

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

刘趁意¹, 徐远财², 蒋文明², 李庆晴², 余令辉², 樊自田²

(1. 中国航发北京航空材料研究院, 北京100095; 2. 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: 采用超声振动和高熵合金涂层复合处理对Al/Mg双金属组织和性能进行调控。研究发现, 复合处理后Al-Mg金属间化合物完全消失, 界面厚度显著降低。Al/HEA界面互相扩散形成Al₁FeCoNiCrCu。镁合金在超声振动产生的热量下发生重熔。随后超声振动在镁合金熔体中产生空化效应形成局部高温高压环境进一步导致HEA表面发生部分熔化。Mg/HEA界面形成的熔池在极高的冷却速率下形成纳米晶。而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做任何处理的34.63 MPa提高至76.69 MPa, 提高幅度高达121.45%。

关键词: Al/Mg双金属; 高熵合金涂层; 超声振动; 纳米晶; 剪切强度

作者简介:

刘趁意(1981-), 男, 高级工程师, 研究方向为轻合金材料。E-mail: 331894475@qq.com

通信作者:

蒋文明, 男, 博士生导师。电话: 027-87540094, E-mail: wmjiang@hust.edu.cn

中图分类号: TG174.44

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2025)02-0175-10

基金项目:

国家自然科学基金(52271102, 52075198); 国防基础科研计划(JCKY2022213C008)。

收稿日期:

2024-10-16 收到初稿,
2024-11-14 收到修订稿。

Al/Mg双金属是将Al、Mg两种金属通过轧制、焊接和铸造等工艺形成冶金结合得到的复合材料, 既具有镁合金密度低、减震性能优良、电磁屏蔽性能和加工性好等优点, 又具有铝合金良好的耐磨性、耐腐蚀性和塑性, 在汽车、航空航天、武器装备、管道输送、数码3C领域具有广阔的应用前景^[1-3]。然而Al/Mg双金属界面形成的脆性Al-Mg金属间化合物, 受到外力时极易发生断裂, 导致其性能较低。通过在Al/Mg双金属界面引入金属中间层是最直接的调控方式。一方面, 中间层可以起物理上的阻隔作用, 阻碍Al和Mg之间的扩散^[4]。另一方面, 中间层与Al、Mg之间形成的性能更优良的金属间化合物可以替代原有界面, 达到完全消除Al-Mg金属间化合物的目的^[5-6]。

高熵合金具有的高熵效应, 使其更倾向于形成简单固溶体结构而非金属间化合物^[7]。对于Al/Mg双金属, 界面形成的Al-Mg金属间化合物的硬度约为HV 200~260。引入的高熵合金涂层硬度应低于Al-Mg金属间化合物硬度以尽量避免硬度突变对结合强度造成的不利影响。FeCoCr系高熵合金具有较好的塑性和较低的硬度, 在其基础上添加Ni和Cu等元素, 可以确保界面即使形成金属间化合物, 也是更倾向于形成Mg₂Ni、Mg₂Cu、Al₃Ni等性能更加优异的新相。Xu等人通过在Al/Mg双金属界面引入FeCoNiCrCu高熵合金涂层, 研究其对Al/Mg双金属组织和性能的影响^[8]。结果表明, 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。而当涂层较厚时, Al侧形成Al₁FeCoNiCrCu, Mg侧只能形成少量的金属间化合物, 冶金结合较差, 力学性能无法得到大幅度提升。

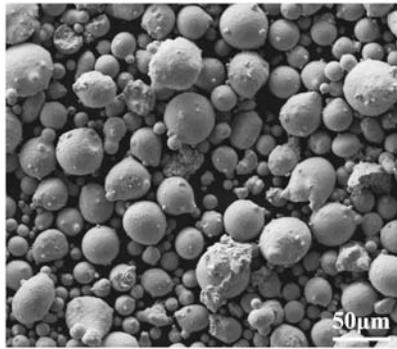
超声振动产生的声空化和声流效应可以有效促进界面之间的原子扩散^[9]。本文将超声振动引入到Al/Mg双金属的制备过程中, 通过超声振动和高熵合金涂层复合处理的方式对Al/Mg双金属的力学性能进行调控, 以期获得具有高剪切强度的Al/Mg双金属。

1 试验过程

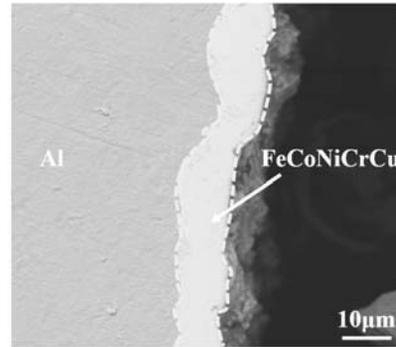
采用消失模固液复合铸造工艺制备Al/Mg双金属。从A356铸锭上切割直径为10 mm、长129 mm的圆棒作为固态嵌体，AZ91D镁合金作为金属熔液。铝合金嵌体先经80~1 000目砂纸打磨，然后在10 g/L NaOH溶液中浸泡20~30 s，再在体积比1:1的HNO₃+HF混合溶液中浸泡20~30 s，以去除铝合金嵌体表面的氧化膜。采用

超音速火焰喷涂工艺在铝合金表面喷涂FeCoNiCrCu高熵合金涂层，喷涂过程中的氧气流量为920 L/min，煤气流量为25 L/min，粉末流量为30 g/min，喷涂距离为370 mm。高熵合金粉末和铝合金嵌体表面高熵合金涂层形貌如图1所示。粉末粒径在15~53 μm之间。涂层厚度约为10 μm，与铝合金嵌体之间未发生冶金反应。

