

保温时间对 TC11/WE43 复合材料界面结构及力学性能的影响

杨名洋^{1,2}, 韩胜利^{2*}, 高鹏飞², 罗铁钢², 曹 鹏³, 郑开宏², 潘复生²

(1. 湖北汽车工业学院汽车材料学院, 湖北 十堰 442002; 2. 广东省科学院新材料研究所, 国家钛及稀有金属粉末冶金工程技术研究中心, 广东省金属强韧化技术与应用重点实验室, 广东 广州 510650; 3. 奥克兰大学化学与材料工程系, 新西兰 奥克兰 1142)

摘 要: 研究设计了三维连通结构的 TC11(Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si)合金框架作为增强体, 采用粉末冶金结合无压浸渗技术制备了 WE43 基复合材料。微观结构表明, 复合材料内部的 TC11 框架增强体呈现连续均匀地分布, 框架内部孔隙区域被 WE43 基体充分填充, 形成了 TC11/WE43 三维连通的稳定结构。同时, 复合材料界面处通过扩散反应形成了纳米尺度的 Al_2Y 过渡层, 提升了界面结合强度。力学性能测试结果表明, 当保温时间为 30 min 时, TC11/WE43 复合材料展现出最佳的综合力学性能, 其屈服强度(YS)、抗拉强度(UTS)和延伸率(EL)分别达到 417、438 MPa 和 6.6%, 其强度的提升来源于高仿生结构的 TC11 框架所起的载荷传递作用以及优异的界面结合强度。

关键词: 三维连通结构; 复合材料; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TF125, TG146.2

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2026)04-0035-08

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2026.04.004

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听
语
音
与
作
者
互
动
聊
科
研

Effect of holding time on the microstructure and mechanical properties of TC11 framework reinforced WE43 matrix composites

YANG Mingyang^{1,2}, HAN Shengli^{2*}, GAO Pengfei², LUO Tiegang²,
CAO Peng³, ZHENG Kaihong², PAN Fusheng²

(1. School of Automotive Materials, Hubei University of Automotive Technology, Shiyan 442002, Hubei, China; 2. Institute of New Materials, Guangdong Academy of Sciences, National Engineering Research Center of Powder Metallurgy of Titanium & Rare Metals, Guangdong Provincial Key Laboratory of Metal Toughening Technology and Application, Guangzhou 510650, Guangdong, China; 3. Department of Chemical & Materials Engineering, University of Auckland, Auckland 1142, New Zealand)

Abstract: This study designed a three-dimensional interconnected TC11 alloy framework as a reinforcement and prepared WE43-based composites using powder metallurgy combined with pressureless infiltration technology. Microstructural analysis shows that the TC11 framework reinforcement within the composite is continuously and uniformly distributed, and the pore regions inside the framework are fully filled with the WE43 matrix, forming a stable three-dimensional interpenetrating structure of TC11/WE43. At the same time at the interface of the composite material, a nanoscale Al_2Y transitional

收稿日期: 2026-03-10; 修回日期: 2026-04-17; 接受日期: 2026-04-24

基金项目: 广东省国际科技合作项目(2023A0505050122); 广东省科学院建设国内一流研究机构行动专项资金项目(2020GDASYL-20200101001); 广东省基础与应用基础研究重大项目(2020B0301030006)。

作者简介: 杨名洋, 1999 年出生, 男, 汉族, 湖北荆门人, 硕士, 主要从事颗粒增强镁基复合材料的研究, E-mail: yangmy1009@163.com; *通信作者: 韩胜利, 1978 年出生, 男, 河南项城人, 博士, 正高级工程师, 主要从事微纳异质金属颗粒增强镁基复合材料、镁基固态储氢材料及系统、高强高导铜合金、难熔金属材料等研究工作, E-mail: shlihan@gdinm.com。

layer is formed through diffusion reaction, which enhances the interfacial strength. Mechanical performance test results indicate that when the holding time is 30 minutes, the TC11/WE43 composite material exhibits the best overall mechanical properties, with a yield strength (YS), ultimate tensile strength (UTS), and elongation (EL) of 417 MPa, 438 MPa, and 6.6%, respectively. The improvement in strength is attributed to the load transfer effect of the highly biomimetic TC11 framework and the excellent interfacial bonding strength.

Key words: three-dimensional connected structure; composite materials; microstructure; mechanical properties

0 引言

镁基复合材料作为极具发展潜力的轻量化结构材料,在航空航天、新能源汽车等高端装备领域展现出广阔的应用前景,受到学术界与工业界的广泛关注^[1-2]。但是,镁基复合材料的强度与延展性存在倒置关系,同时实现强韧性的提升存在一定挑战。其中,WE43 稀土镁合金因兼具优异的室温和高温力学性能,是制备高性能镁基复合材料的理想基体;TC11(Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si)合金具备高强度、优异的韧性和高温稳定性,成为连续增强体的优选材料。因此 TC11/WE43 复合材料有望突破传统镁基复合材料强塑性协调提升的瓶颈^[3-5]。

