 仍无法完全避免 Al-Mg IMCs 的产生;施加超声振动后,Al-Mg IMCs 厚度进一步减小, 但仍未能完全抑制其形成。

2.3 Al 中间层

Liu 等[34]通过在 Mg/Al 异种金属钨极氩弧焊中引入不同厚度的铝箔,研究了其对焊缝微观组织及力学性能的影响。首次利用 Al 箔调控熔合区成分,旨在增加靠近镁基体一侧的铝基固溶体含量,从而缓解应力集中、抑制裂纹扩展。当使用适量 Al 箔(0.2 mm 厚)时能显著提高接头抗拉强度(最高达 104 MPa),而过量 Al(0.4 mm 厚)导致局部富铝区形成,促进脆性金属间化合物析出,反而降低接头性能,原理如图 7 所示。

刘宁等[35]通过在 450 ℃下保温 1 h,采用Al-10Si 合金粉末和纯 Al 粉(质量比 1:1)作为中间层,对工业纯铝和工业纯镁进行扩散连接, 界面形成了由Al_3Mg_2相、$Al_{12}Mg_{17}$ 相、富 Si 相和共晶组织($Al_{12}Mg_{17}$+δ-Mg)组成的梯度反应层,总厚度约 520 μm,其中富 Si 相

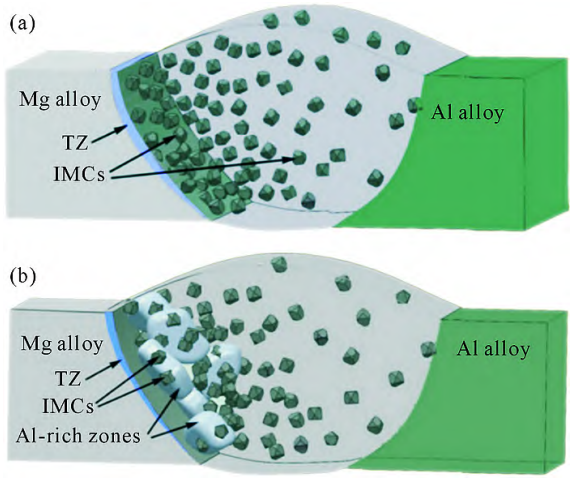

图 7 不同厚度铝箔添加的接头微观结构:(a) 0.2 mm Al 箔;(b) 0.4 mm Al 箔[34]

Fig.7 Microstructures of the joints with different amounts of added Al foil: (a) 0.2 mm Al foil; (b) 0.4 mm Al foil[34]

层最厚。通过引入 Al-10Si 粉末中间层,提高了Al/Mg 异种金属扩散界面的结合强度, 拉伸剪切强度达到 23 MPa。

江再良等[36]采用消失模铸造液–液复合工艺,在 AZ91D 镁合金与 ZL101A 铝合金之间设置纯铝隔层,有效避免了液态混液和界面位置不稳定问题,界面处生成两种反应层: 镁侧由 $Al_{12}Mg_{17}$+δ-Mg 共晶

中国知网 https://www.cnki.net

组成，铝侧由 Al_3Mg_2 相和 Mg_2Si 颗粒组成，整体界面结合良好，并提出了界面形成的 4 阶段机理：充型、熔化与扩散、冶金反应和凝固，揭示了冶金结合的微观组织特征。

3　高熔点纯金属

3.1　Ni 中间层

镍涂层的存在可以减少甚至消除 Al-Mg IMCs，但不同方法制备的镍涂层的效果不同。Liu 等[37]使用等离子喷涂在纯铝表面制备了厚度约为 96 μm 的纯镍层，如图 8a 所示。通过在不同温度(680、700、720 ℃)下浇注纯镁液体来制备镁 / 铝双金属。研究了浇注温度和镍涂层对双金属微观结构和性能的影响。结果表明，双金属只有在 700 和 720 ℃的浇注温度下才能实现冶金结合，镍涂层的存在可以有效阻碍 Al-Mg IMCs 的形成，界面层主要由镁–镍和铝–镍中间化合物组成，如图 8b 和 c 所示。这些铝–镍和镁–镍中间化合物的硬度低于 Al-Mg IMCs，如图 8d 所示。因此，剪切强度显著提高，在 700 ℃的浇注温度下达到最大值 25.4 MPa，与没有镍涂层的双金属(17.3 MPa)相比提高了46.8%，如图 8e 所示。张政等[38]同样采用等离子喷涂工艺研究了不同浇注温度(710、730、750 ℃)和 Ni 涂层对 A356/AZ91D 双金属组织的影响，发现当浇注温度为 730 ℃时，Ni 层与 Mg、Al 两侧有明显扩散结合，结合层厚度均匀，获得较优良的界面组织。

Li 等[39]比较了不同方法制备的镍涂层，即电镀镍(electronickelling, EN)、非电镍镀(electroless nickel plating, ENP)、等离子喷涂镍(plasma sprayed nickel, PSN) 对镁/铝双金属微观结构和性能的影响。从图 9a~c 可以看出，通过 PSN 制备的铝合金表面比通过 EN 和 ENP 制备的表面更粗糙，表面粗糙度(Ra)分别为 3.208、5.303 和 57.055 nm。不同镍涂层镁/铝双金属的微观结构如图 9 所示。可以发现，在 EN 和 ENP 的双金属界面处，镍涂层与铝基体之间存在冶金结合，但镍涂层与镁基体之间没有冶金结合，界面层主要由镍固溶体和 Al_3Ni 组成，如图 9d 和 e 所示。对于含有 PSN 涂层的双金属，镍涂层与铝基体和镁基体之间都发生了冶金反应层，界面层主要由 Mg_2Ni、镍固溶体和 Al_3Ni 组成，因为粗糙的涂层更有利于冶金结合，如图 9f 所示。剪切测试结果表明，带有 EN 和 ENP 涂层的双金属的剪切强度低于没有涂层的双金属，只有带有 PSN 涂层的双金属的剪切强度得到了提高，剪切强度为 69.8 MPa，比没有涂层的双金属高出 69%。

Li 等[40]还研究了高速氧燃料喷涂镍涂层及其厚度对镁/铝双金属微观结构和性能的影响。结果表明，随着镍涂层厚度的增加，Al-Mg IMCs 的数量减少，只有当镍涂层厚度为 45 μm 时，Al-Mg IMCs 和原来的镍涂层几乎完全消失，最大剪切强度为61 MPa，

