

一种钎焊 AZ91D 镁合金的新型纳米 SiC 颗粒增强 Mg-Al-Zn-Y 复合钎料

葛晓哲¹, 聂凯波¹, 邓坤坤¹, 刘志龙², 李红伟¹

(1. 太原理工大学 材料科学与工程学院, 山西 太原 030024)

(2. 高端压缩机及系统技术全国重点实验室, 安徽 合肥 230031)

摘要: 采用一种新型纳米 SiC 颗粒增强 Mg-Al-Zn-Y 复合钎料 (记为 $\text{SiC}_{\text{np}}/\text{Mg-Al-Zn-Y}$) , 在钎剂保护下对 AZ91D 镁合金进行炉中钎焊。结果表明, 钎缝显微组织由 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 共晶组织基体和 $\alpha\text{-Mg}$ 固溶体组成。纳米 SiC 颗粒 (SiC_{np}) 作为异质形核位点细化了钎缝显微组织, 显著提升了钎焊接头的抗剪切强度。 $\text{SiC}_{\text{np}}/\text{Mg-Al-Zn-Y}$ 钎料钎焊接头抗剪切强度 (68 MPa) 比 Mg-Al-Zn-Y 钎料提高了 62%。计算表明, 晶界强化是钎焊接头强度提升最有效的强化机制, 其对抗剪切强度的贡献为 42.7%。钎焊接头断口呈现典型的脆性断裂特征, 裂纹起源于 $\alpha\text{-Mg}$ 固溶体周围分布的 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 共晶组织。

关键词: Mg-Al-Zn-Y 复合钎料; 纳米 SiC 颗粒; 钎焊; AZ91D 镁合金; 显微组织

中图法分类号: TG454

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)11-2904-07

1 引言

镁合金作为轻质结构材料因其具有低密度、高比强度、高比刚度等特点, 在工业上具有良好的应用前景^[1-3]。然而, 镁合金化学性质活泼, 在实现镁合金的连接过程中, 镁合金表面极易氧化形成氧化膜, 严重阻碍了镁合金的连接^[4]。作为一种常见的商用镁合金, AZ91D 镁合金连接的研究和开发仍显不足, 实现 AZ91D 镁合金的可靠连接仍是亟待解决的关键问题。

镁合金的主要连接方法有熔化焊^[5]、激光束焊接^[6]、搅拌摩擦焊^[7]、钎焊^[8]等。钎焊因其焊接温度低, 对母材性能影响小, 焊接接头残余应力小等特点, 更适用于镁合金的连接。钎料的成分设计是镁合金钎焊接头质量的重要影响因素。常见的钎料体系有 Mg-Al、Mg-Zn、Mg-Al-Zn、Mg-Al-Si 等。钎料主要元素应与钎焊母材保持一致, 以提高钎料对母材的润湿性。钎料合金体系选取共晶成分附近, 具有较短的熔程和较好的流动性。

通过向合金钎料中添加金属颗粒、陶瓷颗粒、碳纤维等增强相制备的复合钎料可改变钎料的微观组织、润湿性能以及熔化特性^[9]。Ding 等^[10]研究发现, 在 Sn-9Zn-1Al₂O₃ 复合钎料合金中加入微米 Al₂O₃ 颗粒后, 针状 Sn-Zn 共晶组织的尺寸变小, 金属间化合物分布更加均匀。钎焊接

头强度随 Al₂O₃ 含量的增加先增加后减小。在添加 0.75wt% Al₂O₃ 时, 接头抗剪切强度为 44.3 MPa, 提高 17.8%, 其主要强化机制为细晶强化和载荷传递效应。Guo 等^[11]采用石墨烯纳米片(GNPs)增强 Ag-Cu-Ti 复合钎料钎焊碳/碳(C/C)复合材料与 Ti₃Al 合金。GNPs 的加入可以降低 TiC 层的厚度。GNPs 阻碍了原子扩散, 抑制了 Ti₃Al 合金侧 TiCu 的生长。随着 GNPs 含量的增加, 钎焊接头的抗剪切强度先增大后减小, 当 GNPs 含量为 0.1wt% 时, 钎焊接头的抗剪切强度达到最高, 为 26.7 MPa。GNPs 可以降低碳/碳复合材料与 Ti₃Al 合金之间的热膨胀系数差异, 并由于残余应力得到缓解而提高接头强度。Lu 等^[12]采用机械搅拌法制备了 SiC 纳米线增强 SAC105 复合钎料。研究发现, 具有高表面活性的 SiC 纳米线易吸附在熔融钎料表面, 其降低表面张力的能力在添加量达到 0.4wt% 时达到最大, 平均铺展面积比未掺杂 SiC 纳米线的 SAC105 提高了 19.7%。此外, 随着 SiC 纳米线含量的增加, $\beta\text{-Sn}$ 、 Cu_6Sn_5 和 Ag_3Sn 的尺寸逐渐减小。当 SiC 纳米线含量为 0.6wt% 时, 抗剪切强度达到最大值, 比 SAC105 提高了 32.4%。