镁基复合材料中增强相的类型、形态及制备工艺是影响其力学性能的核心因素。镁基复合材料中连续结构的增强体能够有效传递载荷,显著提升强韧性能^[6-7]。仿生结构设计理念地引入进一步为连续增强的镁基复合材料力学性能优化提供了新方向,Zhang 等^[8]模拟贝壳层状结构制备了 Ni-Ti 骨架增强镁基复合材料,兼具优异强度与阻尼性能;Liu 等^[9]受鱼鳞纤维纹理结构启发,以 Ti 作为连续增强体制备了 Ti/Mg 复合体系,具备显著的高温稳定性。现有研究表明,连续结构框架增强体可避免颗粒分散不均的问题,充分发挥增强体承受载荷的作用,成为实现 TC11/WE43 复合材料强韧化的优选路径。值得注意的是,良好的界面结合是提升复合材料力

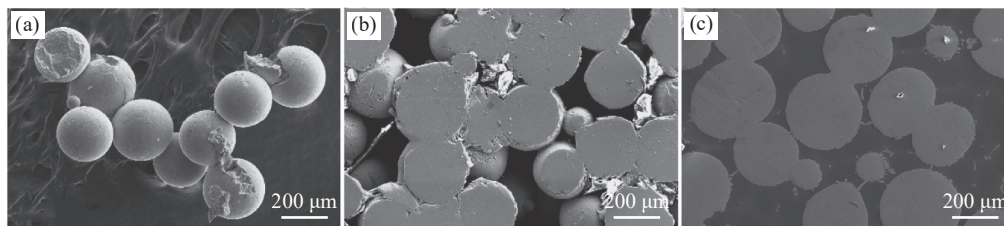
学性能的核心因素之一^[10-11]。基于相图,TC11 中 Al 元素可以与 WE43 中的 Y 元素发生反应形成良好的界面结构。值得注意的是,复合材料制备工艺的优化可有效促进界面组织地演化,调控界面过渡层的厚度,显著提高界面结合强度。

研究以 TC11 合金作为连续增强骨架、WE43 镁合金作为基体,制备了连续结构 TC11/WE43 镁基复合材料,系统研究了保温时间对复合材料微观组织、界面结构及力学性能的影响,为 TC11/WE43 镁基复合材料的工艺优化、结构设计及力学性能的提升提供理论参考与技术支撑。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料及制备工艺

原料选用粒径 200 ~ 500 μm 的 TC11 粉末(购自广东银纳科技有限公司),微观形貌如图 1(a)所示。表 1 分别列出了试验中使用的 WE43 和 TC11 粉末颗粒的具体成分。首先采用 150 MPa 的冷压方法制备具有一定孔隙率的 TC11 胚体,随后在高真空炉中烧结(1 550 $^{\circ}\text{C}$, 120 min)。TC11 骨架在经过清洗和机械加工后浸入完全融化的 WE43 熔体中。然后使用超声振动装置(频率: 30 kHz)进行连续振动 20 min。分别在恒温下保持 0、30、60 min。最后室温冷却至 600 $^{\circ}\text{C}$,从而得到 TC11/WE43 复合材料。图 2 展示了 TC11/WE43 复合材料的制备工艺流程图。此外,TC11 框架和 TC11/WE43 复合材料的形貌图如图 1(b)(c)所示。



(a)TC11 颗粒; (b)TC11 框架; (c)TC11/WE43 复合材料

图 1 样品微观形貌

Fig. 1 Sample morphology images

表 1 TC11 颗粒和 WE43 具体成分

Table 1 Specific compositions of TC11 granules and WE43 %

Material	Mg	Ti	Al	Y	Mo	Nd	Zr
WE43	Bal.			4.01		3.04	0.51
TC11		Bal.	6.5		3.5		1.5

1.2 力学性能测试

拉伸试样均按照垂直于融渗方向平行加工, 制备成标距段直径为 6 mm、总长度为 60 mm 的试样。室温拉伸试验采用 CMT5105 型万能试验机完成,

严格依据 GB/T228.1-2021 标准实施。为保证数据可靠性, 每组试验选取 3 个平行试样进行测试, 最终通过计算获得屈服强度、抗拉强度和断裂延伸率的平均值作为试验的最终结果。

使用纳米压痕仪(Hysitron TI 980)对 TC11 骨架和 WE43 基体的界面区域进行纳米压痕测试, 测试压头选取 Berkovich, 施加压力 3 mN, 保载时间为 10 s。在接触面上建立 $3\ \mu\text{m} \times 3\ \mu\text{m}$ 的压痕网格, 每个压痕加载距离间隔为 $1\ \mu\text{m}$ 。

