

纳米 SiC 对 AZ91D 镁合金组织和性能的影响

刘洪旭¹, 李彩霞¹, 张 洋¹, 闫志峰²

(1. 哈尔滨理工大学 材料科学与工程学院, 哈尔滨 150080;

2. 哈尔滨市固态电子有限公司, 哈尔滨 150060)

摘 要: 为了研究不同 SiC_p 含量对 AZ91D 镁合金的强化机理, 采用扫描电子显微镜测定了各相的微观结构组织形貌和分布特征。同时, 结合 X 射线衍射分析结果, 探究其强化机制。结果表明, 纳米 SiC_p 加入使基体组织变为柱状晶和树枝晶。纳米 SiC_p 的加入可以显著改善基体结构。在本次实验中, 纳米 SiC_p 的含量与晶粒尺寸成反比。当纳米 SiC_p 质量分数为 0.5% 时, AZ91D 镁合金的晶粒细化效果特别显著, 此时晶粒尺寸达到 103.05 μm。适量的纳米 SiC_p 可以改善 AZ91D 镁合金的力学性能, 但抗拉强度随着增强体含量先增加后减少。当增强体含量为 0.5% 时, 拉伸强度达到最大值。

关键词: 纳米 SiC_p; AZ91D 镁合金; 微观组织; 力学性能

DOI: 10.15938/j.jhust.2021.03.018

中图分类号: TG146.2⁺2; TB333 **文献标志码:** A **文章编号:** 1007-2683(2021)03-0121-06

Effect of Nano SiC on Microstructure and Properties of AZ91D Magnesium Alloy

LIU Hong-xu¹, LI Cai-xia¹, ZHANG Yang¹, YANG Zhi-feng²

(1. School of Material Science and Engineering, Harbin University of Science and Technology, Harbin 150040, China;

2. Harbin Solid State Electronics Co., Ltd., Harbin 150040, China)

Abstract: In order to study the effect of different SiC_p content on the microstructure and properties of AZ91D alloy, the effects of SiC_p on the as-cast microstructure and mechanical properties of AZ91D magnesium alloy were investigated by means of metallographic microscope, scanning electron microscopy and X-ray diffraction analysis. The average grain size and area of the composites were determined. The results show that, in this experiment, the higher the content of SiC_p, the smaller the size of the crystal grains. Adding proper amount of SiC_p can improve the microstructure of AZ91D magnesium alloy and improve its mechanical properties. In this experiment, when the SiC_p content is 0.5%, the grain refining effect of the AZ91D magnesium alloy is most obvious, and the grain size is 103.05 μm. The addition of SiC_p can also improve the tensile strength, elongation and hardness of AZ91D magnesium alloy. The tensile strength, elongation and hardness of the alloy are 218.34 MPa, 6.17% and 78.42 HV.

Keywords: SiC nanoparticles; AZ91D magnesium alloy; microstructure; mechanical properties

收稿日期: 2019-09-18

基金项目: 黑龙江省大学生创新创业训练计划项目(201910214132); 黑龙江省普通本科高等学校青年创新人才培养计划(UNPYSCT-2016035)。

作者简介: 刘洪旭(1997—), 男, 本科生;

张 洋(1986—), 男, 硕士研究生。

通信作者: 李彩霞(1981—), 女, 副教授, 硕士研究生导师, E-mail: 13633610519@163.com。

0 引言

作为最轻的高性能结构材料之一,具有高的比强度和比刚度的镁合金广泛应用于汽车、电子电器、国防军工和航空航天等领域,被誉为 21 世纪的绿色结构材料^[1-3]。然而,镁是一种紧密堆垛的六方晶体结构,其滑移系相对较少,这会影响镁合金的塑性变形能力、常温力学性能、高温强度和蠕变性能^[4]。晶粒细化是提高镁合金塑性变形能力的一种手段,有助于提高镁合金性能^[4-6]。纳米 SiC_p 作为镁基复合材料的主要增强相,具有良好的耐磨性、抗冲击性、抗氧化性能^[7]。 SiC_p 能够提升镁合金的机械性能^[8-12]。在镁合金中加入 1.5 % 的纳米 SiC_p , 复合材料的屈服强度、伸长率和硬度分别由 85 MPa、4.1% 和 73.6 HV 提高到 124 MPa、6.7% 和 91.5 HV^[13]。在 AZ91D 镁合金中加入 0.2% 的纳米 SiC_p , AZ91D 合金的平均晶粒尺寸从铸态 480 μm 降到 124 μm ^[13]。在镁合金中添加 1% 的纳米 SiC_p , 复合材料的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别由 123、65 MPa 和 2.2% 提高到 170、80 MPa 和 6.5%^[14]。添加石墨烯纳米片的镁合金,其抗拉强度、伸长率和硬度等性能都有所提高^[15]。

