

Ca 和 Sn 对 Mg-4Zn 合金组织和力学性能的影响

李国佳 王 冲 郭恩宇 康慧君 陈宗宁 王同敏
(大连理工大学材料科学与工程学院, 辽宁省凝固控制与数字化制备技术重点实验室)

摘 要 系统研究了 Ca 和 Sn 的添加对 Mg-4Zn 合金织构及力学性能的影响。结果表明,Ca 显著细化合金组织并弱化织构。添加 Sn 导致 MgSnCa 相的生成,削弱了 Ca 的织构弱化效果。轧制态 Mg-4Zn-0.2Ca 合金具有最高的伸长率,达 14.4%。同时加入 Ca 和 Sn,显著提高了合金的强度,其中轧制态 Mg-4Zn-0.2Ca-2Sn 合金的强度最高,屈服强度和抗拉强度分别为 255.4 MPa 和 295.3 MPa,但由于基面织构强度增加,伸长率明显降低。退火后,合金的强度下降,伸长率提高,这与合金中位错密度下降以及晶粒尺寸增大有关。

关键词 Mg-4Zn 合金;轧制;退火;力学性能

中图分类号 TG146.22;TG115 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2022.10.013

开放科学(资源服务)标识码(OSID): 

Effects of Ca and Sn on Microstructure and Mechanical Properties of Mg-4Zn Alloy
Li Guojia, Wang Chong, Guo Enyu, Kang Huijun, Chen Zongning, Wang Tongmin
[Key Laboratory of Solidification Control and Digital Preparation Technology(Liaoning Province),
School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology]

Abstract: The effects of the addition of Ca and Sn on the texture and mechanical properties of Mg-4Zn alloy were investigated. The results reveal that Ca can significantly refine grains and weaken the texture of alloy. MgSnCa phase is synthesized with the addition of Sn, which weakens the texture weakening effect of Ca. The rolled Mg-4Zn-0.2Ca alloy possesses the highest ductility of about 14.4%. The co-addition of Ca and Sn greatly improves the strength of the alloy. The rolled Mg-4Zn-0.2Ca-2Sn alloy exhibits the highest strength, where yield strength and tensile strength reach up to 255.4 MPa and 295.3 MPa, receptively. However, the elongation is decreased obviously due to the increase of base texture intensity. After annealing treatment, the strength of the alloy is decreased with the increases of elongation, which is related to the decrease of dislocation density and the increase of grain size in the alloy.

Key Words: Mg-4Zn Alloy, Rolled, Annealing, Mechanical Properties

镁合金具有密度小、比强度和比刚度高以及优异的电屏蔽性能等特点,得到广泛的重视^[1, 2]。随着汽车工业、轨道交通和航空航天等领域的不断发展,镁合金的应用也更加广泛。由于镁合金是密排六方结构,塑性变形能力差,且强度和耐磨性较低,因此镁合金的大规模应用受到一定限制^[3]。目前,常见的镁合金系有 Mg-Zn 系、Mg-Al 系和 Mg-RE 系^[4]。Mg-Zn 系镁合金由于具有较高的强度、良好的塑性,是目前研究的热点之一^[5~7]。Zn 在 Mg 中有较高的固溶度^[8],随着温度降低其溶解度显著降低,并易与其他元素形成析出相,故 Mg-Zn 系合金具有良好的时效强化效果,这也为以 Mg-Zn 系合金为基体开发低成本镁合金提供了新的思

路^[9]。ZHANG D 等^[10]研究发现,改变 Zn 含量并配以适当的热处理工艺可显著提高合金的力学性能,在 T4+双重时效处理后 Mg-8Zn-1Mn 合金的强度最高,抗拉强度达到 382 MPa,但铸态 Mg-Zn 合金晶粒粗大,且合金热裂敏感性较大,不利于商业应用^[11]。合金化是调整合金组织、提高合金性能的重要方法之一,以 Mg-Zn 系合金为基体,配以适当的合金元素(如 Ca、Sn 和 RE 元素),不仅可以细化合金组织,而且可以显著增强合金的时效强化效应,从而明显改善合金的综合力学性能。相比于价格昂贵的 RE 元素,Ca 由于其良好的细化晶粒作用及显著弱化织构的效果而被研究者广泛关注^[12, 13]。ZAREIAN Z 等^[1]将微量的 Ca 添加至

收稿日期:2022-02-19;修改稿收到日期:2022-03-18
基金项目:国家重点研发计划资助项目(2017YFA0403803);国家自然科学基金资助项目(52022017,51974058)
第一作者简介:李国佳,男,1997 年出生,硕士研究生,辽宁大连(116024),E-mail: 2684059258@qq.com
通信作者:郭恩宇,男,1985 年出生,教授,辽宁大连(116024),E-mail: eyguo@dlut.edu.cn
引用格式:李国佳,王冲,郭恩宇,等. Ca 和 Sn 对 Mg-4Zn 合金组织和力学性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金,2022,42(10):1 263-1 270.
LI G J, WANG C, GUO E Y, et al. Effects of Ca and Sn on microstructure and mechanical properties of Mg-4Zn alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2022, 42(10):1 263-1 270.