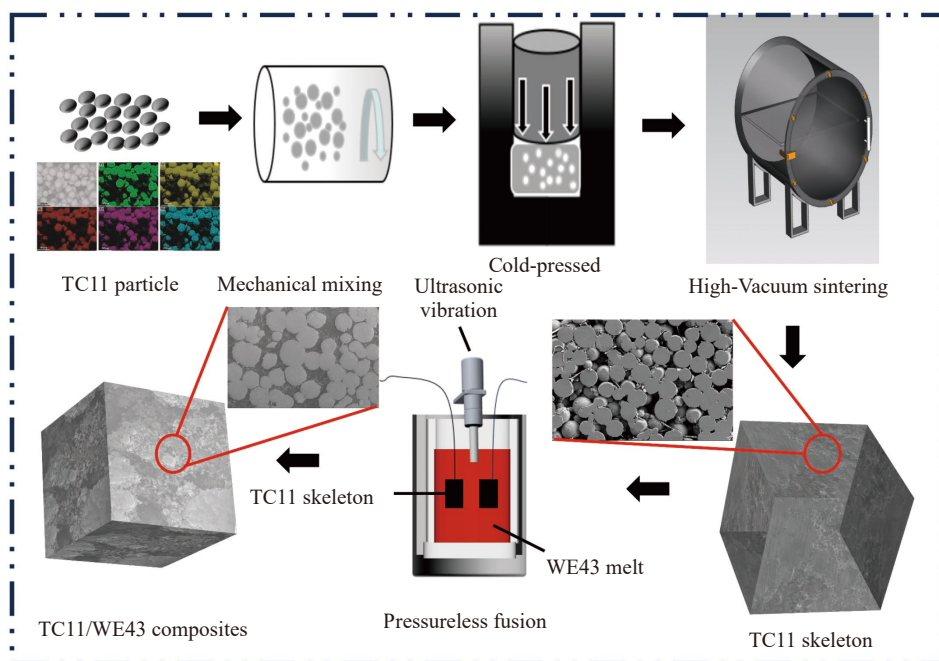


图 2 TC11/WE43 复合材料的制备流程

Fig. 2 Preparation process of TC11/WE43 composite material

1.3 微观组织表征

采用扫描电子显微镜(GeminiSEM 300)观察复合材料微观组织及其断口形貌; 利用电镜配备的 X 射线能谱(XFlash 6-30)对复合材料的成分进行表征; 使用 X 射线衍射仪(Bruker D8)分析物相的组成, 测试条件为: 扫描范围 $10^\circ \sim 90^\circ (2\theta)$, 扫描速度 $10^\circ/\text{min}$ 。

2 试验结果及讨论

2.1 不同保温时间对复合材料微观组织的影响

图 3 展示了不同保温时间条件下制备的 TC11/WE43 复合材料的形貌图。由图可知, 随着保温时间的延长, 材料内部因熔渗不充分而残留的孔隙和未填充缺陷显著减少, 表明较长的保温过程有利于熔融 WE43 合金在毛细力驱动下完成对 TC11 预制体骨架的充分浸润与填补^[12], 是实现材料完全致密化的关键因素。此外, 在 TC11 增强体与 WE43 镁基体的界面区域, 呈锯齿状或连续网状分布的第二

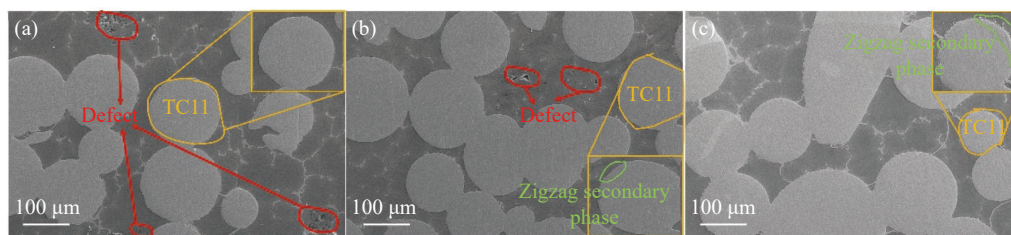
相的数量明显增多, 该第二相的形成主要源于 TC11 增强体和 WE43 基体之间的互扩散行为及界面反应。说明较长的保温时间为元素之间的扩散与界面化学反应提供了必要的动力学条件。锯齿状析出物数量的增加, 表明 TC11 增强体和 WE43 基体之间界面结合的更加紧密。

2.2 不同保温时间对复合材料界面产物的影响

图 4 展示了 30 min 保温条件下制备的 TC11/WE43 复合材料的显微结构及对应的元素面分布结果(EDS)。如图 4(b) ~ (f)所示, WE43 合金中的合金元素 Y 和 TC11 中的 Al 元素在 TC11 骨架的边缘界面处富集。保温过程中, 界面处较高的化学活性促进了 Al、Y 等元素向 TC11 框架表面扩散, 最终在界面处形成纳米级 Al_2Y ^[13]。图 5 为 30 min 保温条件下制备的 TC11/WE43 复合材料的 XRD 图, 由图 5 可知, TC11/WE43 复合材料中存在 Al_2Y 特征峰。随着保温时间增加, 在 39° 和 53° 处的

Al_2Y 衍射峰强度逐渐升高,表明界面产物的厚度随时间增加而增加。 Al_2Y 的生成属于扩散原位反应, Al_2Y 的生成过程分为两个阶段,第一阶段为浓度变化驱动的晶核形核,第二阶段为原子扩散控制的晶核长大与持续反应。未保温条件下仅能完成初步形核,Al、Y 互扩散不充分,导致 Al_2Y 总生成量低、晶粒细小、结晶缺陷多,对应衍射峰强度较低。随着