纳米 SiC 颗粒 (SiC_{np}) 作为一种常见的增强体颗粒不仅具有高硬度、较低的线膨胀系数, 同时在钎焊过程中不

收稿日期: 2024-11-15

基金项目: 山西省基础研究项目(202203021221088, 202103021223043); 山西省选派留学回国人员科技活动基金(20230010); 山西省科技重大专项计划“揭榜挂帅”项目(202201050201012); 国家自然科学基金(51771129, 52271109, 51771128); 国家青年科学家重点研发计划(2021YFB3703300); 中央引导地方科技发展专项资金(YDZJSX2021B019); 压缩机技术国家重点实验室开放基金(安徽省压缩机技术实验室)(SKL-YSJ202103)

作者简介: 葛晓哲, 男, 1999 年生, 硕士生, 太原理工大学材料科学与工程学院, 山西 太原 030024, E-mail: a18735717717@163.com

会发生熔化，未熔化的增强体颗粒可以作为异质形核点有效地细化晶粒，提高力学性能^[13]。因此，本研究采用超声辅助半固态搅拌铸造法制备了SiC_{np}/Mg-Al-Zn-Y复合钎料，研究了SiC_{np}对钎料熔化特性、润湿性及微观结构的影响。分析了SiC_{np}增强复合钎料钎焊AZ91D镁合金接头的显微组织、力学性能、断口形貌以及接头强化机制。

2 实验

母材为AZ91D镁合金，其化学组成为9wt% Al、0.50wt% Zn、0.17wt% ~0.4wt% Mn、0.005wt% Cu、0.005wt% Ni，其余部分为Mg。在CO₂和SF₆混合气体保护气氛下，采用超声辅助半固态搅拌铸造法制备了SiC_{np}/Mg-Al-Zn-Y钎料，其化学成分为25wt%Al5wt%Zn0.5wt%Y、0.1wt% SiC_{np}，余量为Mg。其中SiC_{np}尺寸为60 nm。

在SX2-1013电阻炉中进行润湿试验和钎焊试验。钎焊过程中使用QJ201钎剂以去除表面氧化膜。其主要化学成分为：32wt% LiCl，50wt% KCl，8wt% ZnCl₂，10wt% NaF。在钎焊试验之前，首先进行润湿实验，以评估钎料合金对母材的润湿性。母材尺寸为30 mm×30 mm×3 mm。钎料尺寸为15 mm×3 mm×2 mm。为了去除试样表面的氧化膜和油膜，用SiC砂纸将试样进行打磨砂纸最细为800目，然后在丙酮中超声清洗。如图1所示，将钎料放置在AZ91D基板上，用QJ201钎剂将其覆盖。将装配好的试样以10 °C/s的升温速率加热至520 °C，保温60 s。将试样冷却至室温并从炉中取出。试样用清水冲洗干净，以防止试样被腐蚀。采用Auto-CAD软件测量试样的润湿角和润湿面积。钎焊实验中，母材尺寸为60 mm×15 mm×3 mm。将待焊样品用SiC砂纸将试样打磨至800目并在丙酮中超声清洗。如图1所示进行装配，钎焊试样搭接接头的搭接距离和间隙分别为3和0.4 mm。将装配好的试样在520 °C下保温60 s，随炉冷却至室温，并用清水冲洗表面残留的钎剂。

采用S4800型扫描电子显微镜(SEM)和能谱仪(EDS)进行组织分析。采用Rigaku Ultima IV型X射线多晶衍射仪(XRD)进行物相分析。采用DSC-800B差示

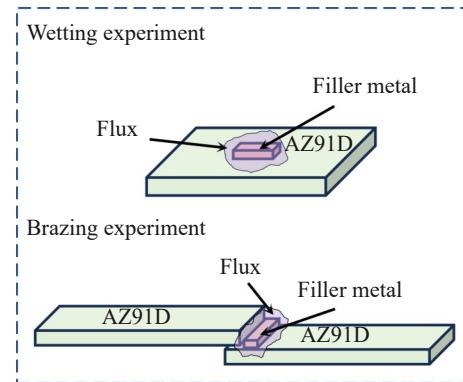


图1 润湿实验和钎焊实验示意图

Fig.1 Schematic diagram of wetting experiment and brazing experiment

扫描量热仪(DSC)分析钎料的熔化特性。采用VVT-1000型显微硬度计测试钎焊接头的显微硬度，载荷为0.2 g，加载时间为10 s。采用Instron Series 3369型万能拉伸试验机测试钎焊接头抗剪切强度，拉伸速度为0.5 mm/min。