复合泡沫模样尺寸如图2所示，由一个直浇道（35 mm



(a) 高熵合金粉末



(b) 高熵合金涂层形貌

图1 高熵合金粉末和高熵合金涂层形貌

Fig. 1 Morphology of HEA powder and coating

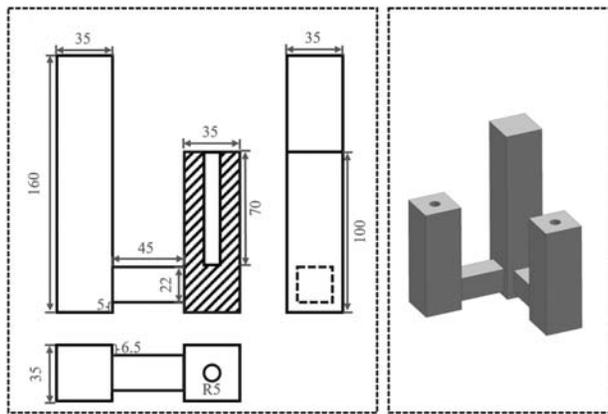


图2 泡沫模样尺寸图

Fig. 2 The diagram of foam pattern size

×35 mm×160 mm)、两个内浇道（22 mm×45 mm×22 mm）和两个立方块（35 mm×35 mm×100 mm）组成。其中一个立方块插入喷有高熵合金涂层的铝合金嵌体，后续对其进行超声。另一个立方块插入未喷涂高熵合金涂层的铝合金嵌体以作对照。随后在复合泡沫模样表面涂刷消失模铸造工艺专用涂料，在室温条件下晾8~12 h，浇注前再在60 °C烘箱中干燥约4 h，以充分去除水分。在泡沫模样侧面嵌入K型热电偶不锈钢保护套，采用美国得克萨斯州奥斯汀市国家仪器公司开发的计算机数据采集系统记录嵌体表面温度。热电

偶的数据采集频率设置为75 Hz。

超声处理装置在本课题组之前的研究中已详细介绍^[9]，本文不作赘述。浇注过程中，浇注温度为730 °C，真空度为0.03 MPa。当测温温度达到475 °C时施加超声，频率为20 kHz，输出功率分别为75 W、150 W和225 W，超声作用时间为5 s。为进行比较，制备不经任何处理的Al/Mg双金属和只经高熵合金涂层处理的Al/Mg双金属。

采用线切割从铸件切割样品用于分析测试，使用配备能谱仪（EDS）的Quanta 200环境扫描电子显微镜（SEM）对Al/Mg双金属界面的微观组织、元素分布和断裂形貌进行表征。通过Helios NanoLab G3 CX 聚焦离子束（FIB）系统制备透射样品，采用Tecnai G2 F30场发射透射电子显微镜（FTEM）分析HEA/Mg界面微观结构。使用加载速率为0.5 mm/min的Zwick Z100材料性能试验机测试Al/Mg双金属剪切强度。使用载荷200 g和保压时间为15 s的HV-200维氏硬度测试仪测试Al/Mg双金属界面硬度。

2 试验结果与分析

2.1 Al/Mg 双金属界面的微观形貌

未经任何处理的Al/Mg双金属界面形貌如图3所示。界面靠近Al侧的金属间化合物层（IMCs层）可观察到大量黑色颗粒，该层主要由Al₃Mg₂+Mg₂Si、

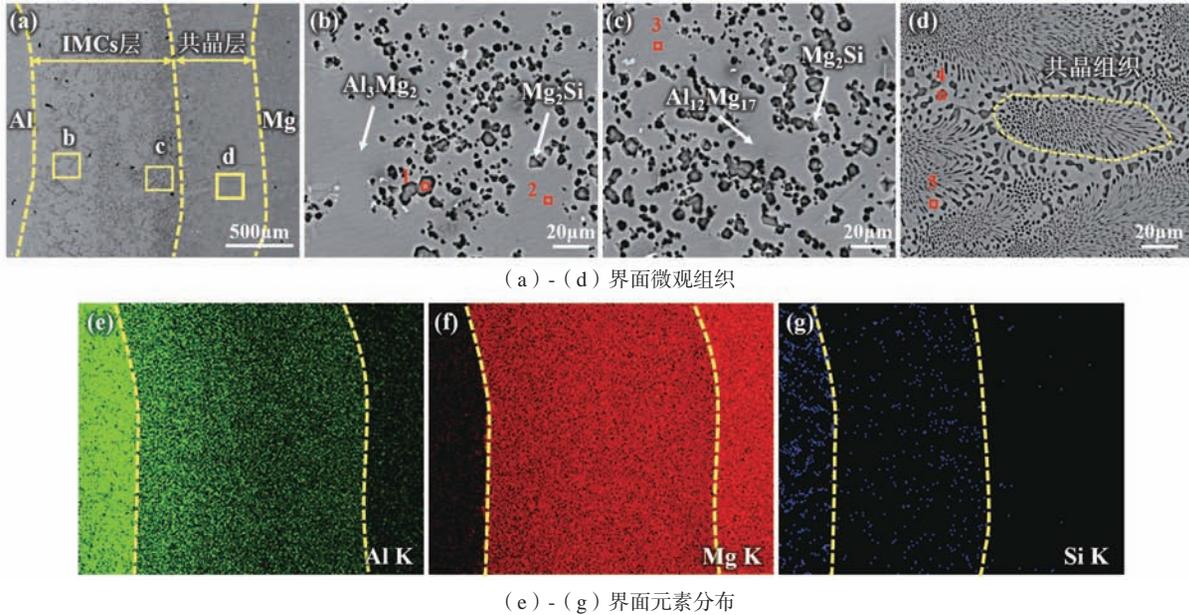


图3 未经处理的Al/Mg双金属界面形貌

Fig. 3 Morphology of Al/Mg bimetallic interface without treatment

$Al_{12}Mg_{17}+Mg_2Si$ 组成。界面右侧靠近Mg侧的共晶层中存在垂直界面生长的枝晶组织，表明界面倾向于从Al侧向Mg侧逐层凝固。根据EDS结果，可以确认共晶层主要由 $\delta-Mg+Al_{12}Mg_{17}$ 共晶组织组成。由于界面氧化膜的存在，导致 Mg_2Si 在氧化膜处运动受阻发生聚集^[10]，因此Si元素主要分布在IMCs层。