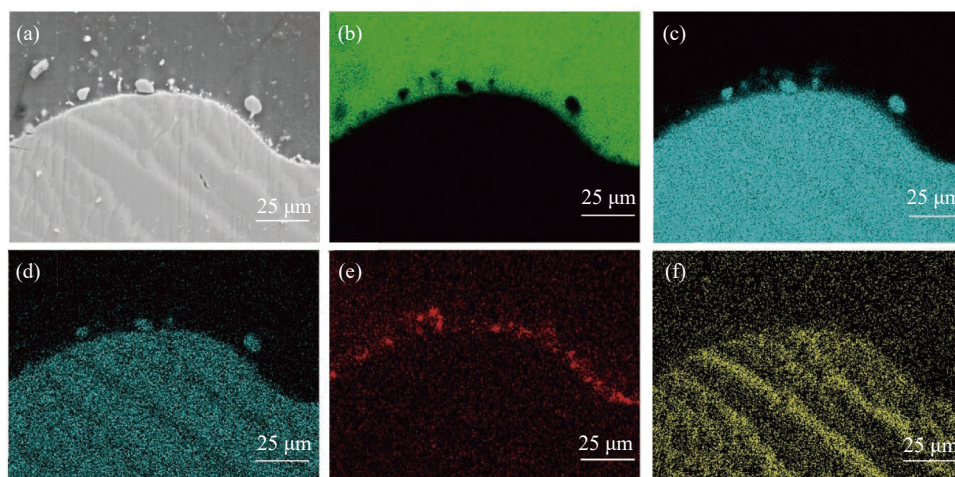
保温时间延长,获得了充足的扩散时间,Al 原子与 Y 原子可持续扩散偏聚发生化合反应:一方面未反应的 Al、Y 原子不断形成新的 Al_2Y 晶核,提升了 Al_2Y 的生成;另一方面已经生成的初始晶核通过吸附周围原子持续长大,结晶缺陷不断减少,结晶度不断提高,表现为 Al_2Y 特征衍射峰强度随保温时间延长而升高。



(a) 0 min; (b) 30 min; (c) 60 min

图 3 不同保温时间下 TC11/WE43 复合材料形貌

Fig. 3 Morphology of TC11/WE43 composite under different holding times



(a) 形貌图; (b) Mg; (c) Ti; (d) Al; (e) Y; (f) Mo

图 4 30 min 保温 TC11/WE43 复合材料的元素分布

Fig. 4 Element distribution maps of TC11/WE43 composite material after 30 min of insulation

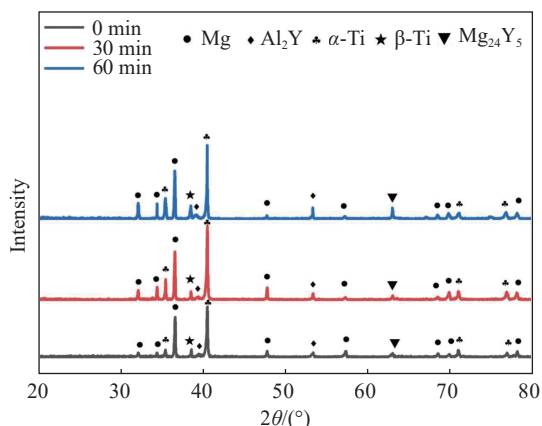


图 5 不同保温时间制备的 TC11/WE43 复合材料 XRD 图
Fig. 5 XRD patterns of TC11/WE43 composites prepared with different heat preservation times

图 6(a) 为界面处纳米锯齿状产物的线扫描结果。TC11 内部的 Al 元素向基体中扩散,在界面处和镁基体中的 Y 元素反应,可能形成了 Al_2Y 化合物。如图 6(c) 所示,SAED 衍射花样进一步地证实了该化合物为 Al_2Y 。首先, Al_2Y 作为一种高硬度、高模量的稳定相,可以提供较有效的载荷传递效果。其次, Al_2Y 相有助于降低界面能,增强润湿性,提高界面结合强度^[14]。此外, Al_2Y 的生成会消耗 Y,从而抑制 Mg_{24}Y_5 的形成。图 6(c) 为界面处高分辨图,可见 Al_2Y 和 Mg 存在明确的取向关系,即 Al_2Y (100)//Mg(01-10)。测量的 Al_2Y 的 (100) 晶面间距为 0.279 nm、Mg 的 (01-10) 晶面间距为 0.267 nm,计算可得 (100) _{Al_2Y} 和 (10-11)_{Mg} 之间的晶面错配度