3 结果与分析

3.1 钎料的显微组织及熔化特性

图2a和2b分别为Mg-Al-Zn-Y钎料和SiC_{np}/Mg-Al-Zn-Y复合钎料的SEM照片。将图2中的EDS结果与图3a的XRD图谱结合，可以确定基体为Mg₁₇Al₁₂共晶组织，深色树枝晶状相为α-Mg。结合Mg-Al相图^[14]，首先，α-Mg从液态钎料中析出：L→L+α-Mg。随后，钎料在437 °C处发生共晶反应：L→α-Mg+β-Mg₁₇Al₁₂。复合钎料中SiC_{np}分散均匀，未发现团聚现象。SiC_{np}在钎焊过程中稳定存在可以为晶粒的形核提供异质形核位点^[15]，明显细化了α-Mg和Mg₁₇Al₁₂共晶组织。

如图3b所示，SiC_{np}/Mg-Al-Zn-Y复合钎料在AZ91D镁合金上的润湿角为7.6°，相比Mg-Al-Zn-Y钎料降低了17%。SiC_{np}/Mg-Al-Zn-Y复合钎料相比Mg-Al-Zn-Y钎料铺展面积提升了5.6%。添加SiC_{np}的钎料润湿性略有提

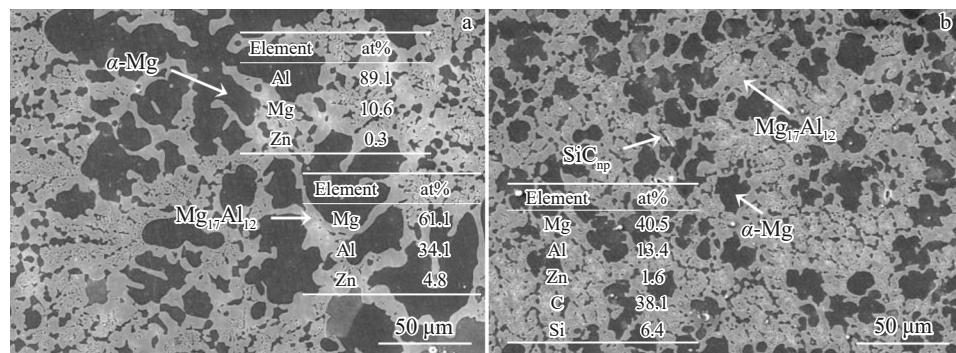


图2 Mg-Al-Zn-Y及SiC_{np}/Mg-Al-Zn-Y钎料的SEM照片

Fig.2 SEM images of Mg-Al-Zn-Y (a) and SiC_{np}/Mg-Al-Zn-Y (b) filler metals

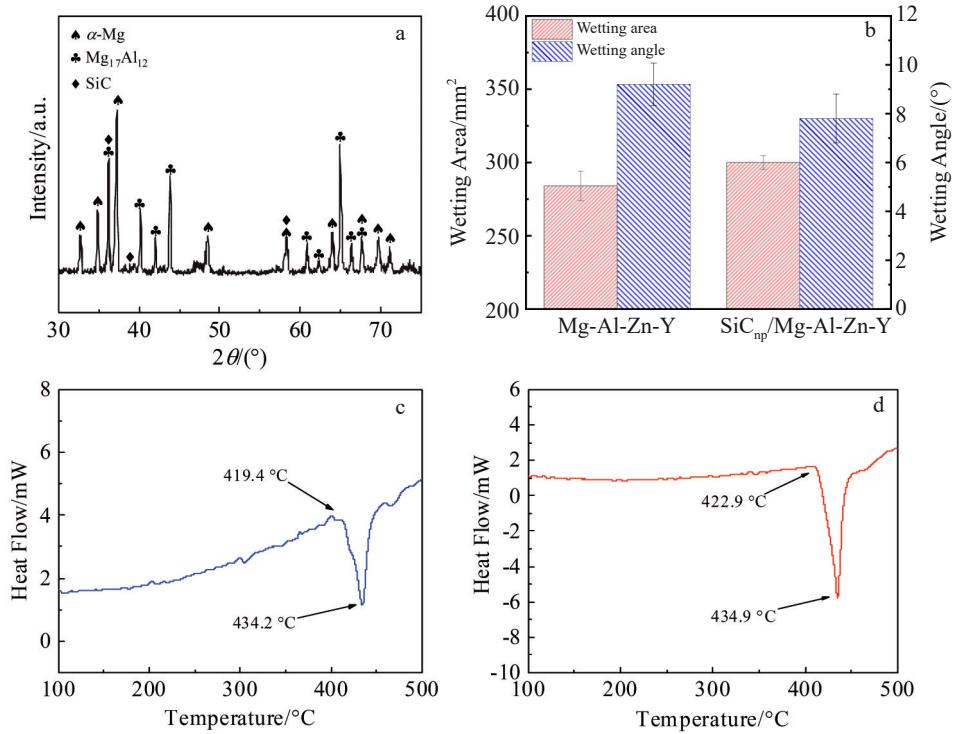


图3 SiC_{np} /Mg-Al-Zn-Y钎料的XRD图谱; Mg-Al-Zn-Y 和 SiC_{np} /Mg-Al-Zn-Y钎料的润湿面积和润湿角; 不同钎料的DSC曲线
Fig.3 XRD pattern of SiC_{np} /Mg-Al-Zn-Y filler metal (a); wetting area and wetting angle of Mg-Al-Zn-Y and SiC_{np} /Mg-Al-Zn-Y filler metals (b); DSC curves of Mg-Al-Zn-Y (c) and SiC_{np} /Mg-Al-Zn-Y (d) filler metals

升。 SiC_{np} 具有较高的表面能,可以降低液态钎料内部原子对表面原子的吸引力,降低了熔融钎料表面张力,导致复合钎料润湿性提升。如图3c和3d所示,Mg-Al-Zn-Y钎料的固相线温度和液相线温度分别为419.4和434.2 °C, SiC_{np} /Mg-Al-Zn-Y复合钎料的固相线温度和液相线温度分别为422.9和434.9 °C。添加 SiC_{np} 后,钎料的熔点略有升高,熔化区间从14.8 °C减小到12 °C。较窄的熔化区间有利于钎焊过程的顺利进行,抑制熔析现象发生。 