只添加高熵合金涂层处理的Al/Mg双金属界面形貌如图4所示。Al/HEA界面形成了一层灰色组织，EDS

测试结果表明（表1），该组织含Al、Fe、Co、Ni、Cr和Cu六种元素。在之前的研究中，已证实该组织为 $Al_xFeCoNiCrCu$ ^[8]。在Mg/HEA界面，可以看到Mg与高熵合金之间只形成少量混合相，其余位置则由泡沫分解产物占据。从面扫结果看，Al和Mg元素的扩散受到高熵合金的直接阻碍，Al-Mg金属间化合物完全消失。

超声功率为75 W时，Al/Mg双金属界面的微观组织如图5所示。Al/HEA界面微观组织未发生明显的变化。

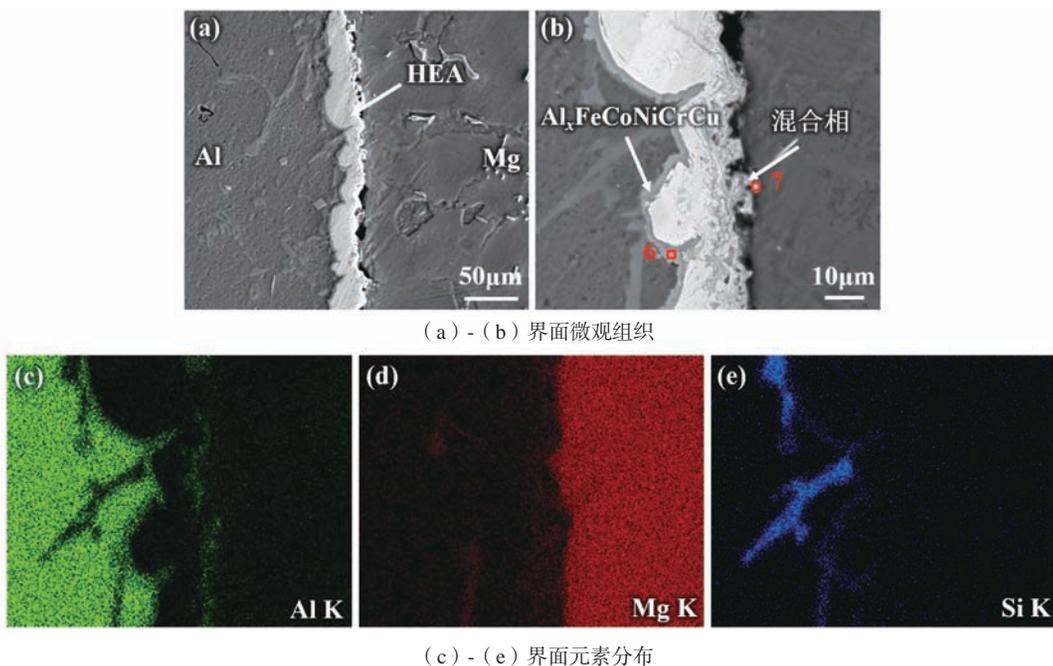
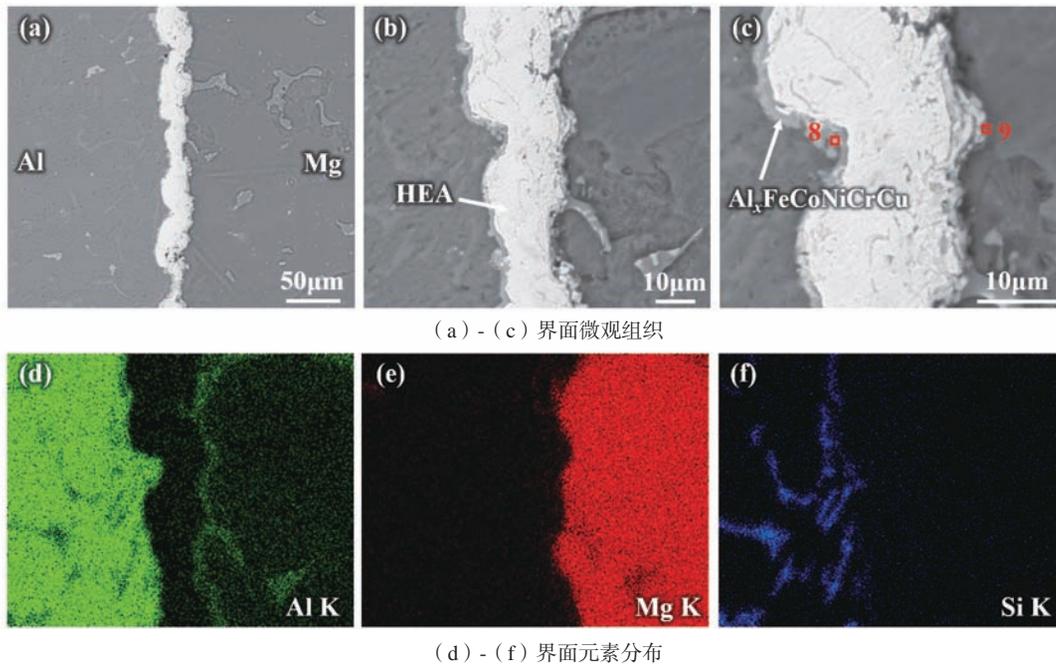


图4 只添加HEA涂层处理的Al/Mg双金属界面形貌

Fig. 4 Morphology of Al/Mg bimetallic interface with HEA coating



(a) - (c) 界面微观组织

(d) - (f) 界面元素分布

图5 超声功率为75 W的Al/Mg双金属界面形貌

Fig. 5 The morphology of Al/Mg bimetallic interface with ultrasonic power of 75 W