为 4.5%, 表明二者之间形成半共格界面。半共格界面既可以稳定界面又能对裂纹产生钉扎作用,从而

抑制裂纹的拓展,最终实现 TC11/WE43 复合材料的力学性能的提升。

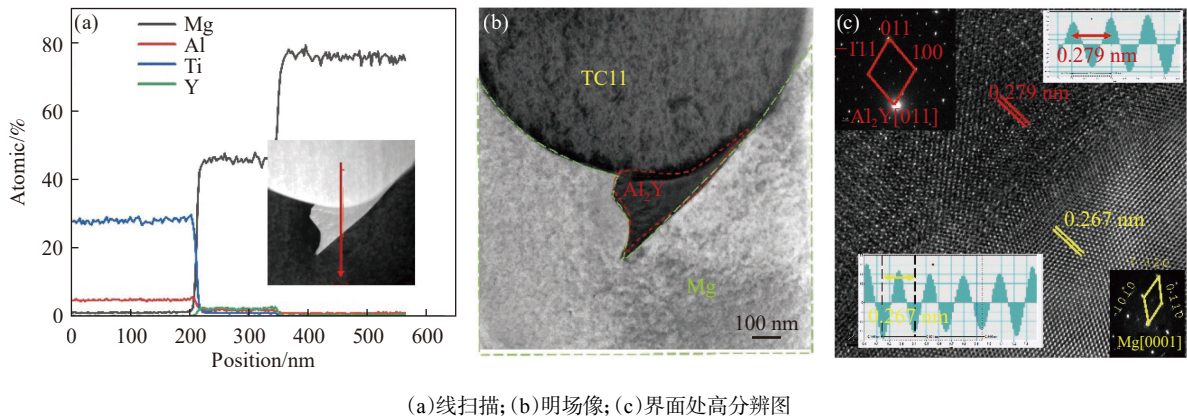


图 6 保温 30 min TC11/WE43 复合材料界面处透射图

Fig. 6 Transmission images at the interface of TC11/WE43 composite after 30 min holding

2.3 不同保温时间对复合材料拉伸性能的影响

图 7 展示了 TC11/WE43 复合材料在不同保温时间处理后的室温拉伸工程应力-应变曲线图。结果表明,复合材料的力学性能随保温时间延长呈显著升高趋势。在 0、30 min 及 60 min 保温条件下制备的复合材料的抗拉强度分别为 368、438 MPa 和 473 MPa,延伸率也同步提高。其中,保温 60 min 后的抗拉强度较不保温条件下提升了约 28%,结果表明,随着保温时间的增加能有效地提升复合材料的拉伸性能。此外,TC11/WE43 复合材料在 60 min 保温条件下相较于 30 min 保温条件下延伸率显著下降。这一变化主要因为保温时间对材料微观结构及界面产物的影响。不保温条件下,WE43 熔体未能充分渗透 TC11 框架内部孔隙区域,导致复合材料内部存在较多缺陷。缺陷会导致应力的集中,进而导致材料性能的降低^[15]。相比之下,30 min 和 60 min 保温条件下,熔体得以充分渗入骨架,减少了内部缺陷,提高了材料致密度。同时,较长的保温条件促进了 TC11 增强体中 Al 和 WE43 基体中 Y 的相互扩散,并在界面处形成纳米级 Al_2Y 。该界面产物会增强 TC11 骨架与 WE43 基体之间的结合强度,优化载荷传递效率,使复合材料实现强度与塑性的同时提升。值得注意的是,较长的保温时间诱导了界面处形成大量的 Al_2Y 界面组织, Al_2Y 本身的脆性特征会恶化复合材料界面承载能力,使得载荷过程中应力堆积引发断裂,降低复合材料塑性。

2.4 不同保温时间对复合材料界面硬度的影响

为了研究不同温度对界面产物硬度以及塑性的影响,故对界面处进行纳米压痕测试。图 8(a)~(c) 为不同温度条件下复合材料的载荷位移曲线。由

于 TC11 骨架的硬度显著高于 WE43 基体,因此在下压过程中压痕深度是反映骨架与基体的主要判断依据,故图中蓝色线代表骨架区域,黑色线代表基体,二者之间的过渡区代表界面结合区。从图中可以明显观察到压痕的深度随着位移的变化而增加。研究发现,优异的界面韧性是优化复合材料力学性能的理想条件。如图 8(a)~(c)所示,界面结合区的强度值接近增强体骨架,并显著高于基体材料。这表明 TC11/WE43 复合材料的界面结合质量较高,有效发挥了载荷传递作用。图 8(d)展示了不同保温时间下 TC11/WE43 复合材料过渡区压痕载荷位移曲线。界面区域的压痕深度随保温时间的延长而减小,证明了复合材料界面强度的提升。图 8(e)为不同保温条件下 TC11/WE43 复合材料界面处的硬度和弹性模量曲线。0、30、60 min 保温条件下的界面区域硬度分别是 4.17、5.90、6.58 GPa。表明随保温时间增加,界面的硬度持续增强,整体性能不断优化。