SiC_{np} 性质稳定,在熔融钎料的凝固过程既不溶解也不发生反应,复合钎料熔点升高的原因可能是 SiC_{np} 具有较高的熔点导致复合钎料熔点发生略微升高。固液相间隙的减小可能是 SiC_{np} 在复合钎料凝固过程中作为异质形核位点,加快了 α -Mg和 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 共晶组织的凝固过程。 SiC_{np} /Mg-Al-Zn-Y复合钎料具有较窄的熔化区间,满足钎料设计标准。

3.2 钎焊接头显微组织

采用Mg-Al-Zn-Y钎料和 SiC_{np} /Mg-Al-Zn-Y复合钎料钎焊接头的SEM显微组织如图4a和4b所示。钎焊接头组织均匀,无夹杂、气孔等钎焊缺陷。钎缝由浅灰色的 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 共晶组织基体和深色的 α -Mg固溶体组成。钎缝显微组织与钎料原始显微组织存在显著差异,归因于在钎焊过程中母材中大量Mg元素向钎缝中扩散,形成粗大的 α -Mg固溶体。从图4b中可以观察到钎缝中 SiC_{np} 没有发生团聚,弥散分布在基体中。结合图4c和4d可以

看出,Mg-Al-Zn-Y钎料钎焊接头扩散层宽度约为4 μm, SiC_{np} /Mg-Al-Zn-Y钎料钎焊接头扩散层略微变宽,约为6 μm。这是由于 SiC_{np} 的加入可能会导致基体金属的晶格畸变,这种畸变可以改变金属原子的扩散路径,加速母材与钎料间的元素扩散。同时 SiC_{np} 的加入,会在金属基体中引入更多的晶格缺陷,如位错和晶界,这些缺陷可以提供较低能量的扩散路径,从而促进元素的扩散。此外, SiC_{np} 可以有效地细化钎料组织,在钎焊过程中优先熔化,进而促进元素扩散,导致 SiC_{np} /Mg-Al-Zn-Y钎料钎焊接头扩散层变宽。 SiC_{np} 的添加有利于冶金反应进行。在 α -Mg固溶体形核过程中 SiC_{np} 可以作为异质形核位点,显著细化钎缝中的 α -Mg固溶体。表1为图4a和图4b中接头不同区域的EDS分析结果。

3.3 钎焊接头力学性能及其强化机制

图5a和5b为不同钎料接头的显微硬度分布。使用 SiC_{np} /Mg-Al-Zn-Y复合钎料的钎焊接头的接头中心和母材界面的平均显微硬度值分别为136和121 HV。 SiC_{np} /Mg-Al-Zn-Y钎料钎焊接头的抗剪切强度为68 MPa,比Mg-Al-Zn-Y钎料提高了62%。接头中均匀分布的 SiC_{np} 显著提高了接头的硬度和抗剪切强度。图5c和5d为不同钎料接头的SEM断口形貌。断口表面均有许多解理面和明显的棱角,表现出典型的脆性断裂特征。推测裂纹起源于脆性的 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 共晶组织,这归因于其在剪切应力作用下变形困难。