Mg-2Zn 合金中,发现合金的晶粒显著细化,挤压态 Mg-2Zn-1Ca 合金具有最高的抗拉强度(283 MPa)。DING H 等^[13]研究了挤压态 Mg-2Zn-0.5Ca 合金的组织演变,发现挤压态 Mg-2Zn-0.5Ca 合金的塑性达到 34.3%,这得益于加入 Ca 后引起的织构弱化。Sn 是一种具有沉淀强化效果的典型合金元素,并且可以生成高熔点的 Mg₂Sn 相,该相弥散分布在晶界上,可有效地阻碍位错滑移和钉扎晶界^[14]。因此,Sn 在镁合金中的作用备受研究者的关注。现有研究表明,Sn 可以显著细化镁合金的晶粒尺寸,LIU H 等^[15]研究了铸态 Mg-Sn 合金的组织与力学性能。发现当 Sn 加入量低于 5% 时,由于 Sn 的细晶强化作用,合金抗拉强度和伸长率随 Sn 含量的增加而增加。此外,在 Mg-Zn-Ca 合金中加入 Sn 后会生成高熔点的 MgSnCa 相,可以显著提升镁合金的力学性能^[3]。PAN H 等^[16]在 260 ℃ 成功挤压出 Mg-2Sn-2Zn-1Ca 合金,屈服强度达到 218 MPa,抗拉强度为 285 MPa,伸长率达到 23%。这得益于大量纳米级 MgSnCa、MgZnCa 和 MgZn₂ 相的析出和较弱的基面织构。

但是目前关于 Ca 和 Sn 对 Mg-Zn 合金的组织及力学性能的研究报道较少。WEI J 等^[17]在研究中发现,Ca 可以显著细化 Mg-4.5Zn-4.5Sn-2Al 合金的晶粒并提高孪晶密度,有利于合金强度的提高。YANG M 等^[18]研究了 Ca 对铸态 Mg-5Zn-5Sn 合金组织和力学性能的影响。但以上研究仅局限于对合金的力学性能研究,针对 Mg-Zn-Ca-Sn 合金的组织及织构演化、力学性能和退火对合金织构及力学性能的系统研究较少。因此,本课题以 Mg-4Zn 合金为基体,加入 Ca 和 Sn 元素,并结合轧制和退火工艺,研究 Ca 和 Sn 元素对 Mg-4Zn 合金的微观组织、织构演化和力学性能的影响,旨在为其应用提供参考。

1 试验方法与材料

以 Mg-4Zn(质量分数,下同)为基体合金,采用工业纯 Mg、Sn、Zn(均大于 99.9%)和 Mg-20Ca 中间合金制备。首先在井式坩埚炉内,在 730 ℃ 下将纯 Mg 熔化,然后依次加入纯 Zn、纯 Sn 和 Mg-20Ca 中间合金,待其完全熔化后,机械搅拌 5 min,保温 10 min 后,在 730 ℃ 下将熔体浇注在金属型中(预热 250 ℃),获得合金铸锭,在铸锭中部切取 60 mm×40 mm×12 mm 的板材,整个熔炼过程在 SF₆ 和 CO₂ 的混合气氛保护下进行。轧制工艺:轧制温度为 350 ℃,每道次压下量为 4%,总压下量为 70%。在第一次轧制加工前将板材在 350 ℃ 下预热 30 min,在随后的每一道次轧制间隔均将

试样在 350 ℃ 预热 10 min。部分板材热轧后在 250 ℃ 下退火 1 h。合金的化学成分见表 1。

表 1 Mg-4Zn 合金化学成分

Tab.1 Chemical composition of Mg-4Zn alloy %					
编号	合金	ω_B			
		Zn	Ca	Sn	Mg
Z4	Mg-4Zn	4.13	—	—	余量
ZX42	Mg-4Zn-0.2Ca	3.82	0.22	—	余量
ZXT422	Mg-4Zn-0.2Ca-2Sn	4.29	0.21	2.1	余量