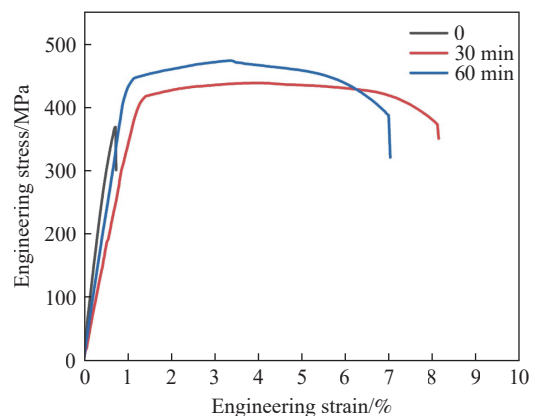
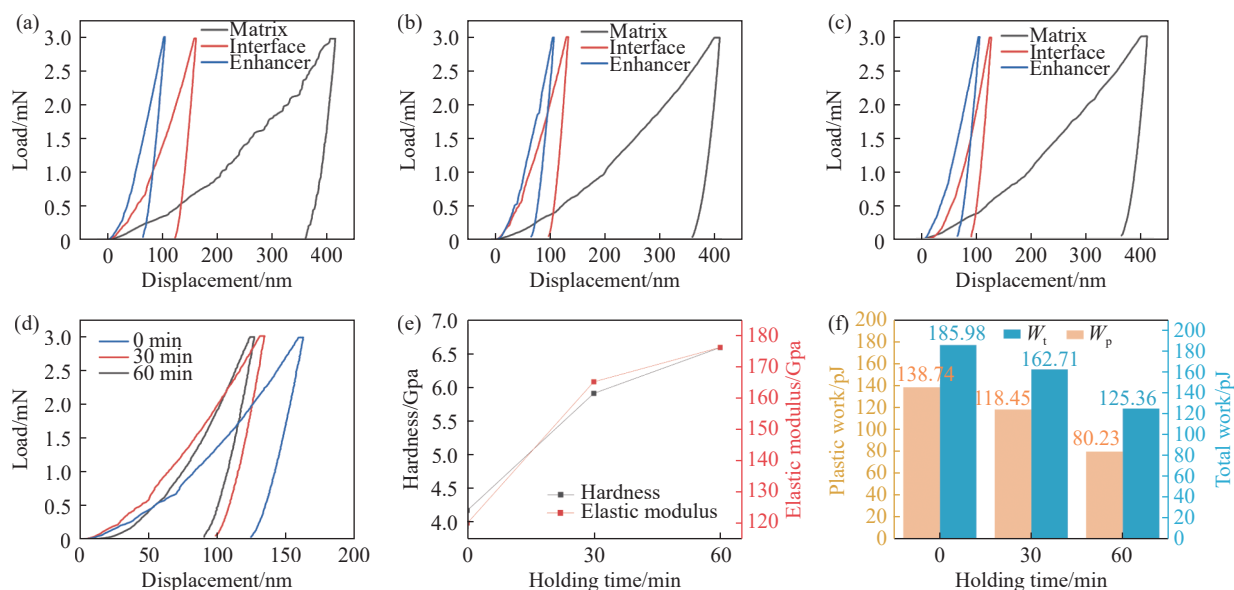


图 7 不同保温时间下复合材料拉伸应力-应变曲线
Fig. 7 Tensile stress-strain curves of composites under different curing times



载荷位移曲线: (a)不保温, (b)保温 30 min, (c)保温 60 min, (d)界面结合处; (e)硬度和弹性模量; (f)界面处塑性功和总功

图 8 不同保温时间下复合材料纳米压痕数据

Fig. 8 Nanoindentation data of composite materials under different insulation times

在纳米压痕测试中,总功(W_t)(见公式(1))和塑性功(W_p)(见公式(2))是判断材料塑性的重要指标。

$$W_t = \int_0^{h_{\max}} P dh \quad (1)$$

其中 P 为载荷, mN; h 为压入深度, nm; $h_{\max}$ 为最大压深, nm。

$$W_p = W_t - W_e \quad (2)$$

$$W_e = \int_{h_r}^{h_{\max}} P dh \quad (3)$$

其中, W_e 为弹性功, J; h_r 为完全卸载后的残余深度, nm。

由图 8(f)可知,随着保温时间延长,塑性功在总功中的占比持续下降,从 0 min 时的 74.6% 降至 60 min 时的 64.0%。此外,绝对塑性功值也从 1.387×10^{-10} J 显著降低至 8×10^{-11} J。材料发生不可恢复塑性流动的趋势增加,可恢复的弹性变形占比降低,表明材料脆性有所增加,这与表 2 中拉伸结果相符合。

综上所述,纳米压痕测试结果表明,延长保温时间能有效实现界面处强化,但是较长保温时间会促进 Al_2Y 的过多生成,导致复合材料的塑性降低,考虑到塑性和韧性的同步提升,故最佳保温时间为 30 min。

表 2 不同保温时间复合材料力学性能

Table 2 Stretching performance at different insulation times

Holding time/min	Yield strength/MPa	Ultimate tensile strength/MPa	Elongation after fracture/%	Hardness at the interface/GPa	Elastic modulus/GPa
0		369	1	4.17	120
30	417	438	6.6	5.9	165
60	446	473	5.5	6.58	176