根据上述分析,选用应用广泛的 AZ91D 铸造镁合金,通过加入不同含量的纳米 SiC_p , 研究 AZ91D 合金显微组织和力学性能。

1 试验材料与方法

选择的基体为 AZ91D 镁合金,增强体颗粒为 50 nm 的纳米 SiC_p , 同时使用 RJ-2 号覆盖剂,防止基体镁合金过度燃烧。将该合金在 720℃ 下保温 30 min, 然后倒入预热至 200℃ 的金属模具中,并在室温下冷却。腐蚀剂选用 4% 硝酸酒精,腐蚀时间为 5 s。镁合金铸锭加工成 1 平方厘米的小正方形块,然后用不同型号的砂纸打磨完后,用 1.5 μm 的 Al_2O_3 悬浊液作为抛光剂,尼绒布作为抛光布,进行抛光,经腐蚀液腐蚀完成后,FEI-SIRION 扫描电镜 (SEM) 用于观察显微组织,通过 JEM-2100 型透射电子显微镜进行组织结构分析,采用 Gatan-600 型离子束双喷减薄仪对试样进行减薄。在 CSS-44300 万能试验机上测试力学性能,应变速率为 0.028 s^{-1} 。拉伸试样尺寸如图 1 所示。

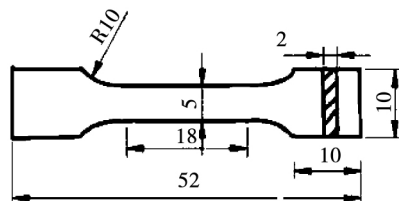


图 1 拉伸试样示意图

Fig. 1 Schematic diagram of tensile specimen

2 试验结果及分析

2.1 显微组织分析

铸态显微组织 SEM 图如图 2 所示。纳米 SiC_p 的加入改变了合金组织的微观结构,白色第二相 $\beta - \text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 均在晶界处析出。在不含纳米 SiC_p 的 AZ91D 镁合金中,显微组织由粗大的 $\alpha - \text{Mg}$ 和不连续网状分布的 $\beta - \text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 组成,当加入质量分数为 0.25% 的纳米 SiC_p 时,合金的晶粒尺寸明显变小,主要以长条的柱状晶为主,且在晶界处析出较多的白色颗粒状第二相(图 2(b))。当纳米 SiC_p 的质量分数增长为 0.5% 时,合金晶粒尺寸继续变小,以长条状分布的 $\alpha - \text{Mg}$ 相转变为树枝状。沿晶界分布的 $\beta - \text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相颗粒显著增加,如图 2(c) 所示。随着纳米 SiC_p 的含量继续增加,合金组织的晶粒尺寸继续减小,但变化速度明显降低,如图 2(d), 2(e) 所示。合金组织晶粒尺寸减小的原因可能是纳米 SiC_p 可以作为异质形核核心,因为 $\alpha - \text{Mg}$ 和纳米 SiC_p 之间的错配度很小(约为 4%)^[16-18], 初生的 $\alpha - \text{Mg}$ 相可以在纳米 SiC_p 上形核,并且纳米 SiC_p 的存在抑制了晶粒生长,使得复合材料的晶粒显著细化,起到细晶强化的效果。图 2(d), 2(e) 中晶粒尺寸减小速度下降的原因可能是纳米 SiC_p 具有较高的比表面能,由于加入量过大且搅拌不均匀从而发生团聚现象,影响晶粒的细化效果。因此,添加适量的纳米 SiC_p 可以细化晶粒,并增加组织均匀性、改善合金性能。

图 3 为 AZ91D-质量分数 0.5% SiC_p 中元素的面分布,质量分数为 0.5% $\text{SiC}/\text{AZ91D}$ 合金中, $\alpha - \text{Mg}$ 基体中 Al 元素主要集中在晶界,呈半连续分布, Si 均匀分布于基体中,并且仅发生少量聚集现象。Al 主要分布在晶界处,因为第二相粒子 $\beta - \text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 在晶界处析出。少量的 Al 分布于晶界的边缘,同时 Al 的含量从晶粒内部到晶界处呈递增趋势。根据 Al 元素分布的变化特征, $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 由晶粒内向晶粒