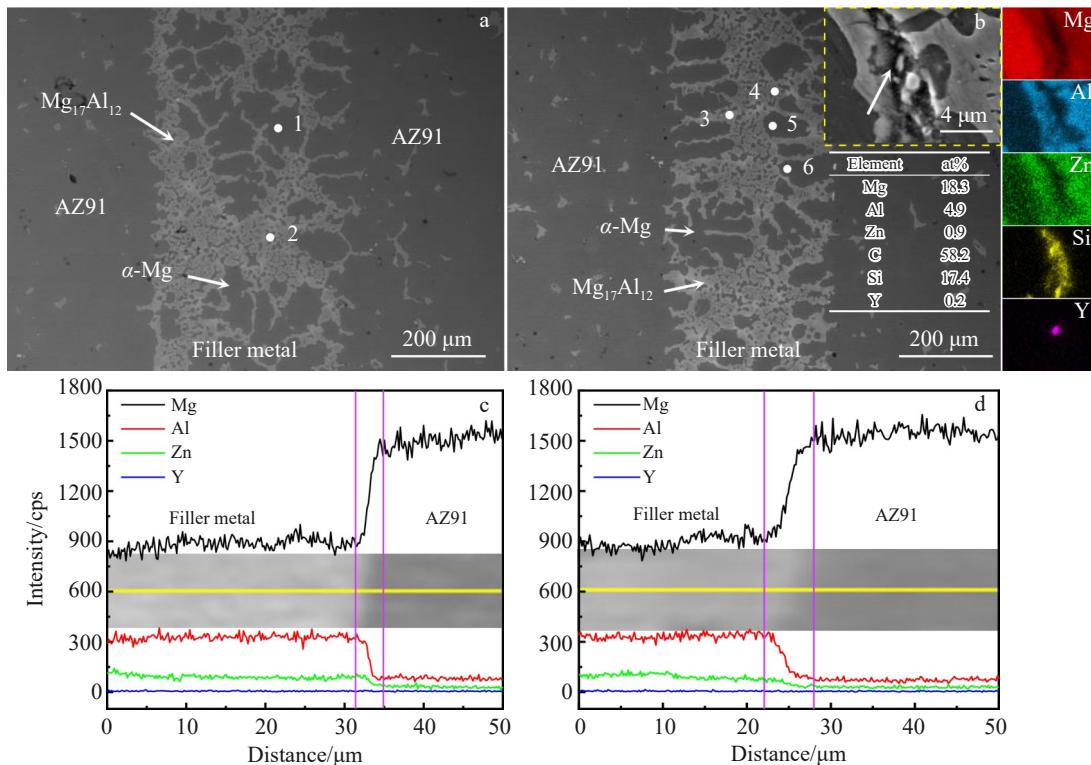
图4 Mg-Al-Zn-Y及 SiC_{np} /Mg-Al-Zn-Y钎料钎焊接头的SEM照片和对应的EDS元素线扫描

Fig.4 SEM images (a–b) and EDS element line scanning results (c–d) of brazed joint with Mg-Al-Zn-Y (a, c) and SiC_{np} /Mg-Al-Zn-Y (b, d) filler metals

表1 图4a和4b中标记不同区域的EDS分析结果

Table 1 EDS analysis results of different zones marked in Fig.4a–4b

Position	Composition/at%				Potential phase
	Mg	Al	Zn	Y	
1	91.4	8.2	0.3	-	α -Mg
2	61.2	33.1	5.6	-	$\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$
3	63.7	32.1	4.2	-	$\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$
4	61.5	35.7	2.8	-	$\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$
5	90.6	9.1	0.4	-	α -Mg
6	88.4	10.7	0.6	0.3	α -Mg

在本研究中, SiC_{np} /Mg-Al-Zn-Y复合钎料钎焊接头具有良好的力学性能(抗剪切强度为68 MPa)。钎焊接头的主要强化机制包括位错强化、晶界强化、固溶强化、热错配强化和Orowan强化。具体强化效果分析如下:

(1) 位错强化

派-纳力(τ_0)是指位错克服原子间作用力在滑移面上滑动所需的最大剪切应力。其公式如下^[16–17]:

$$\tau_0 = \frac{2G}{(1-\nu)} \exp \left[-\frac{2\pi a}{b(1-\nu)} \right] \quad (1)$$

式中, G 和 ν 分别表示剪切模量(29.14 GPa)和泊松比(0.234), a 和 b 分别表示滑移方向上的晶面间距(0.520 nm)和原子间距离(0.321 nm)。 τ_0 的计算值为0.13 MPa。镁