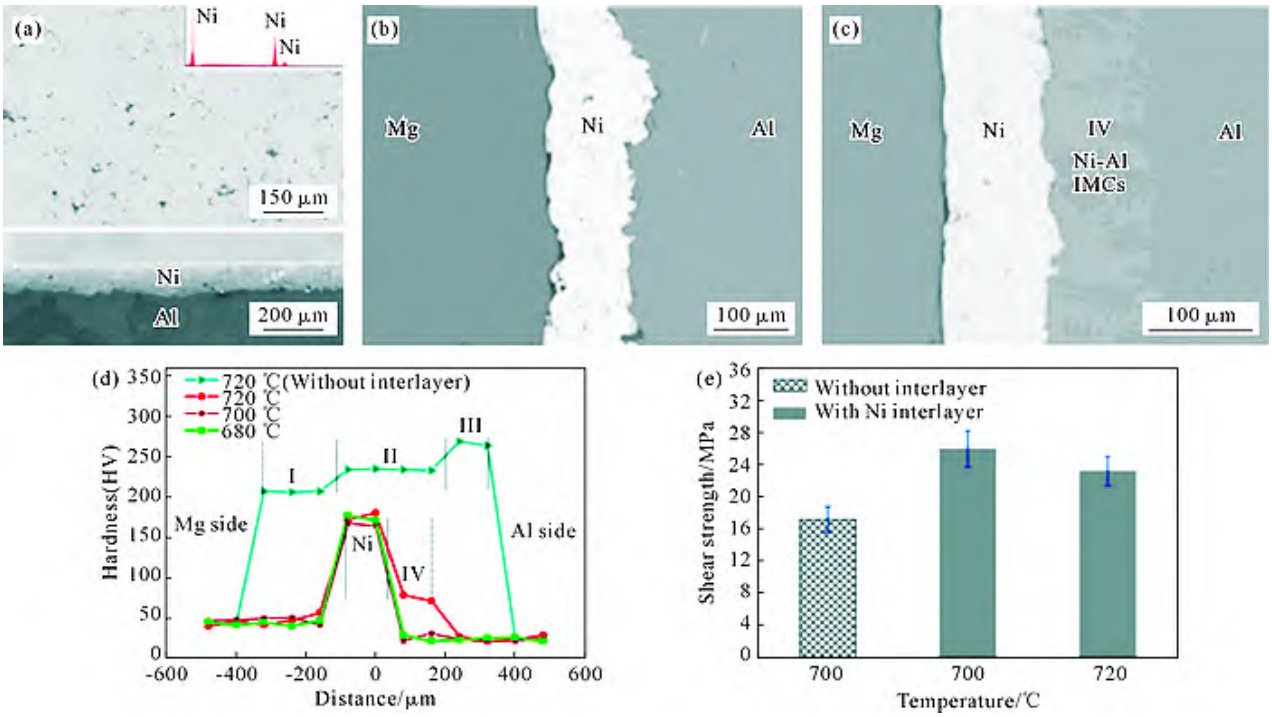

图 8　等离子喷涂镍涂层 Mg/Al 双金属微观结构和性能：(a) 等离子喷涂制备的镍涂层；(b, c) 700 和 720 ℃下 Mg/Al 双金属微观结构；(d) 界面硬度；(e) 剪切强度[37]

Fig.8　Microstructure and properties of the Mg/Al bimetal with a plasma-sprayed Ni coating: (a) Ni coating fabricated via plasma spraying; (b, c) microstructure of the Mg/Al bimetal at 700 and 720 ℃; (d) interface hardness; (e) shear strength[37]

中国知网　https://www.cnki.net

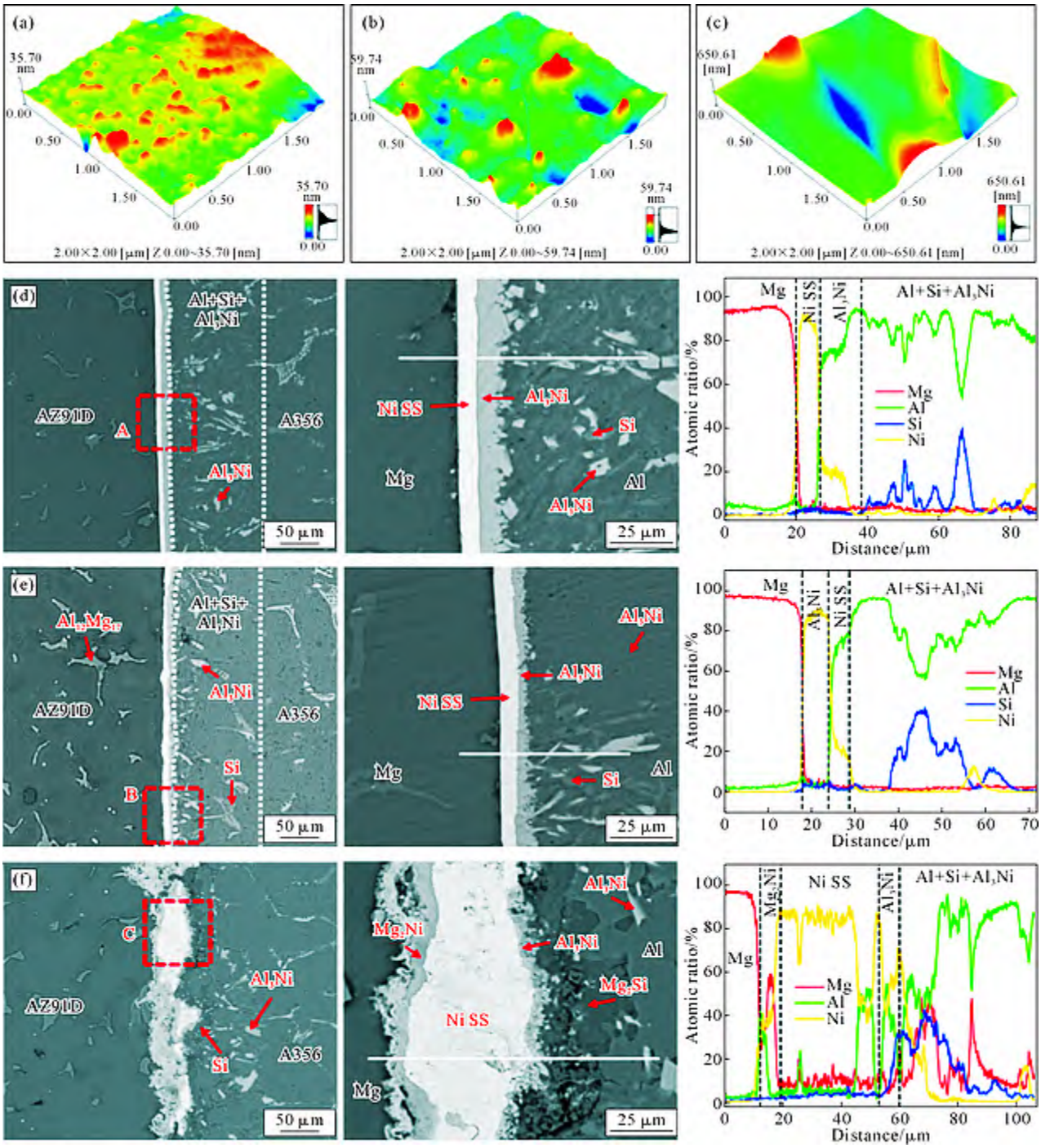

图 9 具有不同 Ni 涂层双金属微观组织及表面粗糙度：(a, d) 电镀镍；(b, e) 非电镀镍；(c, f) 等离子喷涂[39]

Fig.9 Microstructure and roughness of the bimetal with different Ni coatings: (a, d) EN; (b, e) ENP; (c, f) PSN[39]

优于 10 和 190 μm。这表明理想的镍涂层厚度可以消除铝–镁中间化合物且不保留原来的镍涂层。

通过以上研究可以看到，不同的制备工艺得到的 Ni 涂层质量参差不齐，这可能会导致 Ni 和铝镁基体的不充分结合，Qie 等[41]利用振动辅助处理的剪切破碎效应和对流搅拌效应协同 Ni 夹层后，Al/Mg IMCs 完全消失，界面厚度仅为原始界面的 8.13%，Ni 与两侧基体实现了更稳定和良好的冶金结合。在此基础上，结合新沉淀的 Mg_3Ni_2Al 的第二相强化效果，Al/Mg 双金属界面的剪切强度显著提高，从 35.47 MPa 提高到 56.12 MPa，增长了 58.22%。

3.2 Ti 中间层

胡浩等[42]通过添加 0.2 mm 厚度钛箔中间层，辅助连接 AZ31B/6061，其界面可分为铝/钛和钛/镁两个界面，铝钛界面处有 Al_3Ti 生成，形成交错的互锁结构，增大与母材基体的接触面积，提高了界面的结合强度。钛/镁界面处原子未发生扩散反应，并且存在焊接缺陷气孔，主要为固相连接。接头断裂在镁侧热影响区上，最大抗剪切强度能够达到 156 MPa，可以得出铝/钛界面的结合性要强于钛/镁界面的结合

中国知网 https://www.cnki.net

性，这是接头断裂在镁侧的主要原因。且接头最大拉剪力随焊接电流的增大先增大后减小，当焊接电流为 14 kA 时，最大抗拉剪切力达到 2.3 kN，但研究者并未解释剪切力随电流如此变化的原因。