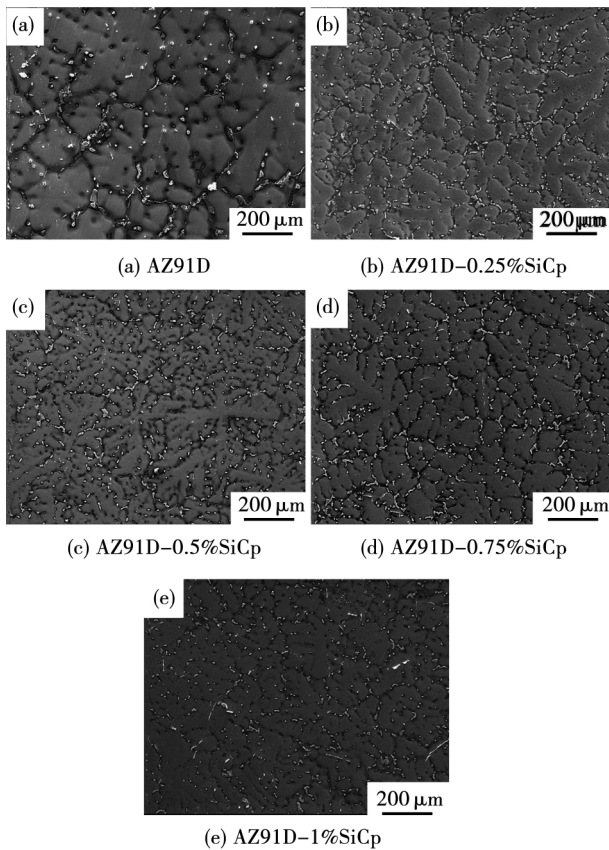
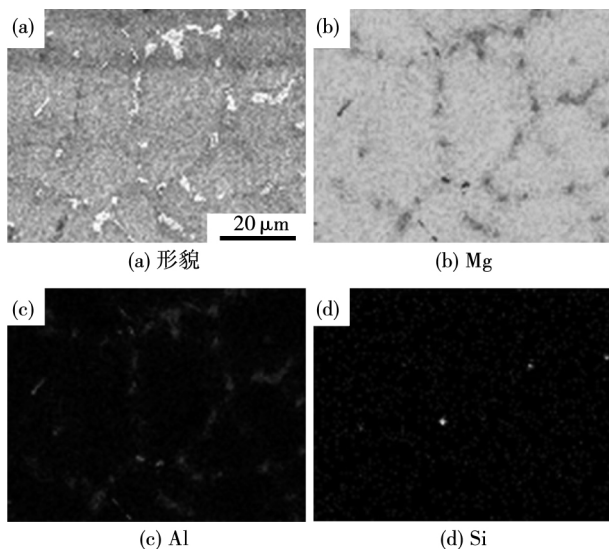


图 2 铸态显微组织 SEM 图像

Fig. 2 SEM image of as-cast microstructure

图 3 AZ91D-0.5%SiC_p 中元素的面分布Fig. 3 Surface distribution of elements in AZ91D-0.5% SiC_p

外析出。由于降温工艺的选择,最终导致第二相无法全部析出。如图 3(d) 所示,纳米 SiC_p 开始出现团聚现象,根据图 2 的分析,纳米 SiC_p 含量的增加,

影响组织的晶粒的细化程度,最终导致长条的柱状晶和扇状的树枝晶减小,并且从侧面论证了上文中所述的图 2(d), 2(e) 中晶粒尺寸减小速度下降的原因。

添加不同含量的纳米 SiC_p 试样的 XRD 分析结果如图 4 所示。图中可以看到合金组织由 α -Mg、Mg₁₇Al₁₂ 和 Mg₂Si 相组成,结合 LAN 等^[9] 的研究, Mg₂Si 相的形成原因可能是纳米 SiC_p 表面包裹着一层 SiO₂,在高温制备复合材料期间,发生以下反应:



Mg₂Si 是高硬度结构材料,表明轻微的界面反应可以改善复合材料的力学性能,并提高纳米 SiC_p 与 Mg-Al 合金之间的界面结合力。

而 XRD 图谱中未能检测到纳米 SiC_p 原因可能是加入的纳米 SiC_p 尺寸太小,加入的数量过少,并且由于发生上述反应形成 Mg₂Si 相而对 SiC_p 的数量进行了一定程度的消耗,从而导致 X 射线无法精确定位。

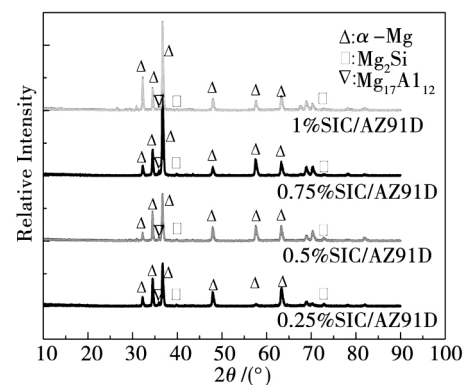


图 4 AZ91D-x%SiC 复合材料 X 射线衍射谱

Fig. 4 AZ91D-x% SiC composite X-ray diffraction

由复合材料的 TEM 形貌(图 5(a)) 表明镁合金基体中形成高密度位错,形成的原因:由于基体相与增强体相之间膨胀系数差引起应力梯度,从而导致位错缠结形成高密度位错。图 5(b) 显示了 Mg₂Si 与基体之间界面,接触面较为平坦,再次证明了上述反应的发生与 Mg₂Si 相的生成。图 5(c) 表示孪晶组织在高密度位错区域形成。由于高密度位错的形成,促进了孪晶的形成。高密度位错的形成阻止了晶面的滑移,提高材料的力学性能。

图 6 为 AZ91D 合金平均晶粒尺寸和面积。通过 Nano Measure 软件测定纳米 SiC_p 对 AZ91D 合金的平均晶粒尺寸和面积的影响,在不加入纳米 SiC_p 时,合金的平均晶粒尺寸和面积分别为 148.40 μm

和 $17\,793.65\ \mu\text{m}^2$;随着熔体中纳米 SiC_p 含量的增加,合金的晶粒尺寸和面积显著减小。加入 0.25% 纳米 SiC_p 后,晶粒尺寸和面积明显变小,分别为 $112.29\ \mu\text{m}$ 和 $10\,676.19\ \mu\text{m}^2$,纳米 SiC_p 含量的增加且均匀分布,阻碍了 $\alpha\text{-Mg}$ 基体晶粒长大,导致平均晶粒尺寸和面积显著减小。当纳米 SiC_p 添加量为 1% 时,达到最小,分别为 $89.25\ \mu\text{m}$ 和 $7\,375\ \mu\text{m}^2$ 。