合金中基面滑移的低 τ_0 值归因于基面滑移易于启动。

位错之间的相互作用导致屈服应力的增加,可以通过公式(2)来估计^[18–19]:

$$\Delta\sigma_p = MaGb\rho^{1/2} \quad (2)$$

式中, M 为泰勒因子,取4.5; α 为常数,取0.33; ρ 为位错密度。钎焊接头随炉冷却的过程与退火处理类似。因此, ρ 的取值为 $5 \times 10^{10} \text{ m}^{-2}$ 。计算得到位错强化贡献的屈服应力为3.11 MPa。

(2) 固溶强化

根据图4b可知,Zn和Y元素固溶在基体中。固溶强化的贡献可以通过以下关系式获得^[20–21]:

$$\Delta\sigma_{\text{sol}} = \beta MG\epsilon^{3/2} C^{1/2} \quad (3)$$

$$\varepsilon = |\delta| + \beta'|\eta| \quad (4)$$

$$\delta = \frac{r_{\text{sol}} - r_{\text{Mg}}}{r_{\text{Mg}}} \quad (5)$$

$$\eta = \frac{2(G_{\text{sol}} - G_{\text{Mg}})}{G_{\text{sol}} + G_{\text{Mg}}} \quad (6)$$

式中, β 为常数,取 1.82×10^{-3} , ε 为失配应变, C 为溶质浓度, β' 为常数 6.25×10^{-2} 。表2为钎缝中溶质原子的参数。经过计算,Zn和Y元素对屈服应力的贡献分别为28.61和4.05 MPa。因此,固溶强化对屈服应力的贡献为32.66 MPa。

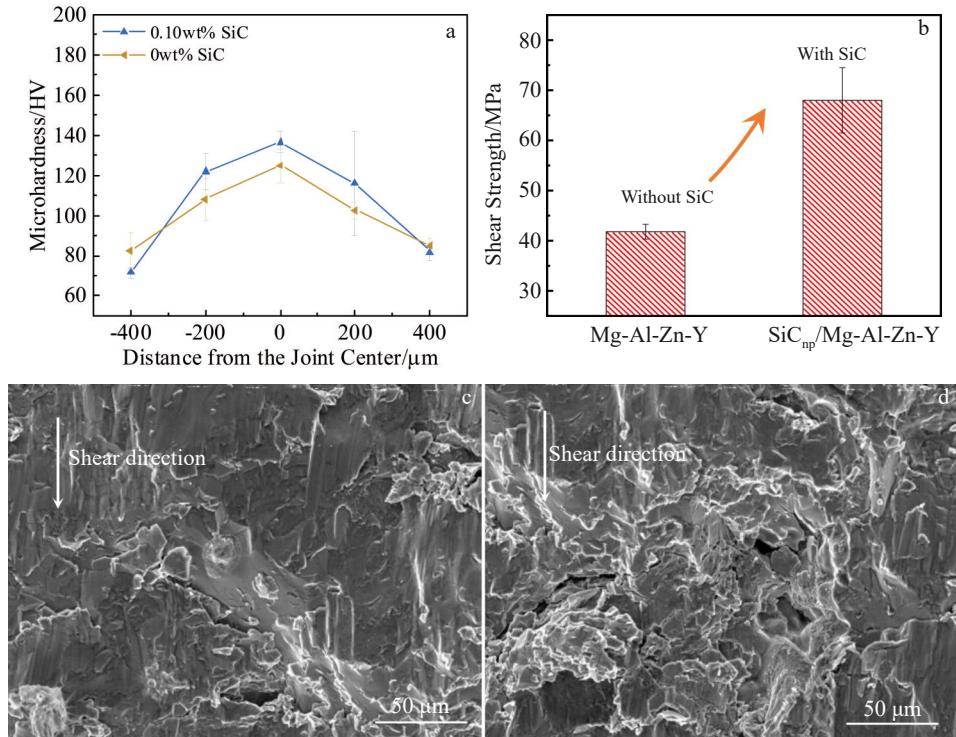


图5 不同钎焊接头的显微硬度分布,不同钎焊接头的抗剪切强度值及不同钎焊接头的SEM断口形貌

Fig.5 Microhardness distributions (a) and shear strength (b) of joints with different filler metals; fracture morphologies of the Mg-Al-Zn-Y (c) and SiC_{np}/Mg-Al-Zn-Y (d) filler metals

表2 钎缝中溶质原子的参数

Table 2 Parameters of solute atoms in brazing seam

Element	Radius/nm	G/GPa	δ	η
Mg	0.160	16.6	-	-
Zn	0.138	43.0	-0.14	0.89
Y	0.177	22.6	0.11	0.30

(3) 晶界强化

晶界强化可以通过 Hall-Petch 关系来计算^[22-23]:

$$\Delta\sigma_{gb} = Kd^{-1/2} \quad (7)$$

式中, K 和 d 分别表示 Hall-Petch 斜率 0.18 MPa·m^{-1/2}^[24] 和平均晶粒尺寸 10.44 μm。在本工作中, 晶界强化对屈服应力的贡献为 55.71 MPa。