Tian 等[43]在热轧键合 Al/Mg 复合材料的界面处掺入 Ti 箔过渡材料，通过多道次轧制和退火工艺制备了 Al/Mg 复合板，加入 Ti 箔的界面由 Ti 箔和 Al-Mg IMCs 层交替组成，在存在 Ti 层的区域，Al-Mg IMCs 的形成被完全抑制，在没有 Ti 层的区域，也会形成 Al-Mg IMCs，如图 10 所示，有效降低了界面处 Al-Mg IMCs 的比例，且在加入 Ti 箔后，复合板的断裂模式发生了明显的变化。无中间层试件表现出两级断裂的特征，而注入 Ti 箔的试件表现出单级断裂的特征，如图 10e~f 所示，主要原因是 Ti 箔的加入显著提高了 Al/Mg 界面处的结合强度，导致 Al 层和 Mg 层相互约束并一起变形，直到发生断裂。Ti 箔的掺入显著提高了界面剪切结合强度，而拉伸强度基本保持不变。

周惦武等[44]对 AZ31 镁合金和 6061 铝合金进行激光焊接，发现添加 Ti 箔对镁液和铝液直接接触起到一定的阻隔效果，但由于 Ti 箔导热系数较低，且距离激光热源较远，导致 Ti 箔熔化不完全，未熔化的 Ti 箔与 Al 基体间存在明显裂缝，Ti 箔与母材基体的结合效果尚待提升。光束振荡技术因具备扩大激光作用范围及对熔池产生搅拌作用的优势，已被证实可有效提高激光焊缝的间隙公差与机械性能。Meng 等[45]采用一种新颖的“8”形光束振荡来解决以 Ti 为夹层的 Al/Mg 搭接接头激光圆振荡焊接中加热不均匀和界面处反应不均匀的问题。采用后激光能量分布的均匀性提高了 60%，促使界面处 Ti 夹层充分加热熔化，通过优先形成足够厚的 Al-Ti IMCs，大大减少了 Al-Mg IMCs 的形成，并将界面的连接宽度从 0.6 mm 增加到 2.4 mm，这些改进将 Al/Mg 搭接焊缝的剪切拉伸力提高到 4.4 kN，比激光圆振荡焊增加了 3.8 倍。

3.3　其他高熔点中间层

Shang 等[46]使用冷金属过渡连接 AZ31B 和6061 合金，采用纯铜(HS201)作为填充金属，Al 侧熔融区由 AlCu、$CuAl_2$、Cu_9Al_4 组成，焊缝区生成 Cu 基固溶体，Mg 侧熔融区形成 Cu_2Mg 和 Al-Cu-Mg 三元共晶结构。断裂发生在 Mg 侧熔融区的金属间化合物层中，大量 Cu_2Mg 金属间化合物连续分布，接头的黏合强度为 34.7 MPa。

Zheng 等分别研究了在搅拌摩擦 6061/AZ31 的接头中添加 Zr 中间层[47]及不同转速(800、1 000、1 200 r/min)[48]的影响，以揭示 Zr 及热输入对 IMCs 厚度、机械互锁及腐蚀行为的调控作用。Zr 的加入显著减少了有害的 Al-Mg IMCs 厚度(从 7.5 μm 降至

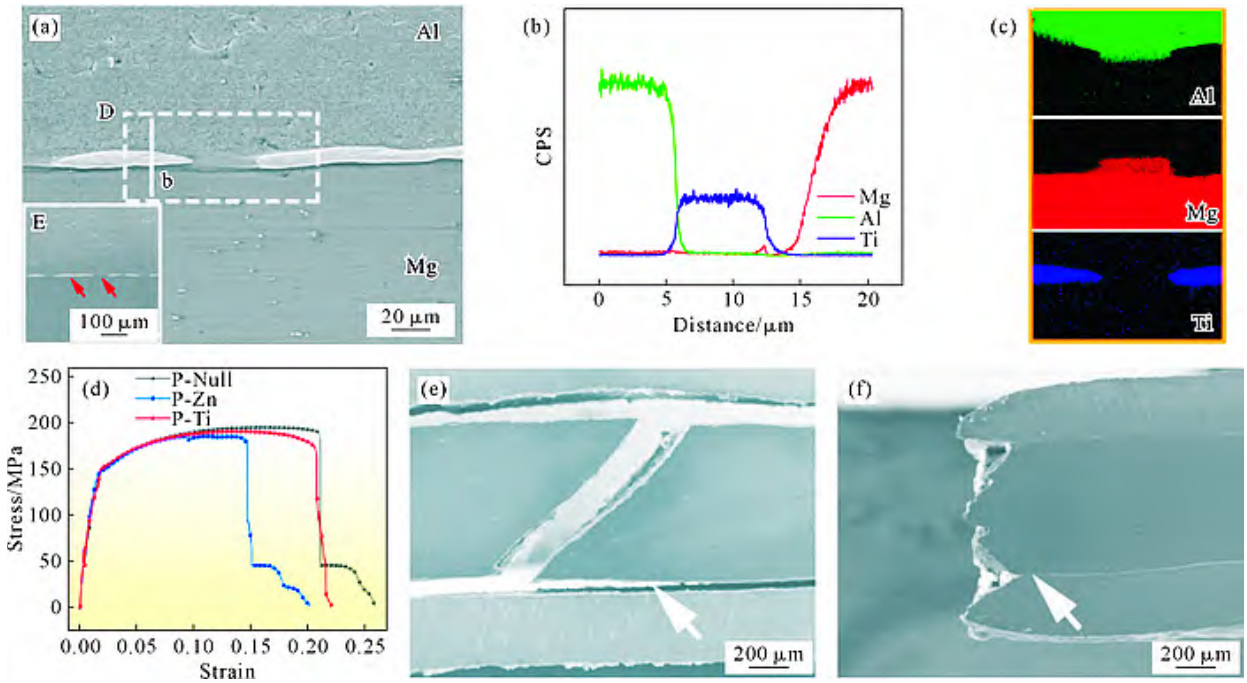

图 10　Al/Mg 复合材料界面微观结构及 EDS 分析：(a) 添加 Ti 界面形貌；(b) 添加 Ti 界面线扫描；(c) D 区域表面元素分布；(d) 未处理、添加 Zn 箔、添加 Ti 箔样品工程应力–应变曲线；(e) 未处理时拉伸试样侧面形貌；(f) 添加 Ti 箔拉伸试样侧面形貌[43]

Fig.10　Interface microstructure and EDS analysis of the Al-Mg composite plates: (a) interface morphology with Ti addition; (b) line scan of the interface with Ti addition; (c) elemental distributions of the surface in region D; (d) engineering stress-strain curves of the untreated, Zn foil-added, and Ti foil-added samples; (e) side morphology of the tensile sample without treatment; (f) side morphology of the tensile sample with Ti foil addition[43]

中国知网　https://www.cnki.net

3 μm)，Al/Zr/Mg 接头的残余机械强度在 28 h 腐蚀后为 203.87 N，是 Al/Mg 接头(87.24 N)的 2.34 倍，60 h 腐蚀后，Al/Zr/Mg 接头的质量损失(237.73 mg/cm^2)比 Al/Mg 接头(270.27 mg/cm^2)减少了 12%。研究认为 Zr 中间层通过隔离 Al/Mg 直接接触，延缓了电偶腐蚀，从而提高了接头的综合性能。随转速的提高，接头的抗剪载荷先增大后减小，1 000 r/min 时接头抗剪载荷最高(404.2 N)，过高转速(1 200 r/min)因热输入增大导致晶粒粗化和 IMCs 增多且加剧腐蚀。

Qi 等[49]研究了 Fe 中间层及其厚度对 AZ31B/6061-T6 铝合金激光–钨极惰性气体(tungsten inert gas welding, TIG)复合熔焊接头性能的影响，Fe 中间层的添加抑制了 Mg-Al 金属间化合物的大量产生，但在接头的熔合区产生了 Fe-Al 金属间化合物，其显微硬度极高，也不利于接头剪切强度的增强。随着Fe 中间层间厚度的增加，剪切强度先增加后降低，在 0.13 mm 厚的 Fe 夹层下，最大剪切强度可达 100 MPa。