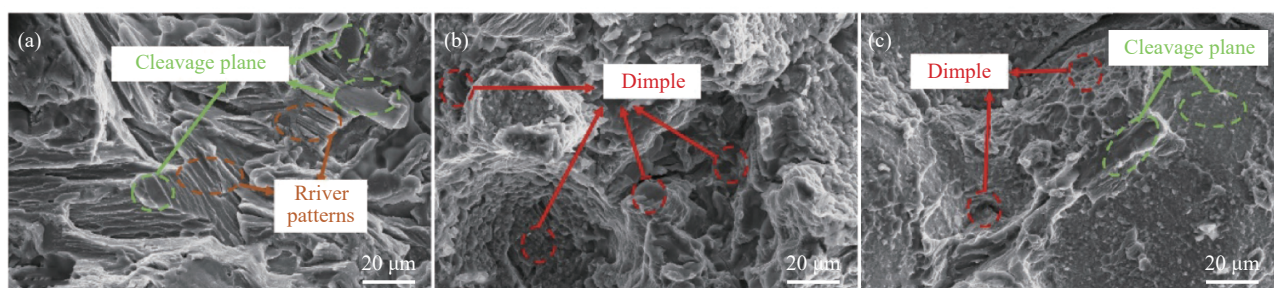
2.5 不同保温时间对断口形貌的影响

图 9 为不同保温时间下 TC11/WE43 复合材料的拉伸断口形貌图。图 9(a) 为未保温处理的试样断口形貌图,图中绿色和橙色区域分别为平坦光滑的解理面及河流花样,故未保温条件下的断裂为脆性断裂。图 9(b) 为保温 30 min 的断口形貌,其表面粗糙度显著升高,红色区域为细小而深的

韧窝与撕裂棱,故该断裂为韧性断裂特征。图 9(c) 为保温 60 min 的断口形貌,图中的韧窝、平坦解理面以及局部剥离区共存,故该断裂为混合断裂模式。TC11/WE43 复合材料未经保温处理时,毛细浸渗与界面润湿不充分,导致 TC11 框架与 WE43 基体之间未能形成有效结合。拉伸过程中载荷无法从高强度的 TC11 框架传递至 WE43 基

体,同时复合材料内部存在大量缺陷,致使裂纹在低应力下即沿脆性路径快速扩展。但保温时间 60 min 条件下制备的 TC11/WE43 复合材料界面处生成了大量界面产物 Al_2Y , 导致界面脆性增加,提前发生解理断裂,韧性变形区域相应减少。而在 30 min 的保温条件下, WE43 熔体充分渗入

TC11 骨架内部,形成均匀且优质良好的界面。在载荷过程中 TC11 骨架能够承担主要载荷,并且优异的界面结合能够积极承载和传导应力给 WE43, WE43 基体则通过大范围塑性变形吸收大量断裂能,从而使 TC11/WE43 复合材料表现出优异的韧性断裂行为。



(a)不保温; (b)保温 30 min; (c)保温 60 min

图9 不同保温时间下复合材料拉伸断口形貌

Fig. 9 Fracture morphology images of composite materials under different insulation times

3 结论

1) 采用粉末冶金结合无压浸渗技术,成功制备了三维连通结构 TC11/WE43 复合材料。TC11 合金框架连续均匀分布, WE43 基体充分填充 TC11 骨架孔隙,界面原位生成纳米级 Al_2Y 过渡层,实现 Ti-Mg 界面强结合。

2) 保温时间是调控 TC11/WE43 复合材料力学性能的重要工艺参数,其中 30 min 为最佳参数。当

保温时间为 30 min 时,复合材料屈服强度、抗拉强度和延伸率分别达到 417、438 MPa 和 6.6%,实现了高强度和良好韧性的同步提升,综合性能最佳。

3) 保温时间是影响界面结构的重要工艺参数,保温 30 min 下 TC11/WE43 复合材料界面处 Al、Y 元素互扩散形成 Al_2Y 界面层,提升了界面结合强度和载荷传递效率,过度保温使得 Al_2Y 过量生成,导致塑性下降。

参考文献

- [1] 吴远兵, 辜诚, 彭韦力, 等. 钛/镁双金属复合材料界面强化方法研究现状与展望[J]. 复合材料学报, 2023, 40(11): 5989-6009.
Wu Yuanbing, Gu Cheng, Peng Weili, et al. Research and prospect on interface strengthening methods for Ti/Mg bimetallic composites[J]. Acta Materialiae Compositae Sinica, 2023, 40(11): 5989-6009.
- [2] Yang Hong, Chen Xianhua, Huang Guangsheng, et al. Microstructures and mechanical properties of titanium-reinforced magnesium matrix composites: Review and perspective[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2022, 10(9): 2311-2333.
- [3] Weiler J P. A review of magnesium die-castings for closure applications[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2019, 7(2): 297-304.
- [4] Gengor G, Mohammed A S K, Sehitoglu H. $\{10\bar{1}2\}$ Twin interface structure and energetics in HCP materials[J]. Acta Materialia, 2021, 219: 117256.
- [5] Zhang Qinghui, Li Jianguo, Jiang Kun, et al. Gradient structure induced simultaneous enhancement of strength and ductility in AZ31 Mg alloy with twin-twin interactions[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2023, 11(8): 2872-2882.
- [6] Liu Jian, Chen Xiaogang, Wang Wuxiao, et al. Effect of TiB_2 nanoparticle content on the microstructure and mechanical properties of $\text{TiB}_2/\text{Mg-4Al-1.5Si}$ composites[J]. Materials, 2023, 16(7): 2852.
- [7] Chen Xudong, Xu Jun, Zheng Kaihong, et al. Effect of Ti particles on microstructure and mechanical properties of Mg-9Al-1Zn based composite sheets[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 27: 1242-1257.
- [8] Zhang Mingyang, Zhao Ning, Yu Qin, et al. On the damage tolerance of 3-D printed Mg-Ti interpenetrating-phase composites