表1 图3-图7中不同位置的EDS分析结果

Tab. 1 EDS analysis results of different locations in Fig.3-Fig.7

序号	元素含量 (at.%)								可能的相
	Al	Mg	Si	Fe	Co	Ni	Cr	Cu	
1	-	63.48	36.52	-	-	-	-	-	Mg ₂ Si
2	62.51	37.49	-	-	-	-	-	-	Al ₃ Mg ₂
3	45.92	54.08	-	-	-	-	-	-	Al ₁₂ Mg ₁₇
4	11.78	88.22	-	-	-	-	-	-	δ-Mg
5	42.32	57.64	-	-	-	-	-	-	Al ₁₂ Mg ₁₇
6	58.76	3.81	2.89	8.36	6.67	7.21	6.96	5.34	Al _x FeCoNiCrCu
7	24.17	36.07	-	-	-	37.59	-	2.17	混合相
8	61.13	3.50	3.02	7.56	6.87	6.21	6.74	4.97	Al _x FeCoNiCrCu
9	35.11	49.45	-	2.70	3.11	4.05	2.71	2.87	Al ₁₂ Mg ₁₇
10	67.13	1.50	1.02	6.98	5.89	6.18	5.99	5.31	Al _x FeCoNiCrCu
11	41.77	58.23	-	-	-	-	-	-	Al ₁₂ Mg ₁₇
12	57.61	-	2.61	9.98	8.31	7.87	7.11	6.51	Al _x FeCoNiCrCu
13	45.24	54.76	-	-	-	-	-	-	Al ₁₂ Mg ₁₇

Mg/HEA界面也未发现明显的混合相颗粒。图5 (d-f) 的面扫结果表明, Mg/HEA界面形成了一层Al₁₂Mg₁₇。从环境扫描电子显微镜观察结果上看, Mg与高熵合金之间未发生明显的冶金反应。在Mg/HEA界面观察到的部分黑色物质根据EDS结果确认为Al₁₂Mg₁₇。

当超声功率增大至150 W时, Al/HEA界面组织未发生明显的变化, 如图6 (b) 所示。HEA/Mg界面的Al₁₂Mg₁₇进一步长大形成块状不连续的Al₁₂Mg₁₇。在界

面组织中依旧未发现Mg与高熵合金组成元素之间形成的金属间化合物。

当超声功率进一步增大至225 W时, Al/Mg双金属界面微观组织成分和75 W、150 W处理下的Al/Mg双金属界面微观组织相比依旧未发生明显变化, 如图7 (a-c) 所示。Mg侧形成的Al₁₂Mg₁₇厚度相比于超声功率为150 W制备的Al/Mg双金属界面明显减小。Mg与HEA之间依旧未发现金属间化合物的存在。

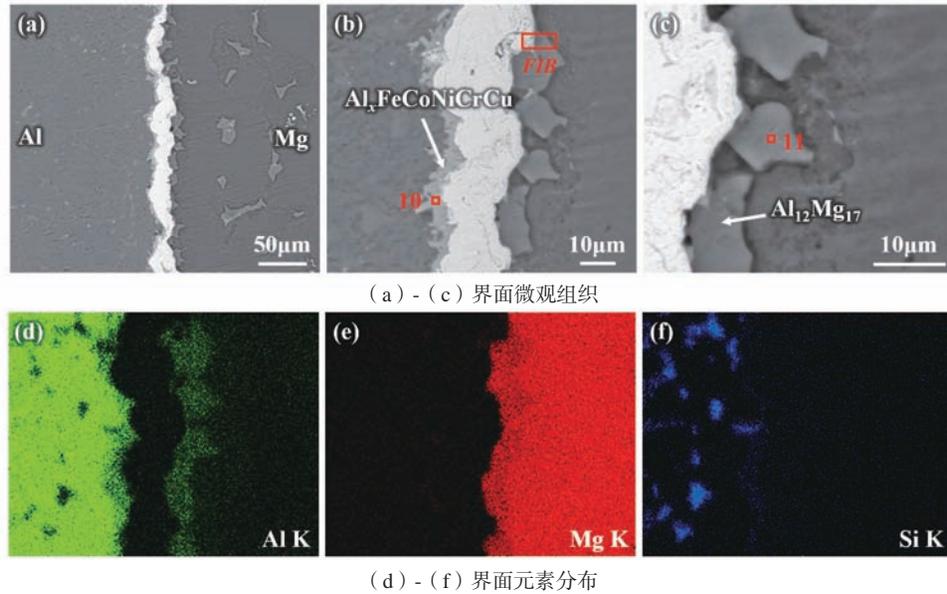


图6 超声功率为150 W的Al/Mg双金属界面形貌

Fig. 6 The morphology of Al/Mg bimetallic interface with ultrasonic power of 150 W