(4) 热错配强化

SiC_{np} 与钎焊接头基体热膨胀系数不同, 在冷却过程中会产生大量高密度位错, 强化接头性能。热错配强化的贡献值可由下式进行计算^[25]:

$$\Delta\tau_{CET} = \gamma Gb \sqrt{\frac{Bf\Delta C\Delta T}{bd_p(1-f)}} \quad (8)$$

式中, γ 为常数, 取 1.25。 B 是与 SiC_{np} 相关的系数, 取值为 12。 d_p 为 SiC_{np} 尺寸 (60 nm)。 f 为 SiC_{np} 的体积分数, 计算得 0.06%。 ΔC 是 SiC_{np} 与镁基体的线膨胀系数之差 (2.2×10^{-5})。 ΔT 为钎焊温度和剪切测试温度的差值

(495 °C)。通过计算, 热错配强化对屈服强度的贡献为 23.6 MPa。

(5) Orowan 强化

钎缝中存在的 SiC_{np} 能够有效阻碍位错运动。SiC_{np} 附近的位错密度增加, 提高了钎焊接头的强度。Orowan 强化提供的屈服强度的增加可以表示为^[26-27]:

$$\Delta\sigma_{Orowan} = M \frac{0.4Gb}{\pi\lambda(1-\nu)^{1/2}} \ln\left(\frac{2\bar{r}}{b}\right) \quad (9)$$

$$\lambda = 2\bar{r}\left(\sqrt{\frac{\pi}{4f}} - 1\right) \quad (10)$$

$$\bar{r} = \sqrt{\frac{2}{3}}r \quad (11)$$

式中, r 和 λ 分别为平均析出半径 (30 nm) 和边-边析出间距。计算得到 Orowan 强化对屈服强度的贡献为 17.85 MPa。

金属材料的屈服应力 (σ_y) 与剪切应力 (τ_y) 之间的关系由 Von Mises 屈服准则给出^[28]:

$$\sigma_y = \sqrt{3} \tau_y \quad (12)$$

根据 Pythagorean 可加性法则, τ_y 由下式计算^[29]:

$$\tau_y = \tau_0 + \Delta\tau_{sol} + \Delta\tau_{gb} + \Delta\tau_{CET} + \sqrt{\tau_p^2 + \tau_{Orowan}^2} \quad (13)$$

表 3 为各强化机制对 τ_y 贡献的计算值。计算发现钎缝强度提高最有效的强化机制是晶界强化, 其对抗剪切

表3 各强化机制对 τ_y 贡献的计算值Table 3 Calculated values of the contribution from each strengthening mechanism to τ_y (MPa)

τ_0	τ_p	$\Delta\tau_{sol}$	$\Delta\tau_{gb}$	$\Delta\tau_{CET}$	$\Delta\tau_{Orowan}$	Calculated value of τ_y	Experimental value of τ_y
0.13	1.80	18.86	32.16	13.63	10.31	75.25	68

强度的贡献为42.7%。此外,固溶强化、热错配强化和Orowan强化的贡献分别为25.1%、18.1%和13.7%。表3中抗剪切强度计算值略高于实验值。这可能是由于钎缝中粗大的 α -Mg固溶体产生的背应力导致 τ_y 的实验值减小。同时,钎缝在冷却凝固过程中出现织构软化现象也会导致实际抗剪切强度降低。

4 结论

1) 使用 $\text{SiC}_{np}/\text{Mg-Al-Zn-Y}$ 复合钎料成功钎焊AZ91D镁合金。钎料显微组织由 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 共晶组织和 α -Mg组成。 SiC_{np} 的添加有助于改善钎料润湿性,其在AZ91D镁合金上的润湿角为7.6°,相比Mg-Al-Zn-Y合金钎料降低了17%。

2) 钎缝组织由 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 基体和 α -Mg固溶体组成。在冷却凝固过程中 SiC_{np} 可以作为异质形核位点,显著细化钎缝组织。

3) $\text{SiC}_{np}/\text{Mg-Al-Zn-Y}$ 复合钎料钎焊接头抗剪切强度为68 MPa,相比Mg-Al-Zn-Y合金钎料提高了62%。通过计算发现,晶界强化是提高钎缝强度最有效的强化机制,其对抗剪切强度的贡献为42.7%。此外,固溶强化、热错配强化和Orowan强化对抗剪切强度的贡献分别为25.1%、18.1%和13.7%。