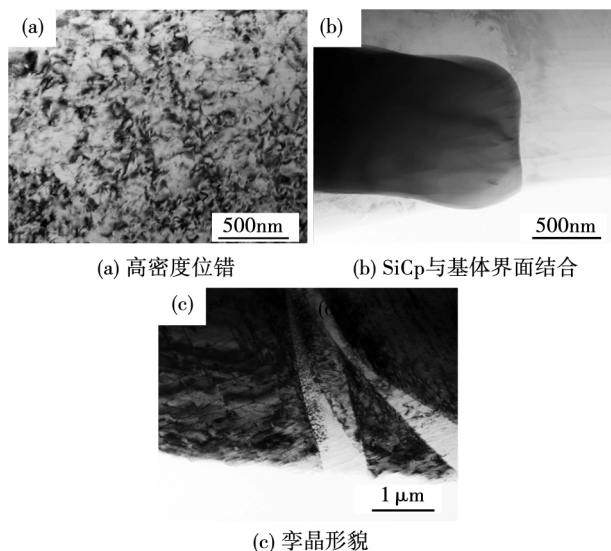


图5 AZ91D合金复合材料的TEM形貌

Fig. 5 TEM morphology of AZ91D alloy composite

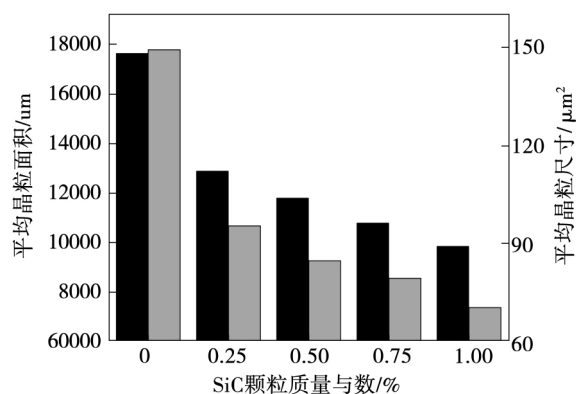


图6 AZ91D合金平均晶粒尺寸和面积

Fig. 6 Average grain size and area of AZ91D alloy

2.2 力学性能和断口分析

图7和图8表示不同含量的纳米 SiC_p 对复合镁合金力学性能的影响,包括抗拉强度、屈服强度和断后伸长率。随着纳米 SiC_p 含量增加,可以明显的观察到以上所述的力学性能均呈现先上升后下降的趋势。其中质量分数 0.5% SiC_p 增强体对AZ91D合金的力学性能改善最大,延伸率增加了 54.25% ,抗拉强度提升为 $218.34\ \text{MPa}$ 。

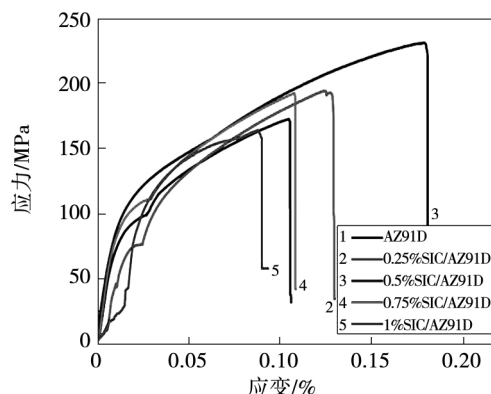


图7 铸态 $x\%\text{SiC}_p/\text{AZ91D}$ 拉伸真应力-应变曲线

Fig. 7 As-cast $x\%\text{SiC}_p/\text{AZ91D}$ tensile true stress-strain curve

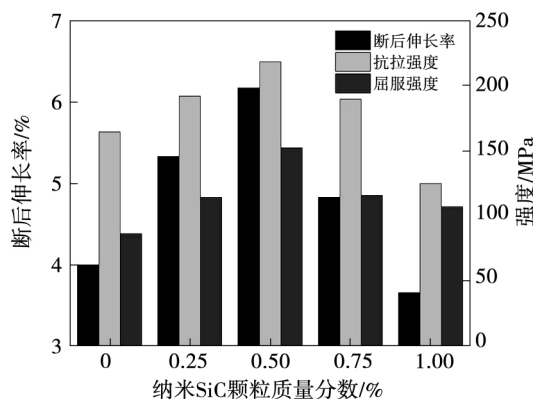


图8 铸态 $x\%\text{SiC}_p/\text{AZ91D}$ 力学性能

Fig. 8 As-cast $x\%\text{SiC}_p/\text{AZ91D}$ mechanical properties

结合上文所述,在纳米 SiC_p 质量分数低于 0.5% 时,复合材料断后伸长率的增加与晶粒细化程度有关,纳米 SiC_p 含量越高,晶粒尺寸越小,材料断后伸长率越高。抗拉强度与屈服强度的升高可能是由于以下原因:在添加纳米 SiC_p 之后, $\alpha\text{-Mg}$ 基体与纳米 SiC_p 的界面不一致是由于 $\alpha\text{-Mg}$ 基体和纳米 SiC_p 点阵常数、晶体结构的不同所致。因此,提高复合材料强度可从4个方面解释:①位错增加。在镁合金铸锭的冷却过程中,由于纳米 SiC_p 与 $\alpha\text{-Mg}$ 基体之间的热膨胀系数不同,在纳米 SiC_p 与 $\alpha\text{-Mg}$ 的之间的界面处发生应变错配,纳米 SiC_p 与 $\alpha\text{-Mg}$ 基体界面上产生新的位错是由于纳米 SiC_p 对 $\alpha\text{-Mg}$ 镁基体的热应力提高所导致。引起位错密度增加,使纳米 SiC_p 对AZ91D合金强度提高;②弥散强化。在复合材料中纳米 SiC_p 可以明显阻碍位错运动,纳米 SiC_p 的钉扎作用可以显著提高合金的强度;③载荷传递。由于纳米 SiC_p 与 $\alpha\text{-Mg}$ 界面结合良好,因此在拉伸过程中应力将从较软