4 复合金属

4.1 Ni–Cu 中间层

上述研究表明，EN 和 ENP 的镍涂层不能与镁基体形成冶金结合，因此剪切强度降低。Shang 等[46]研究表明，铜涂层与镁基体之间倾向于发生冶金连接。为解决这个问题，Li 等[50]在带有无电镍层的铝基体表面电镀了一层铜涂层，获得了镍–铜复合涂层，该涂层可以在涂层与铝和镁基体之间实现冶金结合，界面层由 $Al_7Cu_3Mg_6$、Mg_2Cu、铜固溶体(Cu SS)、镍固溶体(Ni SS)、Al_3Ni 和 Al+Al_3Ni 共晶组成，这些相的形成顺序依次是 Al_3Ni、$Al_7Cu_3Mg_6$、Mg_2Cu，界面层的形成机制如图 11a 所示，这主要归因于元素扩散。纳米压痕测试结果表明，含有镍–铜复合涂层的双金属界面层中的大多数相的硬度低于 Al-Mg IMCs，弹性模量高于 Al-Mg IMCs。因此，剪切强度比未涂层的双金属高出 20.3%。还首次研究了镍–铜复合涂层对双金属耐腐蚀性能的影响。结果表明，镍–铜复合涂层的存在略微降低了双金属的耐腐蚀性，如图 11b 所示。

4.2 HEA 中间层

高熵合金由多主元(5 种及以上)元素组成，具有高熵效应[51]、迟滞扩散效应[52]，使用高熵合金作中间层时，前者使得其与基体金属倾向形成固溶体相从而避免形成硬脆的金属间化合物，后者使高熵合金对界面元素的扩散表现为较强的抑制作用。综合来看，采用高熵合金作中间层是一种有潜力的调控方式，目前已有其在 Al/Mg 双金属界面调控的少量研究。

Xu 等[2]率先将高熵合金中间层引入 Al/Mg 双金属调控，通过超音速火焰喷涂工艺在 A356 嵌体表面喷涂 FeCoNiCrCu 高熵合金涂层，如图 12a，通过实验表征和分子动力学模拟研究发现高熵合金涂层可以有效阻碍 Al、Mg 元素之间的扩散，从而显著抑制或完全阻止 Al-Mg 脆性金属间化合物的产生，形成了 Al_3Mg_2+Mg_2Si/Al_xFeCoNiCrCu+FeCoNiCrCu+Mg_2Ni 混合相/δ-Mg+$Al_{12}Mg_{17}$ 共晶结构的复杂界面，如图 12b 所示，厚度仅为原始界面的9.86%，界面中 Mg_2Ni 混合相具有一定的强化效果，剪切强度从 30.62 MPa 增加到 50.47 MPa，提高了 64.83%，结合机理如图 12c~g 所示。

Xu 等[53]还研究了不同高熵合金涂层厚度下的 Al/Mg 双金属，当涂层厚度为 5 μm 时，断裂发生在高熵合金层与 δ-Mg+$Al_{12}Mg_{17}$ 共晶组织的交界

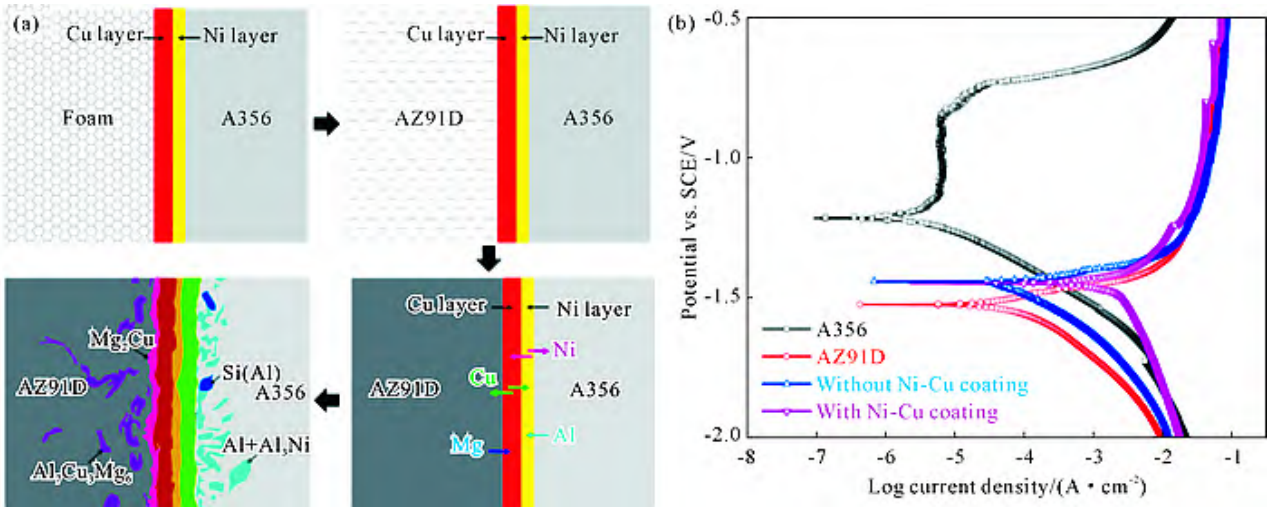

图 11 添加 Cu-Ni 中间层的 Al/Mg 双金属：(a) 界面形成机制；(b) A356、AZ91D 及有无 Ni-Cu 复合中间层的 A356/AZ91D 双金属极化曲线[50]

Fig.11 Al/Mg bimetal with a Cu-Ni interlayer: (a) interfacial formation mechanism; (b) polarization curves of the A356, AZ91D, A356/AZ91D bimetals with and without Ni-Cu composite interlayers[50]

中国知网 https://www.cnki.net

处，断裂面产生了一定程度的塑性变形，剪切强度为48.46 MPa，而当涂层厚度为 20 μm 时，镁侧则只生成了少量 Mg-Ni-Cu 混合相，断裂发生在高熵合金涂层与镁基体交界处，剪切强度为 39.69 MPa。当高熵合金涂层厚度为 5 μm 时不能完全阻止 Al-Mg 脆性金属间化合物的形成，而当涂层厚 20 μm 时，