参考文献 References

- [1] Xu Wenlong, Chen Xianhua, Zhu Guanzheng et al. *Materials Characterization*[J], 2024, 207: 113461
- [2] Xie Dongsheng, Pan Hucheng, Pan Zhen et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 958: 170410
- [3] Tan Haotian(谭昊天), Shi Fengjian(石凤健), Liu Ang(刘昂) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(6): 2176
- [4] Luo C, Li X, Song D et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 664: 103
- [5] Subravel V, Padmanaban G, Balasubramanian V. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(9): 2776
- [6] Zhu Zongtao(朱宗涛), Xue Junyu(薛珺予), Chen Hui(陈辉). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(7): 1977
- [7] Li Peiqi(李佩琪), You Guoqiang(游国强), Xu Xuanxi(徐轩曦) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(5): 1551
- [8] Ma Li, He Dingyong, Li Xiaoyan et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2010, 26(8): 743
- [9] El-Daly A A, Desoky W M, Elmosalam T A et al. *Materials & Design*[J], 2015, 65: 1196
- [10] Ding Min, Xing Wenqing, Yu Xingye et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 739: 481
- [11] Guo Wei, Zhang Hongqiang, Yuan Wenqiang et al. *Ceramics International*[J], 2019, 45(7): 8783
- [12] Lu Xiao, Zhang Liang, Guo Yonghuan et al. *Intermetallics*[J], 2023, 154: 107816
- [13] Nie K B, Wang X J, Wu K et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 540: 123
- [14] Quan Yajie, Chen Zhenhua, Gong Xiaosan et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 496(1-2): 45
- [15] Zhu Zhihao, Nie Kaibo, Munroe P et al. *Materials Chemistry and Physics*[J], 2021, 259: 124048
- [16] Dong Zhilong, Xie Xuefang, Jiang Wenchun et al. *International Journal of Plasticity*[J], 2022, 159: 103474
- [17] Huang Zhiwei, Zhao Yuhui, Hou Hua et al. *Journal of Central South University*[J], 2012, 19(6): 1475
- [18] Nie K B, Zhu Z H, Deng K K et al. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2020, 8(3): 676
- [19] Chen Yuhao, Nie Kaibo, Liu Zhilong et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 968: 171838
- [20] Somekawa H, Schuh C A. *Acta Materialia*[J], 2011, 59(20): 7554
- [21] Gao L, Chen R S, Han E H. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 472(1-2): 234
- [22] Yang An, Nie Kaibo, Deng Kunkun et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2020, 9(5): 11717
- [23] Pan Hucheng, Kang Rui, Li Jingren et al. *Acta Materialia*[J], 2020, 186: 278
- [24] Cáceres C H, Lukáč P, Blake A. *Philosophical Magazine*[J], 2008, 88(7): 991
- [25] Chen Y H, Gao X Y, Nie K B et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 847: 143273
- [26] Wen H M, Topping T D, Isheim D et al. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(8): 2769
- [27] Ma Kaka, Wen Haiming, Hu Tao et al. *Acta Materialia*[J], 2014, 62: 141
- [28] Naghdi F, Mahmudi R, Kang J Y et al. *Philosophical Magazine*[J], 2015, 95(31): 3452
- [29] Kumar N, Mishra R S. *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 580: 175

A Novel Mg-Al-Zn-Y Composite Filler Metal Reinforced with Nano-SiC Particle for Brazing AZ91D Magnesium Alloy

Ge Xiaozhe¹, Nie Kaibo¹, Deng Kunkun¹, Liu Zhilong², Li Hongwei¹

- (1. College of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)
(2. State Key Laboratory of High-End Compressor and System Technology, Hefei 230031, China)

Abstract: A new Mg-Al-Zn-Y composite filler metal reinforced with nano-SiC particle (referred as $\text{SiC}_{\text{np}}/\text{Mg-Al-Zn-Y}$) was used to braze AZ91D magnesium alloy in furnace under the protection of flux. The results show that the microstructure of the brazing seam is composed of $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ eutectic matrix and α -Mg solid solution. Nano-SiC particle (SiC_{np}), as a heterogeneous nucleation site, refines the microstructure of the brazing seam and significantly improves the shear strength of the brazed joint. The shear strength of brazed joint with $\text{SiC}_{\text{np}}/\text{Mg-Al-Zn-Y}$ (68 MPa) is 62% higher than that with Mg-Al-Zn-Y. The calculation shows that grain boundary strengthening is the most effective strengthening mechanism for improving the strength of joints, and its contribution to the shear strength is 42.7%. The fracture of the joint shows typical brittle fracture characteristics, and the crack originates from the $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ eutectic structure distributed around the α -Mg solid solution.

Key words: composite filler metal; nanoparticles; brazing; AZ91D magnesium alloy; microstructure

Corresponding author: Nie Kaibo, Ph. D., Professor, College of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, E-mail: niekaibo@tyut.edu.cn