α -Mg 转移到较硬的纳米 SiC_p 。由于纳米 SiC_p 的强度远高于 α -Mg 强度, 因此较软 α -Mg 得到保护, 从而提高了强度; ④ 细晶强化。从图 2 中可以看出, 纳米 SiC_p 的加入明显细化了晶粒。

在纳米 SiC_p 质量分数高于 5% 后, 材料的力学性能开始下降, 结合上文所述, 力学性能下降的原因可能是随着材料中的纳米 SiC_p 的含量逐渐增加, 加入的纳米 SiC_p 开始发生团聚现象并且逐渐严重。

为了进一步表明纳米 SiC_p 含量对 AZ91D 合金的力学性能, 图 9 为复合材料显微硬度。随着纳米 SiC_p 含量的增加, 纳米 SiC_p 对 AZ91D 合金的硬度增加。AZ91D 合金的显微硬度为 64.82 HV, 纳米 SiC_p 的加入量为质量分数 0.25% 时, 该合金的显微硬度为 73.4 HV, 提升了 13.24%; 纳米 SiC_p 加入质量分数为 0.5% 时, 其显微硬度为 78.42 HV, 提升了 20.98%; 添加质量分数 0.75% 时, 其显微硬度为 82.24 HV, 提升了 26.87%; 加入质量分数 1% 纳米 SiC_p , 其显微硬度为 85.58 HV, 达到了最大, 提升了 32.03%。这可能是因为随着 SiC_p 含量的增加, 一方面生成了硬脆相 Mg_2Si , 另一方面纳米 SiC_p 阻碍了合金原子的运动, 硬度提升为其宏观表现之一。

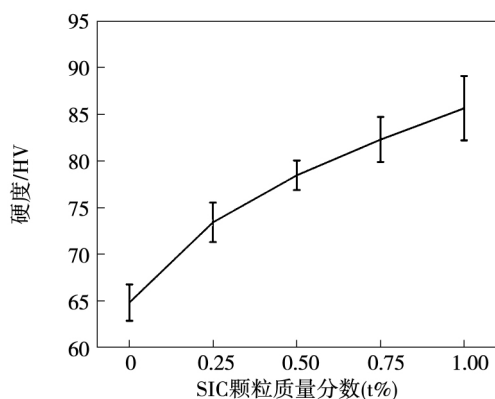


图9 复合材料的显微硬度

Fig. 9 Microhardness of composite

图10为不同纳米 SiC_p 含量对 AZ91D 合金的断口形貌。如图所示, AZ91D 合金的断裂形式为脆性断裂, 解理台阶在图 a 中清晰可见, 显示出明显的脆性断裂特征。网状的 β - $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相在 AZ91D 合金中分布, β - $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 割裂了 α -Mg 基体, 主要表现为解理断裂形式, 属于脆性断裂。镁合金原样的断口中存在着明显的由解理台阶和晶粒断裂而形成的河流花样和撕裂棱, 断口整体形貌不够平整。这是由于铸态试样中存在大量的枝状和网状的第二相, 造成一定的应力集中, 在外力作用下裂纹容易萌生