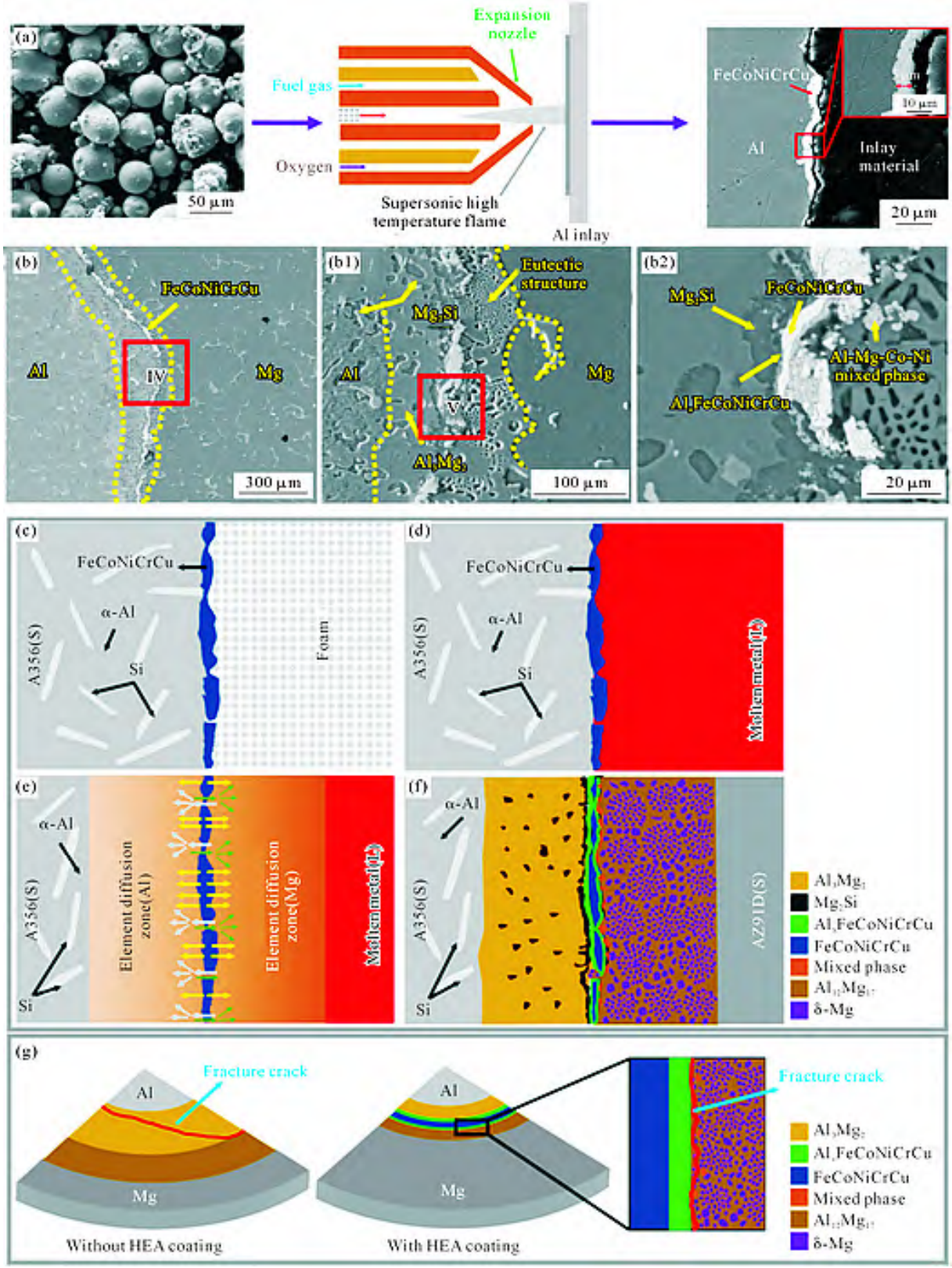

图 12 FeCoNiCrCu 高熵合金对 Al/Mg 双金属的影响：(a) 制备高熵合金涂层；(b~b2) FeCoNiCrCu 处理下的 Al/Mg 双金属界面组织；(c~f) FeCoNiCrCu 高熵合金涂层下的界面组织形成；(g) Al/Mg 界面性能强化机制[2]

Fig.12 Influence of ultrasonic vibration on Mg/Al bimetal: (a) preparation of high-entropy alloy coating; (b~b2) microstructures of the Al/Mg bimetallic interface treated with FeCoNiCrCu; (c~f) formation of the interface microstructure under the FeCoNiCrCu high-entropy alloy coating; (g) strengthening mechanism of the Al/Mg interface[2]

中国知网 https://www.cnki.net

Al 侧形成 $Al_xFeCoNiCrCu$，Mg 侧只能形成少量的金属间化合物，冶金结合较差，超声振动产生的声空化和声流效应可以有效促进界面之间的原子扩散[54]。

Xu 等[1]研究了超声振动和 HEA 涂层复合处理对 Al/Mg 双金属界面微观结构和力学性能的影响，以期解决此问题。结果表明，超声振动产生的声空化和声流效应促进了 Al 元素在 HEA 涂层内的扩散，Mg 侧的冶金结合质量得到改善，断裂位置从仅采用 HEA 涂层的 Al/Mg 双金属的 Mg 侧移动到经过复合处理的 Al 侧，Al/Mg 双金属的剪切强度从未经处理的 32.16 MPa 提高到 63.44 MPa，提高了 97.26%。Xu 等[55]在界面处还发现了纳米晶体的存在，研究认为 HEA/Mg 界面由于摩擦热和超声波振动的空化效应而熔化，然后以极高的冷却速率冷却形成了纳米晶体，如图 13b 和 c 所示，纳米晶体的存在阻碍了位错运动，导致裂纹扩展困难，显著提高了 Al/Mg 双金属的剪切强度，从未经处理的 34.52 MPa 增加到 77.86 MPa，提高了 125.55%，强化机理如图 13d~f 所示。Liu 等[56]做了类似的研究，也证明了纳米晶的存在，纳米晶的存在显著抑制了位错运动和裂纹扩展，Al/Mg 双金属剪切强度由未处理时的 34.63 MPa 提高至 76.69 MPa，提高幅度达121.45%。

4.3 其他复合金属中间层

Li 等[57]使用超声波辅助瞬态液相(ultrasonic-assisted transient liquid phase, U-TLP)制备 2024/MB8 双金属，使用铜和锌制成的多层中间层，如图 14 所示，其中 Cu 箔起到“物理屏障”的作用，Zn 箔降低键合温度，平衡 Cu 箔的消耗。首先通过制备单一 Cu 中间层的 Al/Mg 双金属，发现 Cu 在 Mg 中的扩散远大于 Al，Mg 侧 Cu 箔的消耗较高，随即提出在 Al 侧加入 Zn 箔促进 Cu 和 Al 基体的反应。当使用 Cu/Zn 中间层时，Zn 确实促进了 Al 与 Cu 箔之间的结合，然而，Al 侧的反应从 381 ℃开始，导致该侧 Cu 箔的过度消耗，未起到“物理屏障”的作用，从而产生脆硬 Al_3Mg_2，降低了 Cu/Zn 夹层接头的剪切强度。故进一步提出 Zn/Cu/Zn 中间层，使得 Cu 在两侧基体的消耗一致，并发现其在不同超声作用时间下的性能普遍高于单独 Cu、Cu/Zn，最大剪切强度为 59.92 MPa。

Peng 等[58]采用 Ni/Al/Zn 复合中间层(Al/Zn/Ni/Zn 结构)，通过 U-TLP 方法在空气中 15 s 内成功实现 AZ31 镁合金与 2024 铝合金的高效连接，相比于传统 Zn/Ni/Zn 中间层，新加入的 Al 中间层作为“物理屏障”，有效阻止 Mg-Al 脆性金属间化合物的形成，并促进生成 Mg_2Ni、Al_3Ni、Al_3Ni_2 和 $AlMg_4Zn_{11}$ 等

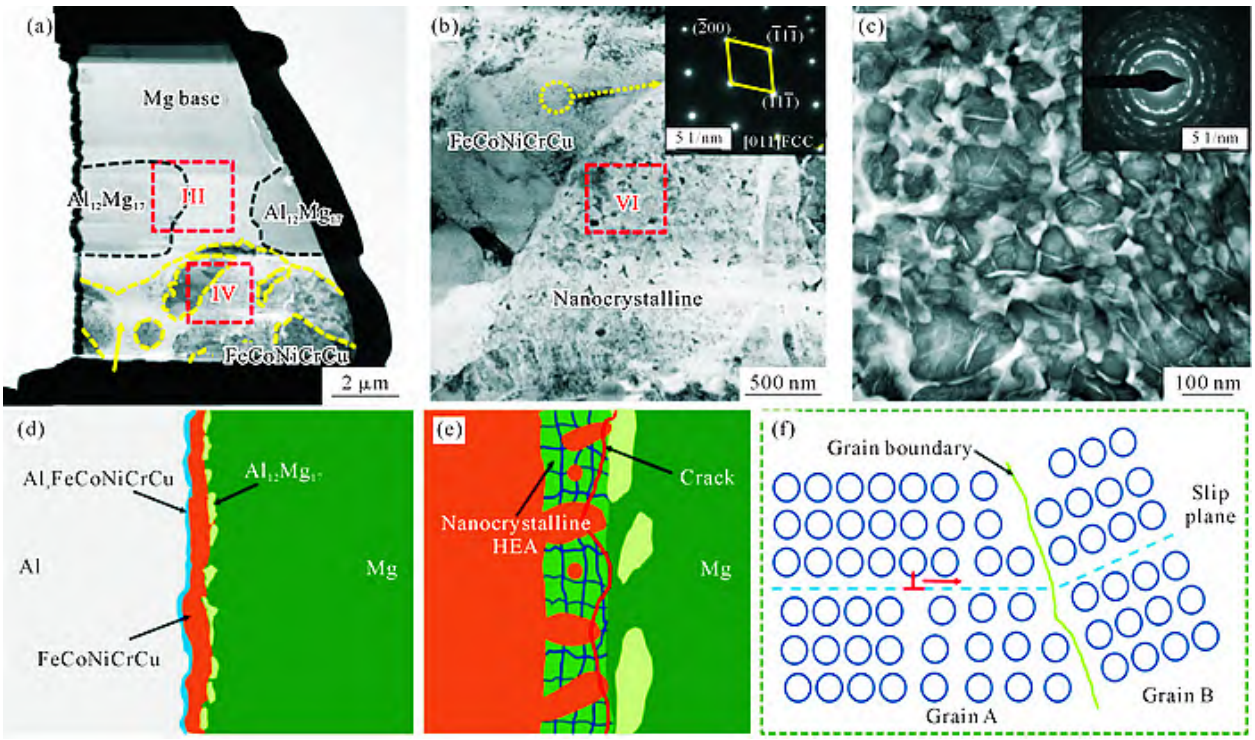

图 13 Mg/HEA 界面的微观结构特征及其强化机制：(a) Mg/HEA 界面整体形貌；(b) 区域 IV 放大图；(c) 区域 VI 放大图及其面扫描结果；(d~f) 强化机制[55]