注:后文中 C、R 和 A 分别表示为铸态、轧制态和退火态

试样经过打磨、抛光后,采用 2 mL 醋酸+1 g 苦味酸+1 mL 水+20 mL 乙醇混合溶液腐蚀 5 s。采用光学显微镜(OM,GX51, Olympus Corporation, Japan)、场发射电子探针(EPMA,JXA-5830F PLMS, JEOL, Japan)和扫描电镜(SEM,SMPARR 55, CARL ZEISS, Germany)对合金的显微组织及断口进行观察;采用 X 射线荧光光谱仪(XRF-1800, Japan)对合金进行物相分析。依次采用为 1、0.5 和 0.25 μm 粒度的 SiC 抛光液对试样进行抛光,然后在 -20 ℃ 下采用氩离子抛光(6°, 30 min),制得 EBSD(Gemini SEM300, Oxford Symmetry)试样,扫描步长为 1 μm ,采用 Channel5 软件对 EBSD 数据进行处理。铸态合金使用标准直线截距法对试验合金的晶粒尺寸进行分析。拉伸试验中,从板材沿轧制方向加工出狗骨形试样,标距尺寸为 10 mm×4 mm×1.8 mm。采用 UTM-5105 万能试验机在初始应变速率为 $1\times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$ 下对其拉伸性能进行测试,每个合金状态测试 3 根试样,取其平均值。

2 试验结果与讨论

2.1 Ca 和 Sn 对 Mg-4Zn 合金显微组织的影响

图 1 是 C-Z4、C-ZX42 和 C-ZXT422 合金的 OM 及背散射电子(BSE)形貌。可以看出,Ca 的加入显著细化了合金晶粒,由 C-Z4 合金的 376 μm 细化至 C-ZX42 合金的 262 μm 。Sn 的加入使得合金晶粒尺寸进一步细化至 149 μm 。另外,合金中第二相形态发生明显变化。C-Z4 合金中第二相为球状,Ca 加入后,在晶界处析出不规则条状相,而 Sn 的加入使得 C-ZXT422 合金组织形貌变为树枝晶,晶界处析出大量羽毛状第二相,且合金中形成大量的明亮元素富集区,见图 1f。不同点的 EDS 分析见表 2。经 EDS 分析,C-Z4 合金中球状相含有大量 Mg 和 Zn,其摩尔比接近 7:3,可能为 Mg₇Zn₃ 相。C-ZX42 合金中球状第二相富含 Mg、Zn 和 Ca,见图 1d 中 B 点。图 2 和图 3 分别为 C-ZX42 和 C-ZXT422 合金元素分布图。可以看出,C-ZX42 合金中不规则条状相和球状相均富集 Mg、Zn 和 Ca 元素。有

研究表明,Zn、Ca 摩尔比小于 1.25 时,倾向于析出 Mg_2Ca 相,而当 Zn、Ca 摩尔比大于 1.25 时,则倾向于析

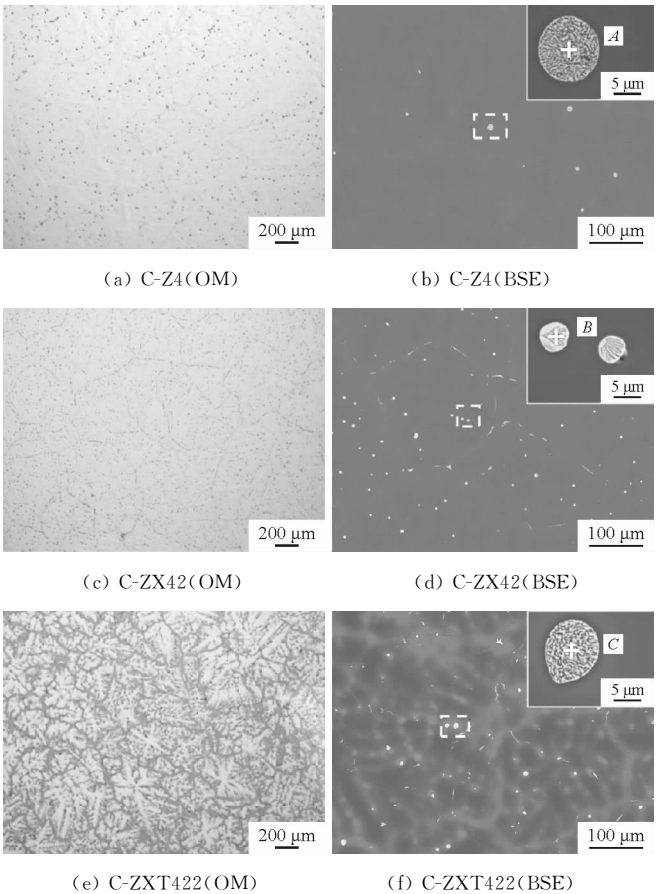


图 1 铸态合金的 OM 组织形貌和背散射电子形貌
Fig.1 Microstructure and backscattered electron morphologies of as-cast alloy