- with bioinspired architectures[J]. Nature Communications, 2022, 13(1): 3247.
- [9] Liu Yanyan, Yu Qin, Tan Guoqi, et al. Bioinspired fish-scale-like magnesium composites strengthened by textures of continuous titanium fibers: Lessons from nature[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2023, 11(3): 869-881.
- [10] Zhou Yunxuan, Lu Hao, Chen Tao, et al. Probing the effect of alloying elements on the interfacial segregation behavior and electronic properties of Mg/Ti interface via first-principles calculations[J]. Molecules, 2024, 29(17): 4138.
- [11] Zhu Xiaodong, Cheng Kaiming, Wang Jin, et al. Effect of inherent Mg/Ti interface structure on element segregation and bonding behavior: An Ab initio study[J]. Materials, 2025, 18(2): 409.
- [12] 宋玉强, 李世春, 杜光辉, 等. Ti/Cu 固相相界面扩散溶解层形成机制的研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2026, 38(7): 1188-1192.
- Song Yuqiang, Li Shichun, Du Guanghui, et al. Forming rule of Ti/Cu interphase diffusion solution zone[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2009, 38(7): 1188-1192.
- [13] 杨晓敏, 侯华, 赵宇宏, 等. $Mg_{17}Al_{12}$ 、 Al_2Y 及 Al_2Ca 相稳定性与弹性性能第一原理研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2014, 43(4): 875-880.
- Yang Xiaomin, Hou Hua, Zhao Yuhong, et al. First-principles study of structural stabilities and elastic properties of $Mg_{17}Al_{12}$, Al_2Y and Al_2Ca phases[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(4): 875-880.
- [14] Peng Z, Shao X, Guo X W, et al. Atomic-scale insight into structure and interface of Al_2Y phase in an Mg-Al-Y alloy[J]. Advanced Engineering Materials, 2018, 20(4): 1701015.
- [15] 谢湘中, 蔡伟通, 高鹏飞, 等. 仿生骨结构 AZ91-Ti 交叉复合材料显微组织和力学性能研究[J]. 钢铁钒钛, 2025, 46(4): 43-51.
- Xie Xiangzhong, Cai Weitong, Gao Pengfei, et al. Study on microstructure and mechanical properties of bionic bone structure AZ91-Ti cross-composites[J]. Iron Steel Vanadium Titanium, 2025, 46(4): 43-51.

编辑 唐肖

(上接第 20 页)

- [62] Li Jintao, Wang Xiaopeng, Gong Minyu, et al. Microstructure evolution of extruded TiAl alloy during vacuum isothermal superplastic forging process[J]. Metals, 2025, 15(2): 123.
- [63] 刘江平, 苏彦庆, 郭景杰, 等. γ -TiAl 基合金薄板制备技术[J]. 特种铸造及有色合金, 2010, 30(2): 127-130.
- Liu Jiangping, Su Yanqing, Guo Jingjie, et al. Preparation technology of γ -TiAl-based alloy sheets[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2010, 30(2): 127-130.
- [64] 黄财林. TiAl 合金板材的制备与组织性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2014.
- Huang Cailin. Preparation, microstructure and properties of TiAl alloy sheets[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2014.
- [65] 罗媛媛, 杨帆, 赵彬, 等. 新型 γ -TiAl 合金板材显微组织与拉伸性能研究[J]. 稀有金属与硬质合金, 2018, 46(4): 64-68.
- Luo Yuanyuan, Yang Fan, Zhao Bin, et al. Microstructure and tensile properties of a novel γ -TiAl alloy sheet[J]. Rare Metals and Cemented Carbides, 2018, 46(4): 64-68.
- [66] Zhou Haitao, Kong Fantao, Wang Xiaopeng, et al. High strength in high Nb containing TiAl alloy sheet with fine duplex microstructure produced by hot pack rolling[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 695: 3495-3502.
- [67] Zhang Yu, Wang Xin, Kong Fantao, et al. A high-performance β -stabilized Ti-43Al-9V-0.2Y alloy sheet with a nano-scaled antiphase domain[J]. Materials Letters, 2018, 214: 182-185.
- [68] 陈林. 含 β 稳定元素 TiAl 合金的组织优化及蠕变性能研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2021.
- Chen Lin. Microstructure optimization and creep properties of TiAl alloy containing β -stabilizing elements[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2021.
- [69] Li Tianrui, Liu Guohui, Xu Ming, et al. High temperature deformation and control of homogeneous microstructure during hot pack rolling of Ti-44Al-5Nb-(Mo, V, B) alloys: The impact on mechanical properties[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 751: 1.

编辑 徐飞翔