Fig.13 Microstructural characteristics and strengthening mechanisms at the Mg/HEA interface: (a) overall morphology of the Mg/HEA interface; (b) magnification of region IV in (a); (c) magnification of region VI in (b) and its map scanning result; (d~f) schematic diagram of the strengthening mechanism[55]

中国知网 https://www.cnki.net

图 14 3 种中间层配置：(a) 单独铜；(b) Cu-Zn 复合中间层；(c) Zn-Cu-Zn 复合中间层[57]

Fig.14 Three types of interlayer configurations: (a) copper alone; (b) Cu-Zn composite interlayer; (c) Zn-Cu-Zn composite interlayer[57]

强化相，显著提升接头性能。复合中间层接头剪切强度达 95.3 MPa，较 Zn/Ni/Zn 中间层(35.2 MPa)提升近 3 倍，同时超声处理时间为 12 s 时性能最佳，过长(>15 s)会导致液态产物挤出形成未填充区。

Sun 等[59]采用 Sn 涂覆钢中间层(厚度 0.6 mm，Sn 涂层 1 μm)通过电阻点焊实现 AA5052 铝合金与 AZ31 镁合金的高强度连接，Sn 涂层既阻隔了Al-Mg 直接反应(避免脆性 Al_3Mg_2/$Al_{12}Mg_{17}$ 相形成)，又通过高沸点(2 270 ℃)减少气孔，而熔化的 Sn 被挤出后促使 Al/钢界面形成薄层 Al-Fe 金属间化合物(1.2 μm)和 Mg/钢界面纳米级 $Al_8(Mn,Fe)_5$ 反应层。配合 70 周期电流下降时间优化工艺后，接头抗剪强度达 Mg 同种焊接的 88%，断裂发生于 Al 熔合区(韧性断裂)，显著优于直接焊接的界面脆性断裂。

Liu 等[60]以激光–钨极惰性气体复合焊接技术，结合 Ce 中间层(厚度 0.24 mm)连接 AZ31B 镁合金与 6061 铝合金。Ce 的加入有效抑制了焊接裂纹(传统直接焊接时在 Mg/Al 成分过渡区易产生裂纹)，并通过均匀分布在 Mg-Al 共晶区 (含 $Al_{12}Mg_{17}$ 和 Mg 固溶体)优化了熔合区组织。显微分析表明，Ce 清除了直接焊接中出现的“杂质相”和针状结构，使界面从粗糙的“脊柱状”转变为平滑过渡，同时细化断口韧窝。尽管 Ce 未能完全阻止金属间化合物的形成，但 Ce 在 Mg/Al 成分过渡区均匀分布，通过调控 Mg-Al-Ce 三元相反应，显著提升了接头强度。

5　总结与展望

Al/Mg 双金属材料因其轻量化和性能优势，在航空航天、汽车等领域展现出广阔应用前景，但界面脆性金属间化合物的形成极大限制了其连接性能的提升。中间层作为有效的界面调控策略，能够通过物理隔离、反应控制和组织优化，显著改善双金属接头的微观结构与力学性能。基于上述分析，本文的总结和展望如下。

(1)系统总结了不同类型中间层在 Al/Mg 双金属中的应用进展，分析了各类中间层的调控机制及界面演化规律。低熔点金属中间层如 Zn、Sn 能够通过润湿促进和反应调控在一定程度上抑制 Al-Mg 脆性金属间化合物的生成，但易受热蒸发或扩散不均影响，界面稳定性有限。高熔点金属中间层如 Ni、Ti 则能有效阻隔 Al 和 Mg 的直接接触，形成力学性能优异的新型界面化合物，但存在涂层制备质量不均、冶金结合不完全的问题。

(2)多元素合金中间层，如 Ni-Cu 复合层，能够协调与两侧基体的反应行为，但界面组织复杂、反应层可控性仍待优化。高熵合金中间层因其高稳定性与迟滞扩散效应，在阻止 Al-Mg 脆性相形成方面表现出优异性能，且在超声辅助下可进一步细化界面组织、提高接头强度，但制备工艺复杂，成本较高。

(3)中间层材料体系创新。可开发梯度成分中间层(如 Zn-Ni、Sn-Ti 多层复合涂层)来实现分阶段反应，避免界面脆性化。同时，可引入功能化高熵合金(如 FeCoNiCrCu 系掺杂稀土元素)以提高界面稳定性和抗腐蚀性。

(4)中间层与外场的协同调控：结合超声振动、磁场、激光振荡等物理场，促进界面反应均匀性，细化界面组织，探索“中间层+外场”复合调控机制，如实现超声诱导下高熵合金中间层的快速扩散控制与组织细化。

(5)界面反应与扩散机制深入研究：通过原位电镜观测、高通量计算模拟等手段，解析中间层与 Al/Mg 基体在连接过程中的反应动态、扩散行为和新相生成规律，建立界面演化与性能之间的定量关系。

(6)制备工艺优化与工程应用探索：发展低成本、可扩展的中间层制备方法，并研究中间层在复杂构件(如异形件、薄壁件)中的适应性，推动 Al/Mg 双金属在汽车轻量化、航空航天等领域的大规模应用。

参考文献：

[1] XU Y C, JIANG W M, LI Q Q, YU L H, YU X P, FAN Z T. Combined effects of ultrasonic vibration and FeCoNiCrCu coating on

中国知网 https://www.cnki.net

interfacial microstructure and mechanical properties of Al/Mg bimetal by compound casting[J]. China Foundry, 2024, 21: 588-598.

[2] XU Y C, JIANG W M, LI Q Q, NIU Y Q, YU L H, LI G Y, FAN Z T. Significantly improved bonding strength of Al/Mg bimetallic interface by compound casting via FeCoNiCrCu high entropy alloy coating[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 30: 6870-6876.

[3] LUO C Z, LIANG W, CHEN Z Q, ZHANG J J, CHI C Z, YANG F Q. Effect of high temperature annealing and subsequent hot rolling on microstructural evolution at the bond-interface of Al/Mg/Al alloy laminated composites[J]. Materials Characterization, 2013, 84: 34-40.

[4] JAFARIAN M, KHODABANDEH A, MANAFI S. Evaluation of diffusion welding of 6061 aluminum and AZ31 magnesium alloys without using an interlayer[J]. Materials & Design, 2015, 65: 160-164.

[5] EMAMI S M, DIVANDARI M, ARABI H, HAJJARI E. Effect of melt-to-solid insert volume ratio on Mg/Al dissimilar metals bonding[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2013, 22: 123-130.

[6] LI G Y, JIANG W M, GUAN F, ZHANG Z, WANG J L, YU Y, FAN Z T. Preparation, interfacial regulation and strengthening of Mg/Al bimetal fabricated by compound casting: A review[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2023, 11(9): 3059-3098.