并在此处扩展, 呈现出明显的解理脆性断裂特征。

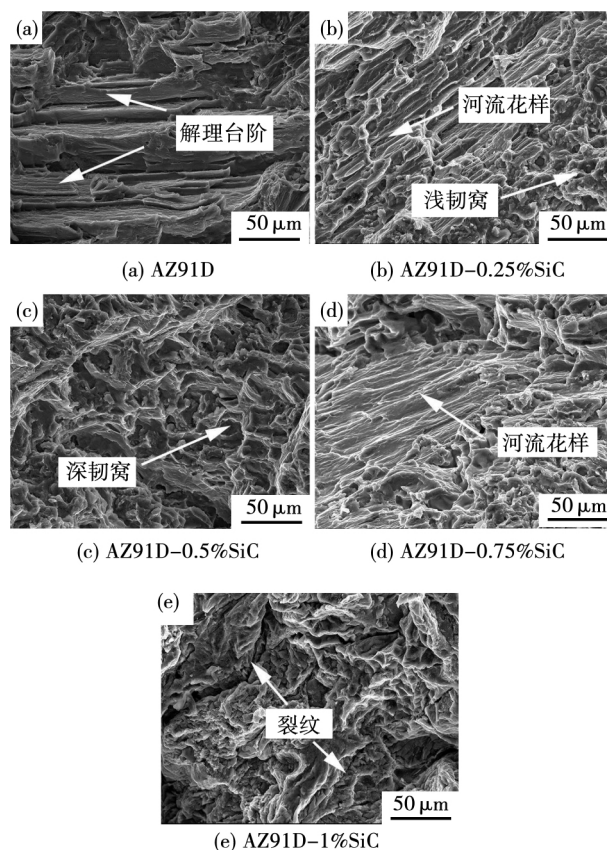


图10 不同 SiC_p 含量的 AZ91 铸态断口形貌

Fig. 10 AZ91 as-cast fracture morphology with different SiC_p content

如图10(b) 主要以韧性断裂的特征为主。随着纳米 SiC_p 含量增加, 断裂形式发生变化, 从脆性断裂转变为韧性断裂。

图10(c) 中出现了许多深韧窝。镁合金是紧密堆垛的六方形结构, 滑移系很少, 并且在拉伸过程中开始沿着晶面破裂, 由于一处的断裂会带动周围晶粒的断裂, 因此图中断裂韧窝较深。

复合材料断裂方式的转变是由于颗粒的强化作用。纳米 SiC_p 可以增加晶界对位错运动的阻碍作用; 分布在 β - $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 周围的纳米 SiC_p 起到一定的强化作用, 使得脆性断裂减少。

3 结 论

1) 纳米 SiC_p 的加入可以有效的起到对 AZ91D 镁合金细化晶粒的作用, 并且会改变其晶粒组织结构。

2) 随着纳米 SiC_p 的增加, AZ91D 镁合金的屈服

强度、抗拉强度和延伸率都呈现出先升高后降低的趋势。合金的硬度随着含量纳米 SiC_p 的增加而增大。

参考文献:

- [1] DENG K K, LI J C. Interfacial Characteristic of As-deformed SiC_p -reinforced Magnesium Matrix Composite [J]. Acta Metall. Sin, 2014, 27(5): 885.
- [2] CHEN L, YAO Y. Processing, Microstructures, and Mechanical Properties of Magnesium Matrix Composites: A Review [J]. Acta Metall. Sin, 2014, 27(5): 762.
- [3] 赵恽, 董刚, 赵博. 镁合金在航空领域的研究进展 [J]. 有色金属工程, 2015, 5(2): 24.
ZHAO Yi, DONG Gang, ZHAO Bo. Research Progress of Magnesium Alloy in Aviation Field [J]. Nonferrous Metal Engineering, 2015, 5(2): 24.
- [4] 王渠东, 丁文江. 镁合金及其成形技术的国内外动态与发展 [J]. 世界科技研究与发展, 2004, 26(3): 39.
WANG Qudong, DING Wenjiang. Trends and Development of Magnesium Alloys and Their Forming Technology [J]. World Science and Technology Research and Development, 2004, 26(3): 39.
- [5] 李萍, 王莹. Y 对镁合金 AZ81 的细晶强化作用 [J]. 稀土, 2015, 36(1): 85.
LI Ping, WANG Ying. Fine Grain Strengthening Effect of Y on AZ81 Magnesium Alloy [J]. Rare Earth, 2015, 36(1): 85.
- [6] 闫富强, 王辉, 等. 镁合金强化及成型的研究进展 [J]. 热加工工艺, 2013, 42(2): 43.
YAN Fuqiang, WANG Hui, et al. Research Progress on Strengthening and Forming of Magnesium Alloys [J]. Hot working Process, 2013, 42(2): 43.
- [7] 田园, 靳玉春, 赵宇宏, 等. SiC_p 增强镁基复合材料的研究与应用 [J]. 热加工工艺, 2014(22): 22.
TIAN Yuan, JIN Yuchun, ZHAO Yuhong, et al. Research and Application of SiC_p Particle Reinforced Magnesium Matrix Composite [J]. Hot Working Technology, 2014(22): 22.
- [8] 刘丽娜, 田晓光, 申勤兵. 碳化硅颗粒增强镁铝基复合材料的组织和性能研究 [J]. 热加工工艺, 2018(14): 104.
LIU Lina, TIAN Xiaoguang, SHEN Qinbing. Research on Microstructure and Performance of SiC Particle Reinforced Mg-Al Matrix Composites [J]. Hot Working Technology, 2018(14): 104.
- [9] 熊新红, 费凡, 蔡建康, 等. 时效处理和添加 SiC 对镁合金组织及性能影响 [J]. 南昌工程学院学报, 2016, 35(4): 54.
XIONG Xinhong, FEI Fan, CAI Jiankang, et al. Effect of Aging Treatment and SiC Addition on Microstructure and Properties of Magnesium Alloy [J]. Journal of Nanchang Institute of Engineering, 2016, 35(4): 54.
- [10] 杨伟, 殷海咪, 商景利, 等. SiC 颗粒参与下快冷镁合金异质形核与高温晶粒长大 [J]. 中国有色金属学报, 2017(2): 243.
YANG Wei, YIN Haimi, SHANG Jingli, et al. Heterogeneous Nucleation and Grain Growth at High Temperature for Quenched Magnesium Alloy Containing SiC Particle [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2017(2): 243.
- [11] CHANG Hai, WANG Cuiju, DENG Kunkun, et al. Effect of SiC_p Content on the Microstructure and Mechanical Properties of $\text{SiC}_p/\text{Mg-5Al-2Ca}$ Composites [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2018, 382(5): 57.
- [12] 李亚娟, 贾鹏, 董允, 等. 纳米 SiC 微粒作为润滑油添加剂对钢/钢摩擦副磨损机制转变影响的研究 [J]. 金刚石与磨料磨具工程, 2011, 31(2): 79.
LI Yajuan, JIA Peng, DONG Yun, et al. Effects of SiC Nanoparticles as Additive in Lubricating Oil on Wear Mechanisms Transition of Steel/steel Coupling [J]. Diamond & Abrasives Engineering, 2011, 31(2): 79.
- [13] 胡勇, 倪旭武, 赵龙志. 纳米 SiC 颗粒对 AZ91D 镁合金组织性能的影响 [J]. 特种铸造及有色合金, 2016, 36(5): 459.
HU Yong, NI Xuwu, ZHAO Longzhi. Effect of SiC Nano Particles and Mechanical Properties of AZ91D Magnesium [J]. Special Casting and Non-ferrous Metals, 2016, 36(5): 459.
- [14] 陈胜娜, 蔡长春, 余欢, 等. SiC 含量对 AZ91D 镁合金细化效果及组织形貌的影响 [J]. 特种铸造及有色合金, 2013(10).
CHEN Shengna, CAI Changchun, YU Huan, et al. Effect of SiC Content on Refinement Effect and Microstructure of AZ91D Magnesium Alloy [J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2013(10).
- [15] 周丽丹, 李军舰, 王红霞. n- SiC_p 含量对铸态 Mg-9Al-1Si 镁合金组织和性能的影响 [J]. 铸造技术, 2019, 40(1): 20.
ZHOU Lidan, LI Junjian, WANG Hongxia. Effect of n- SiC_p Content on Microstructure and Properties of Ss-cast Mg-9Al-1Si Alloy [J]. Foundry Technology, 2019, 40(1): 20.
- [16] 袁秋红, 周国华, 廖琳. 石墨烯纳米片/AZ91 镁基复合材料的显微组织与力学性能 [J]. 材料导报, 2018, 32(10): 90.
YUAN Qiuhong, ZHOU Guohua, LIAO Lin. Microstructure and Mechanical Properties of Graphene Nanosheets Reinforce AZ91 Alloy Matrix Composite [J]. Material Guide, 2018, 32(10): 90.
- [17] CHEN T J, MA Y, LV W B, et al. Grain Refinement of AM60B Magnesium Alloy by SiC Particles [J]. Journal of Materials Science, 2010, 45: 6 732.
- [18] CHEN T J, JIANG X D, MA Y, et al. Grain Refinement of AZ91D Magnesium Alloy by SiC [J]. Journal of Alloys and Compound, 2010, 496: 218.
- [19] 吕伟宾, 陈体军, 马颖, 等. SiC 对 AM60B 合金的晶粒细化效果与机理分析 [J]. 中国铸造装备与技术, 2009(5): 17.
LV Weibin, CHEN Xiujun, MA Ying, et al. Grain Refinement Effect and Mechanism of SiC on AM60B Alloy [J]. China Foundry Equipment and Technology, 2009(5): 17.
- [20] LAN J, YANG Y, LI X C. Microstructure and Microhardness of SiC Nanoparticles Reinforced Magnesium Composites Fabricated by Ultrasonic Method [J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 386: 284.

(编辑: 王 萍)