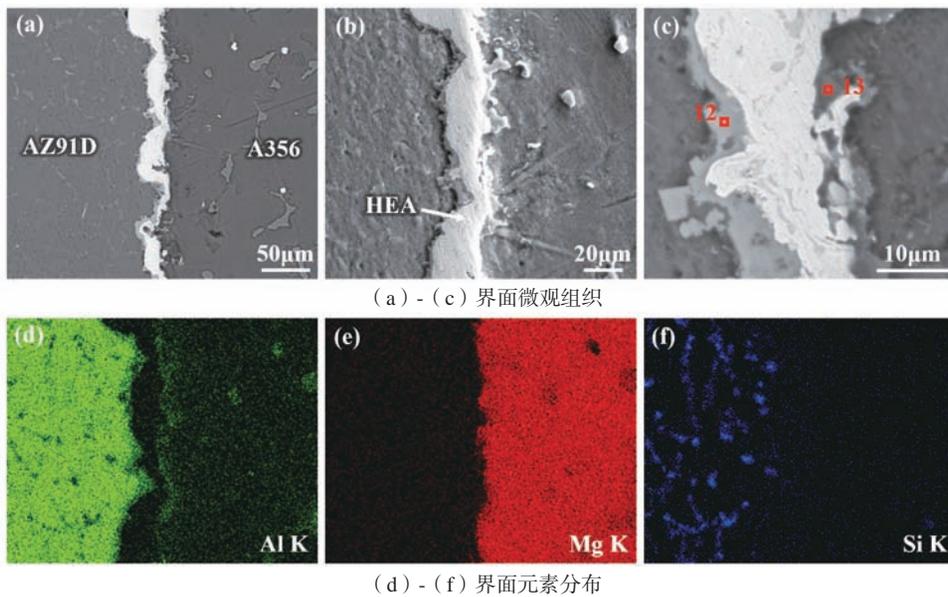


图7 超声功率为225 W的Al/Mg双金属界面形貌

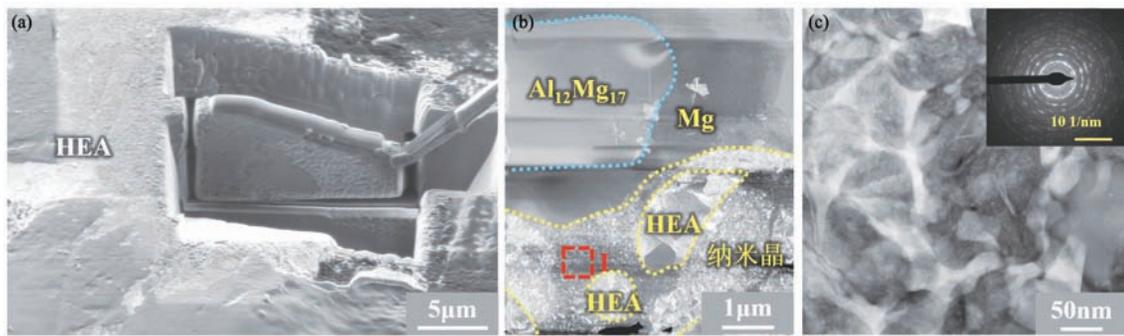
Fig. 7 The morphology of Al/Mg bimetallic interface with ultrasonic power of 225 W

对HEA/Mg界面微观组织进行更详尽的分析，利用FIB从图6 (b)所示的区域制备透射样品，测试结果如图8所示。从图8 (b)可以看出，环境扫描电子显微镜下观察到的 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 是由AZ91D镁合金凝固形成，并非由Mg与高熵合金之间发生冶金反应形成。在Mg与高熵合金之间观察到一层细小的纳米晶，对该区域进一步放大得到图8 (c)。对纳米晶进行选区电子衍射，衍射结果为一多晶环，表明该区域存在多种相。面扫结果显示，图8 (c)看到的颜色稍浅的凸起组织是富Fe相或富Cr相，而颜色较深的组织则为Mg-Ni或Mg-Cu

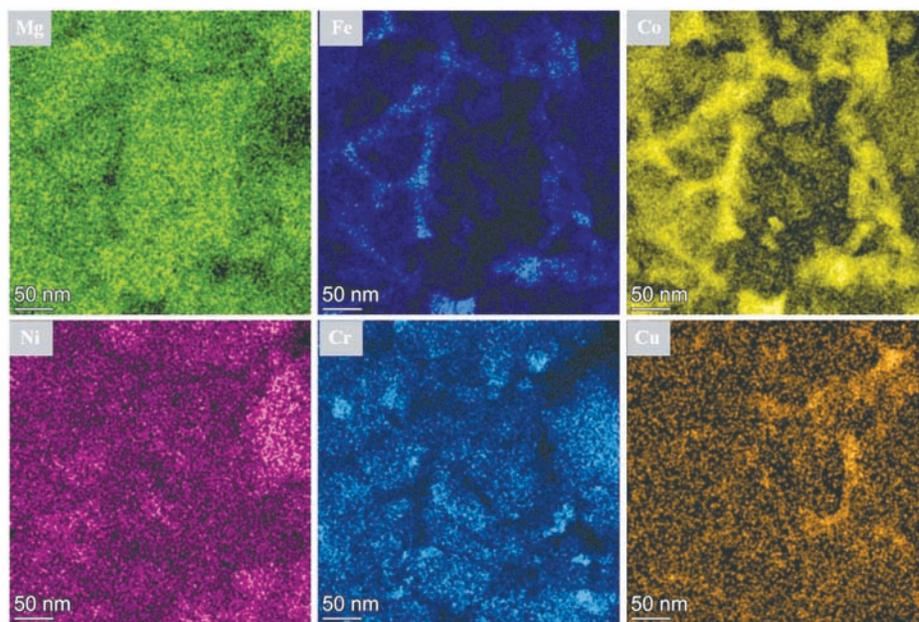
相。这些现象均表明超声振动的施加促进了Mg与HEA之间的冶金结合。

2.2 Al/Mg 双金属的力学性能

Al/Mg双金属剪切强度测试结果如图9 (a)所示。未作任何处理的Al/Mg双金属剪切强度仅为34.63 MPa。引入厚度为10 μm 的高熵合金中间层后，由于Mg/HEA之间主要为机械结合，因此双金属的剪切强度变化幅度较小。施加超声振动后，Al/Mg双金属的剪切强度得到大幅度提升。当超声功率为150 W时，剪切强度达到