[7] ZHANG Z, JIANG W M, LI G Y, WANG J L, GUAN F, JIE G L, FAN Z T. Effect of La on microstructure, mechanical properties and fracture behavior of Al/Mg bimetallic interface manufactured by compound casting[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 105: 214-225.

[8] ZHANG Z, JIANG W M, GUAN F, LI G Y, FAN Z T. Interface formation and strengthening mechanisms of Al/Mg bimetallic composite via compound casting with rare earth Ce introduction [J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 854: 143830.

[9] ZHANG Z, JIANG W M, LI G Y, WANG J L, GUAN F, JIE G L, FAN Z T. Improved interface bonding of Al/Mg bimetal fabricated by compound casting with Nd addition[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 826: 141998.

[10] LI X R, LIANG W, ZHAO X G, ZHANG Y, FU X P, LIU F C. Bonding of Mg and Al with Mg-Al eutectic alloy and its application in aluminum coating on magnesium[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 471(1-2): 408-411.

[11] ZHANG J, LUO G Q, WANG Y Y, XIAO Y, SHEN Q, ZHANG L M. Effect of Al thin film and Ni foil interlayer on diffusion bonded Mg-Al dissimilar joints[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 556: 139-142.

[12] YANG T Y, WANG K H, ZHANG D K, HUANG J. Contact-reaction brazing of an AZ31 magnesium/3003 aluminum alloy using a silver-copper-zinc interlayer[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2017, 249: 531-537.

[13] LI Q Q, JIANG W M, XU Y C, YU L H, NIU Y Q, FAN Z T. Development of prominent bonding strength in Al/Mg bimetal composites prepared by ultrasonic vibration-assisted compound casting: Effects of ultrasonic powers [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2024, 197: 78-93.

[14] ZHAO Y, JIANG S, YANG S F, LU Z P, YAN K. Influence of cooling conditions on joint properties and microstructures of aluminum and magnesium dissimilar alloys by friction stir welding[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2015, 83: 673-679.

[15] MOFID M A, ABDOLLAH-ZADEH A, HAKAN GÜR C. Investigating the formation of intermetallic compounds during friction stir welding of magnesium alloy to aluminum alloy in air and under liquid nitrogen[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2014, 71: 1493-1499.

[16] SHI L, WU C S, LIU X C. Modeling the effects of ultrasonic vibrations in friction stir welding[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2015, 222: 91-102.

[17] KUMAR S, WU C S, PADHY G K, DING W. Application of ultrasonic vibrations in welding and metal processing: A status review [J]. Journal of Manufacturing Processes, 2017, 26: 295-322.

[18] LIU H J, HU Y Y, DU S S, ZHAO H H. Microstructure characterization and mechanism of acoustoplastic effect in friction stir welding assisted by ultrasonic vibrations on the bottom surface of workpieces[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2019, 42: 159-166.

[19] KUMAR S, WU C S, SHI L. Intermetallic diminution during friction stir welding of dissimilar Al/Mg alloys in lap configuration via ultrasonic assistance[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2020, 51: 5725-5742.

[20] SHAH L H, GERLICH A, ZHOU Y. Design guideline for intermetallic compound mitigation in Al-Mg dissimilar welding through addition of interlayer[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2018, 94: 2667-2678.

[21] ZHANG R F, ZHANG S H, HE Z J, JING J, SHENG S H. Miedema calculator: A thermodynamic platform for predicting formation enthalpies of alloys within framework of Miedema's Theory[J]. Computer Physics Communications, 2016, 209: 58-69.

[22] XU G C, LUO A A, CHEN Y Q, SACHDEV A K. Interfacial phenomena in magnesium/aluminum bi-metallic castings[J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 595: 154-158.

[23] MOLA R, BUCKI T, GWOŹDZIK M. The effect of a zinc interlayer on the microstructure and mechanical properties of a magnesium alloy (AZ31)-aluminum alloy (6060) joint produced by liquid-solid compound casting[J]. JOM, 2019, 71(6): 2078-2086.

[24] ABDOLLAHZADEH A, SHOKUHFAR A, CABRERA J M, ZHILYAEV A P, OMIDVAR H. The effect of changing chemical composition on dissimilar Mg/Al friction stir welded butt joints using zinc interlayer[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2018, 34: 18-30.

[25] JI S D, NIU S Y, LIU J G, MENG X C. Friction stir lap welding of Al to Mg assisted by ultrasound and a Zn interlayer[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2019, 267: 141-151.

[26] JI S D, NIU S Y, LIU J G. Dissimilar Al/Mg alloys friction stir lap welding with Zn foil assisted by ultrasonic[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35(8): 1712-1718.

[27] NIU S Y, JI S D, YAN D J, MENG X C, XIONG X H. AZ31B/7075-T6 alloys friction stir lap welding with a zinc interlayer[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2019, 263:

中国知网 https://www.cnki.net

82-90.

[28] LIU X S, LI Z W, XU Z W, CHEN S, PENG L M, YAN J C. Joint formation and mechanical properties of ultrasonic-assisted transient liquid bonding of dissimilar Al/Mg with a Zn interlayer in air [J]. Journal of Manufacturing Processes, 2022, 77: 632-641.

[29] HE K, ZHAO J H, CHENG J, SHANGGUAN J J, WEN F L, WANG Y J. Influence of a Zn interlayer on the interfacial microstructures and mechanical properties of arc-sprayed Al/AZ91D bimetals manufactured by the solid-liquid compound casting process [J]. Materials, 2019, 12(19): 3273.

[30] ZHENG B, ZHAO L, LYU Q Q, WAN G, CAI D, DONG S J, HU X B. Effect of Sn interlayer on mechanical properties and microstructure in Al/Mg friction stir lap welding with different rotational speeds[J]. Materials Research Express, 2020, 7(7): 076504.

[31] 崔庆波,李玉龙,杨瑾,王裕波,余啸. 化学镀锡层对镁铝异种金属超声波焊接的影响[J]. 材料科学与工艺,2017, 25(2): 35-38.
CUI Q B, LI Y L, YANG J, WANG Y B, YU X. Effects of chemical plating Sn coating on the ultrasonic spot welding of Mg/Al dissimilar metals[J]. Materials Science and Technology, 2017, 25(2): 35-38.

[32] 冯海傲,张红霞,周博芳,冷子旋,张兆杰,王吴曼. Sn 中间层对铝/镁异种合金焊接接头组织与性能的影响[J/OL]. 特种铸造及有色合金,2025. https://doi.org/10.15980/j.tzzz.T20240472.
FENG H A, ZHANG H X, ZHOU B F, LENG Z X, ZHANG Z J, WANG W M. Effect of Sn interlayer on microstructure and properties of Al/Mg dissimilar alloy joints [J/OL]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2025. https://doi.org/10.15980/j.tzzz.T20240472.

[33] ZHAO J J, ZHAO B, WU C S, MUHAMMAD N A. The effect of Sn interlayer on weld structure, intermetallic compounds, and joint properties of Al/Mg friction stir welding with ultrasonic assistance [J]. Journal of Adhesion Science and Technology, 2024, 38(18): 3413-3437.

[34] LIU F, REN D X, LIU L M. Effect of Al foils interlayer on microstructures and mechanical properties of Mg-Al butt joints welded by gas tungsten arc welding filling with Zn filler metal [J]. Materials & Design, 2013, 46: 419-425.

[35] 刘宁,刘灿春,付莹,殷福星,梁春永. AlSi 合金中间层对铝/镁扩散连接界面组织性能的影响[J]. 中国材料进展,2019, 38(2): 173-176.
LIU N, LIU C C, FU Y, YIN F X, LIANG C Y. Effect of AlSi alloy interlayer on microstructure and mechanical properties of diffusion-bonded Mg/Al joints [J]. Materials China, 2019, 38(2): 173-176.

[36] 江再良,樊自田,蒋文明,李广宇,吴耀,刘鑫旺,刘富初. 消失模铸造液–液复合 Al/Mg 双合金界面特征研究[J]. 特种铸造及有色合金,2018, 38(6): 632-636.
JIANG Z L, FAN Z T, JIANG W M, LI G Y, WU Y, LIU X W, LIU F C. Interface characteristics of lost foam casting liquid-liquid compound Al/Mg bimetallic alloys [J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2018, 38(6): 632-636.