(a) - (c) Mg/HEA界面明场像及SAED结果



(d) C的面扫描结果

图8 Mg/HEA界面TEM测试结果
Fig. 8 TEM test results of Mg/HEA interface

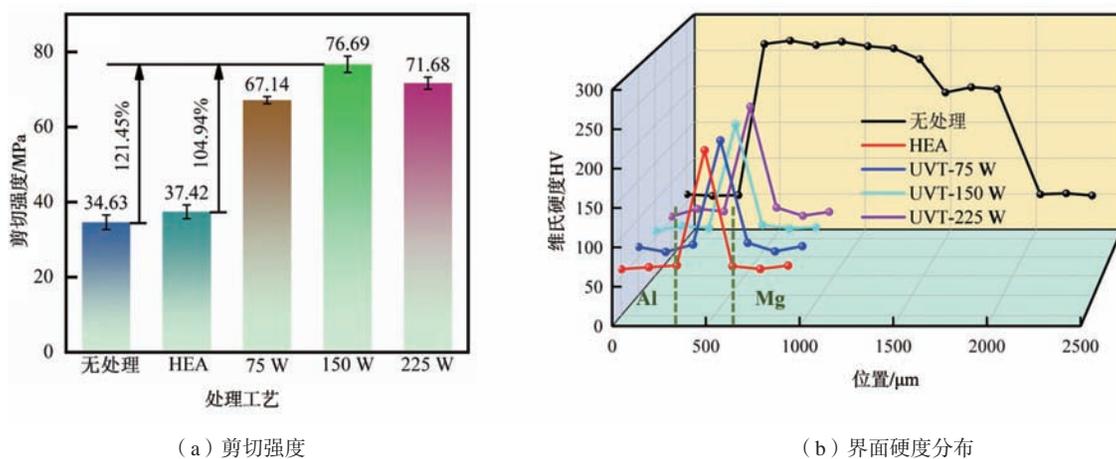


图9 各组Al/Mg双金属的力学性能
Fig. 9 Mechanical properties of Al/Mg bimetal for each group

最大值76.69 MPa, 相比于未经处理的Al/Mg双金属, 剪切强度提高了121.45%。Al/Mg双金属界面维氏硬度分布如图9(b)所示。未经处理的Al/Mg双金属界面存在大量的Al-Mg金属间化合物以及高硬度的Mg₂Si颗粒。这导致Al/Mg双金属界面硬度远高于两侧基体的硬度。引入高熵合金涂层后, Al和Mg之间的冶金扩散受到强烈的抑制, Al-Mg金属间化合物完全消失, 界面主要由固溶体组成, 界面硬度位于HV200~210范围内。施加超声振动后, 由于Mg/HEA界面仅形成纳米晶, 对于界面硬度影响较小, 因此硬度未发生显著变化。

各组Al/Mg双金属断面形貌如图10所示。未经处理的Al/Mg双金属断面具有大量的解理平面, 呈明显的脆性断裂特征。断面从受力方向上依次观察到Al₃Mg₂、Al₁₂Mg₁₇和Mg₂Si, 表明裂纹从高硬度的Al-Mg金属化合物开始萌生, 扩展至共晶层结束。引入高熵合金涂层后, 断面只观察到Mg和少量的高熵合金颗粒, 未发现图4(b)观察到的混合相, 这可能是混合相较少导致。但无论如何, 断面形貌表明Mg与HEA之间几乎不存在冶金结合。当施加的超声功率为75 W时, 断面形貌出现了与受力方向平行的撕裂棱。断面上HEA颗粒增多, 这表明Mg与HEA之间形成了一定的冶金结合。超声功率为150 W的断面形貌如图10(d)所示。断面上HEA颗粒数量进一步增多, 表明Mg/HEA界面冶金结合得到进一步增强。在受力发生断裂时, 裂纹向HEA层有所延伸。当超声功率进一步增加时, 断面形貌与超声功率为150 W时相比未发生明显的变化。

2.3 分析

AZ91D金属液的浇注温度为730 °C, 采用热电偶测得的界面最高温度大于600 °C, 高于Al-Si共晶反应温度(577 °C)。当AZ91D金属液与A356嵌体表面接触时, 嵌体表面局部区域发生熔化, 在界面形成扩散区^[6]。对于不做任何处理的Al/Mg双金属, 金属液直接接触。在铝合金熔融区产生大量的Mg₂Si颗粒, 在Al-Mg金属间化合物的形成过程中, Mg₂Si颗粒被推动至氧化膜处受阻而发生聚集。形成图3(a)所示的界面。引入高熵合金涂层后, 高熵合金层与熔融的Al和Mg之间发生扩散。Al的原子半径小于高熵合金组成元素的半径, 相互之间发生互扩散, 形成Al_xFeCoNiCu。而Mg的原子半径大于高熵合金组成元素的原子半径, 在高熵合金层中扩散困难。且Mg与HEA组成元素之间的混合焓、原子半径差和价电子浓度等参数均不满足高熵合金形成条件, 因此只能形成少量的金属间化合物^[8]。

当铝合金嵌体与镁合金金属液界面温度达到475 °C时施加超声, 此时镁合金仍存在部分液相, 可以避免铝合金嵌体因镁合金完全凝固而在超声振动施加过程发生断裂。超声产生的高频振动可以引起界面金属原子的振动, 将原子内能转变为热能, 同时界面之间的摩擦也会产生热能^[11]。这些热能会导致界面温度进一步升高。例如在超声焊制备Mg/Ti双金属的过程中, 当超声焊接时间为800 ms时, 界面温度高达563 °C^[12]。本研究超声振动持续时间为5 s。因此界面两侧Al和Mg都会发生一定程度的重熔, 形成熔池。

当超声强度大于熔融铝合金和镁合金的空化阈值时就会产生空化泡。本试验的超声强度可通过下式计算^[13]:

$$I = \frac{1}{2} \rho c (2\pi f A)^2 \quad (1)$$

式中: ρ 为熔融镁合金密度(1.59 g/cm³), c 是熔体中的声速(1.5 × 10³ m/s), f 是超声频率(20 kHz), A 是超声输入波幅(50 μm)。施加在熔体上的剪切强度约为471 W/cm², 远大于空化所需阈值(80 W/cm²)。因此在界面会产生大量空化泡。空化泡破裂过程中产生局部高温高压环境(≥5 000 °C, 100 MPa)导致HEA层表面发生局部熔化^[14]。在Mg侧, 镁合金液与熔化后的高熵合金以极高的冷却速率冷却, 加上超声振动破碎枝晶生长的细化作用, 导致Mg侧形成纳米晶。

未做处理的Al/Mg双金属由于界面大量脆性的Al-Mg脆性金属间化合物而在受力时沿金属间化合物层发生断裂。引入高熵层后, 高熵层与Mg之间形成较差的冶金结合, 在受力时沿此界面发生断裂, 剪切强度未发生明显变化。进一步施加超声振动后, Mg与高熵合金之间形成一层纳米晶。现有研究表明, 纳米晶在尺寸大于10 nm时, 对界面的强化作用依旧是以细晶强化为主^[15]。细晶强化原理示意图如图11所示, 晶界的存在使位错从晶粒A向晶粒B运动时受阻, 将塑性变形限制在一定范围内^[16]。细晶组织存在的大量晶界可以有效阻碍裂纹在界面的扩展, 进而大幅提高Al/Mg双金属的剪切强度。但当超声功率大于150 W时, 空化气泡数量进一步增多, 破裂后会产生更多的热量, 导致界面过冷度降低从而促使界面组织粗化^[13]。因此, 超声功率为225 W时Al/Mg双金属的剪切强度有所下降。

3 结论

(1) 未经处理的Al/Mg双金属界面由Al₃Mg₂、Al₁₂Mg₁₇和Mg₂Si组成。引入厚度为10 μm的高熵合金涂层后, Al/HEA界面形成Al_xFeCoNiCrCu, Mg/HEA界面