[37] LIU N, LIU C C, LIANG C Y, ZHANG Y G. Influence of Ni interlayer on microstructure and mechanical properties of Mg/Al bimetallic castings[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2018, 49: 3556-3564.

[38] 张政,蒋文明,李广宇,管峰,朱俊文,于洋,樊自田. 浇注温度和 Ni 涂层对消失模铸造 Al/Mg 双金属界面组织的影响[J]. 特种铸造及有色合金,2020, 40(5): 539-543.
ZHANG Z, JIANG W M, LI G Y, GUAN F, ZHU J W, YU Y, FAN Z T. Effects of pouring temperature and Ni coating on interfacial microstructure of Al/Mg bimetal prepared by lost foam casting[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2020, 40(5): 539-543.

[39] LI G Y, JIANG W M, GUAN F, ZHU J W, YU Y, FAN Z T. Effect of different Ni interlayers on interfacial microstructure and bonding properties of Al/Mg bimetal using a novel compound casting [J]. Journal of Manufacturing Processes, 2020, 50: 614-628.

[40] LI G Y, JIANG W M, GUAN F, ZHU J W, YU Y, FAN Z T. Improving mechanical properties of AZ91D magnesium/A356 aluminum bimetal prepared by compound casting via a high velocity oxygen fuel sprayed Ni coating[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2022, 10(4): 1075-1085.

[41] QIE X W, ZHANG Z, LI Q Q, GUAN F, FAN Z T, JIANG W M. Strengthening of compound casting Al/Mg bimetallic interface with Ni interlayer by vibration assisted treatment [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 26: 1736-1742.

[42] 胡浩,刘飞,侯庆磊,陈韬. 基于 Ti 中间层的 AZ31B 镁合金/6061 铝合金电阻点焊研究[J]. 稀有金属材料与工程,2022, 51(6): 2209-2214.
HU H, LIU F, HOU Q L, CHEN T. Research on resistance spot welding of AZ31B magnesium alloy/6061 aluminum alloy based on Ti interlayer [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2022, 51(6): 2209-2214.

[43] TIAN Y H, LUO N C, HE W J, JIANG B, PAN F S. Effect of Zn and Ti transition foil on the microstructure and mechanical properties of hot rolling bonded Al/Mg composite plates [J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 891: 145978.

[44] 周惦武,赵蕾,王新宇,张书迈,刘金水. 添加钛箔镁/铝异种金属激光焊接研究[J]. 航空制造技术,2023, 66(11): 43-48.
ZHOU D W, ZHAO L, WANG X Y, ZHANG S M, LIU J S. Study on Mg/Al dissimilar metal laser welded joints with addition of Ti-foil[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(11): 43-48.

[45] MENG Y F, FU J W, GONG M C, ZHANG S, GAO M, CHEN H. Laser dissimilar welding of Al/Mg lap-joint with Ti interlayer through optimized 8-shaped beam oscillation [J]. Optics & Laser Technology, 2023, 162: 109304.

[46] SHANG J, WANG K H, ZHOU Q, ZHANG D K, HUANG J, LI G L. Microstructure characteristics and mechanical properties of cold metal transfer welding Mg/Al dissimilar metals [J]. Materials & Design, 2012, 34: 559-565.

[47] ZHENG Y, REN G C, LI L Y. Improved mechanical and corrosion properties of friction stir welded Al/Mg dissimilar lap joints by Zr interlayer addition[J]. Materials Letters, 2023, 348: 134710.

[48] 郑洋,任国春,宿振宇,赵梓昊,李亮玉,臧立彬,刘伟,余政哲. 转速对含 Zr 中间层铝/镁搅拌摩擦焊搭接接头组织与性能的影响[J]. 航空制造技术,2023, 66(11): 49-58.
ZHENG Y, REN G C, SU Z Y, ZHAO Z H, LI L Y, ZANG L B, LIU W, YU Z Z. Effect of rotation rate on microstructure and prop-

中国知网 https://www.cnki.net

erties of friction stir welded Al/Mg dissimilar lap joints with Zr interlayer[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(11), 49-58.

[49] QI X D, LIU L M. Fusion welding of Fe-added lap joints between AZ31B magnesium alloy and 6061 aluminum alloy by hybrid laser-tungsten inert gas welding technique[J]. Materials & Design, 2012, 33: 436-443.

[50] LI G Y, JIANG W M, GUAN F, ZHU J W, ZHANG Z, FAN Z T. Microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of A356 aluminum/AZ91D magnesium bimetal prepared by a compound casting combined with a novel Ni-Cu composite interlayer [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2021, 288: 116874.

[51] HE J Y, LIU W H, WANG H, WU Y, LIU X J, NIEH T G, LU Z P. Effects of Al addition on structural evolution and tensile properties of the FeCoNiCrMn high-entropy alloy system[J]. Acta Materialia, 2014, 62: 105-113.

[52] TSAI K Y, TSAI M H, YEH J W. Sluggish diffusion in Co-Cr-Fe-Mn-Ni high-entropy alloys[J]. Acta Materialia, 2013, 61(13): 4887-4897.

[53] 徐远财,蒋文明,李庆晴,牛言清,余令辉,樊自田. FeCoNiCrCu 高熵合金涂层对复合铸造 Al/Mg 双金属组织和性能的影响[J]. 精密成形工程,2024, 16(3): 115-122.
XU Y C, JIANG W M, LI Q Q, NIU Y Q, YU L H, FAN Z T. Effect of FeCoNiCrCu high entropy alloy coating on microstructure and properties of Al/Mg Bimetal by compound casting[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2024, 16(3): 115-122.

[54] LI Q Q, JIANG W M, XU Y C, YU L H, YU X P, FAN Z T. New insights into the influencing mechanism of ultrasonic vibration on interface of Al/Mg bimetal composites by compound casting using simulation calculation and experimental verification[J]. Composites Part B: Engineering, 2024, 284: 111726.

[55] XU Y C, JIANG W M, LI Q Q, YU L H, YU X P, PENG Z W, FAN Z T. Superior bonding of Al/Mg interface by introducing nanocrystals via high-entropy alloy coating and ultrasonic vibration[J]. Materials Research Letters, 2025, 13(2): 131-139.

[56] 刘趁意,徐远财,蒋文明,李庆晴,余令辉,樊自田. 超声振动和高熵合金涂层复合处理对 Al/Mg 双金属组织和性能的影响[J]. 铸造,2025, 74(2): 175-184.
LIU C Y, XU Y C, JIANG W M, LI Q Q, YU L H, FAN Z T. Effects of ultrasonic vibration and high entropy alloy coating composite treatment on the microstructure and properties of Al/Mg bimetal[J]. Foundry, 2025, 74(2): 175-184.

[57] LI Y N, LI J, PENG Z L, LYU B J, CUI N, YAN J C, ZHANG H C, ZHOU T S, YU Z J. Evolution of IMC layer and its reinforcing effect in 2024/MB8 dissimilar joints using a multi-interlayer of Cu/Zn via U-TLP bonding[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 835: 142627.

[58] PENG Z L, ZHOU T S, LI Y N, CUI Z, WU Z Y, YAN J C. Microstructure and mechanical performance of AZ31/2024 dissimilar alloy joints using a multi-interlayer of Ni/Al/Zn via ultrasonic-assisted transient liquid phase bonding[J]. Materials & Design, 2021, 197: 109218.

[59] SUN M, NIKNEJAD S T, GAO H, WU L, ZHOU Y. Mechanical properties of dissimilar resistance spot welds of aluminum to magnesium with Sn-coated steel interlayer[J]. Materials & Design, 2016, 91: 331-339.

[60] LIU L M, LIU X J, LIU S H. Microstructure of laser-TIG hybrid welds of dissimilar Mg alloy and Al alloy with Ce as interlayer[J]. Scripta Materialia, 2006, 55(4): 383-386.

(责任编辑:杨浩雪)

中国知网 https://www.cnki.net