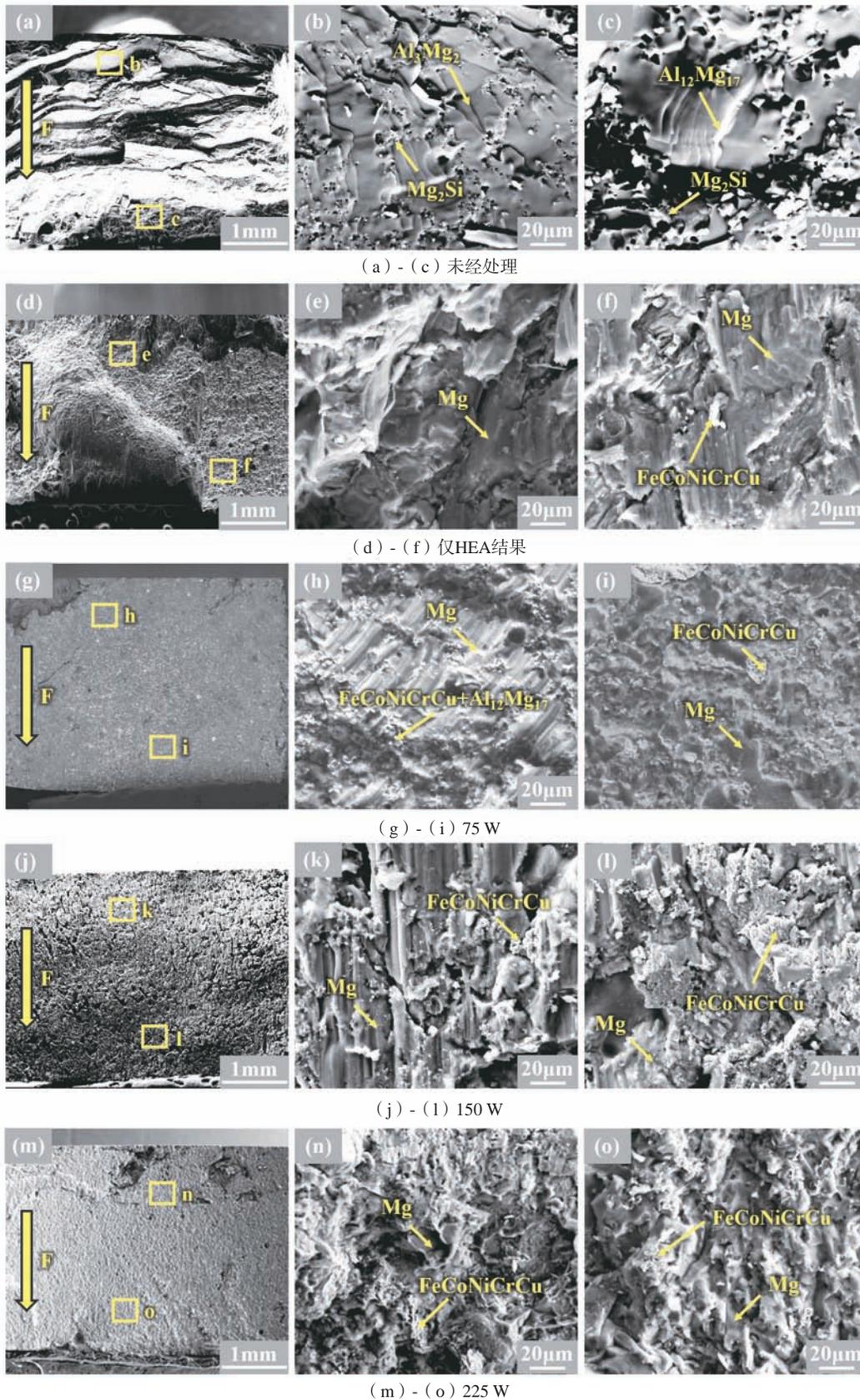


图10 Al/Mg双金属断口微观形貌

Fig. 10 Fracture morphology of Al/Mg bimetal

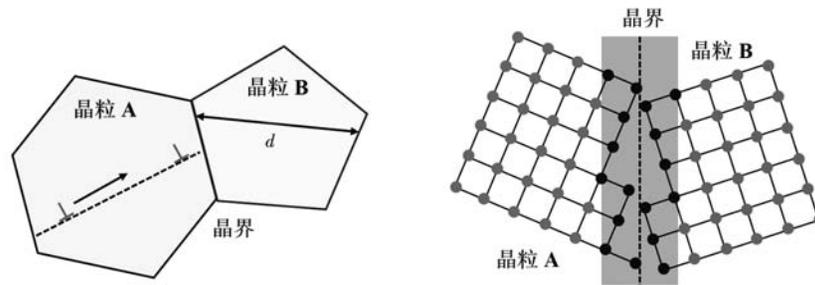


图11 细晶强化原理示意图

Fig. 11 Schematic diagram of fine grain strengthening mechanism

形成少量混合相。界面Al-Mg金属间化合物完全消失，界面厚度显著降低。

(2) 高熵合金涂层和超声振动复合处理后，超声振动产生的热量促使Mg侧发生熔化。而超声振动在金属液中产生的空化泡破裂后形成的局部高温高压环境导致HEA表面熔化，界面以极高的冷却速率冷却后形成纳米晶。纳米晶由富Fe相、富Cr相、Mg-Ni相和

Mg-Cu相组成。

(3) 超声振动和高熵合金涂层复合处理的Al/Mg双金属界面硬度为HV200~210。当超声功率为150 W时，Al/Mg双金属剪切强度达到76.69 MPa。相比于未做任何处理的Al/Mg双金属提高了约121.45%。断裂主要发生在Mg/HEA界面。纳米晶对位错的阻碍作用显著提高Al/Mg双金属剪切强度。

参考文献:

- [1] 赵辉, 胡红军, 干松林, 等. Al/Mg复合板材挤压剪切成形的数值模拟及试验研究 [J]. 特种铸造及有色合金, 2022, 42 (9): 1114-1118.
- [2] LI G, JIANG W, GUAN F, et al. Preparation, interfacial regulation and strengthening of Mg/Al bimetal fabricated by compound casting: a review [J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2023, 11: 3059-3098.
- [3] 周秉文, 宋焕晓, 景栋, 等. B₄C增强Al/Mg层状复合材料的制备、组织和性能研究 [J]. 特种铸造及有色合金, 2024, 44 (8): 1071-1076.
- [4] QI X, LIU L. 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.
- [5] 孙青竹. 铸造Mg/Al复合材料工艺参数和复合界面的研究进展 [J]. 铸造, 2024, 73 (7): 898-907.
- [6] 张政, 蒋文明, 李广宇, 等. 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.
- [7] HE J Y, LIU W H, WANG H, et al. Effects of Al addition on structural evolution and tensile properties of the FeCoNiCrMn high-entropy alloy system [J]. Acta Materialia, 2014, 62: 105-113.
- [8] 徐远财, 蒋文明, 李庆晴, 等. 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.
- [9] LI Q, JIANG W, XU Y, et al. 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.
- [10] GUAN F, JIANG W, ZHANG Z, et al. Interfacial microstructure, mechanical properties and strengthening mechanism of Mg/Al bimetallic composites produced by a novel compound casting with the addition of Gd [J]. Materials Characterization, 2023, 200: 112898.
- [11] LIN J Y, NAMBU S, KOSEKI T. Interfacial phenomena during ultrasonic welding of ultra-low-carbon steel and pure Ti [J]. Scripta Materialia, 2020, 178: 218-222.
- [12] REN D, ZHAO K, PAN M, et al. Ultrasonic spot welding of magnesium alloy to titanium alloy [J]. Scripta Materialia, 2017, 126: 58-62.
- [13] LI Q, JIANG W, XU Y, et al. 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] WANG X, ZHAI W, WANG J Y, et al. Strength and ductility enhancement of high-entropy FeCoNi₂Al_{0.9} alloy by ultrasonically refining eutectic structures [J]. *Scripta Materialia*, 2023, 225: 115154.
- [15] XIA Y, DONG B, CAI X, et al. Ultrasonic vibration assisted gas tungsten arc welding of Inconel 690 alloy: Ultrasonic effect to refine grains and improve mechanical properties [J]. *Ultrasonics Sonochemistry*, 2024, 108: 106950.
- [16] KUMAR K S, VAN Swygenhoven H, SURESH S. Mechanical behavior of nanocrystalline metals and alloys [J]. *Acta Materialia*, 2003, 51: 5743–5774.

Effects of Ultrasonic Vibration and High Entropy Alloy Coating Composite Treatment on the Microstructure and Properties of Al/Mg Bimetal

LIU Chen-yi¹, XU Yuan-cai², JIANG Wen-ming², LI Qing-qing², YU Ling-hui², FAN Zi-tian²

(1. AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China; 2. State Key Laboratory of Material Processing and Die & Mould Technology, School of Materials Science and Engineering, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, Hubei, China)

Abstract:

The composite treatment of ultrasonic vibration and high-entropy alloy coating was used to regulate the structure and properties of the Al/Mg bimetal. The study showed that the Al-Mg intermetallic compounds completely disappeared after composite treatment, and the interface thickness was significantly reduced. The Al/HEA interface diffused mutually to form Al_xFeCoNiCrCu. Magnesium alloys were remelted under the heat generated by ultrasonic vibrations. Subsequently, the ultrasonic vibration produced a cavitation effect in the magnesium alloy melt, forming a local high-temperature and high-pressure environment, which further caused partial melting of the HEA surface. The molten pool formed at the Mg/HEA interface formed nanocrystals at extremely high cooling rates. The presence of nanocrystals significantly inhibited dislocation movement and crack propagation. The shear strength of the Al/Mg bimetal increased from 34.63 MPa without any treatment to 76.69 MPa, increasing by 125.55%.

Key words:

Al/Mg bimetal; high entropy alloy coating; ultrasonic vibration; nanocrystals; shear strength