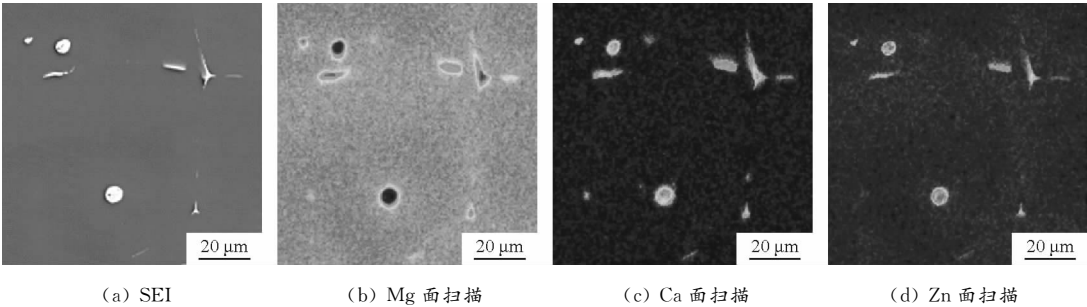


图 2 C-ZX42 合金的元素分布
Fig.2 Element distribution map of C-ZX42 alloy

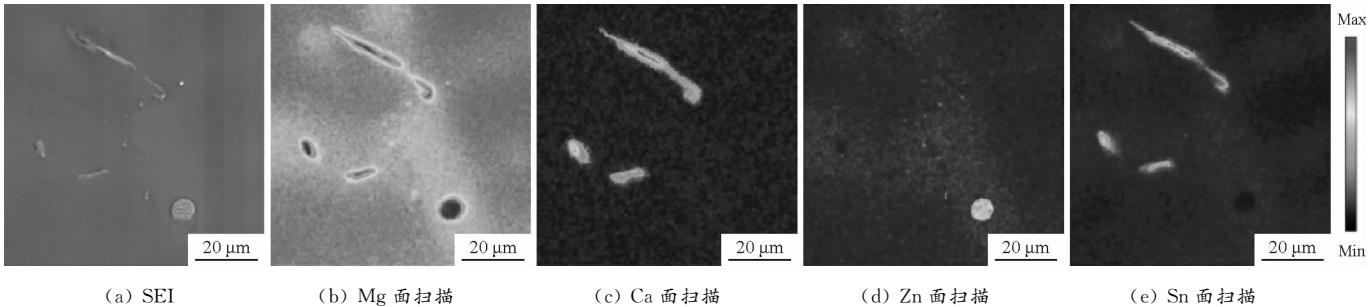


图 3 C-ZXT422 合金的元素分布
Fig.3 Element distribution map of C-ZXT42 alloy

出 $Ca_2Mg_6Zn_3$ 相^[19]。结合 EDS 和元素分布分析,可以认为球形第二相为 $\alpha-Mg + Ca_2Mg_6Zn_3 + Mg_7Zn_3$ 的混合组织,晶界处的网状第二相为 $Ca_2Mg_6Zn_3$ 相。C-ZXT422 合金组织由 $\alpha-Mg$ 基体、粗大的球形相和细长的羽毛状第二相组成。EDS 分析表明,球形相富含 Mg 和 Zn 元素,见图 1f 中 C 点。从图 3 可以看出,球形第二相中富集 Zn 元素,而羽毛状第二相中富集 Sn 和 Ca 元素。结合 EDS 和元素分布分析,可以判断球形第二相为 Mg_7Zn_3 相,羽毛状第二相为 $MgSnCa$ 相。此外,从元素分布图中可以发现晶界处的 Sn 和 Zn 含量相对较高而 Mg 含量相对较少,这表明 Sn 和 Zn 除了富集在第二相中,还在晶界处产生富集。

表 2 不同位置 EDS 成分分析

Tab.2 EDS composition analysis at different positions %				
位置	w_B			
	Mg	Zn	Ca	Sn
A	51.9	48.1	—	—
B	39.7	48.6	9.2	—
C	44.4	49.5	0.1	6.8

Ca 可以显著细化合金晶粒尺寸,晶粒细化的原因主要是以下两方面。首先 Ca 原子具有较大的原子半径,凝固过程中倾向于在固液界面前沿聚集,从而造成成分过冷^[17],细化合金晶粒尺寸。其次,凝固过程中 Ca 原子易与 Zn 原子结合形成高熔点的 $Ca_2Mg_6Zn_3$ 相,从而为合金后续凝固过程提供异质形核核心^[20],细化合金晶粒尺寸。Sn 元素加入后合金的晶粒尺寸更加细小,这是因为在凝固过程中,固液界面前的液相中富集

Sn,产生更大的成分过冷,促进了晶核形成^[15]。Ca 和 Sn 的加入改变了合金的第二相形貌。Ca 加入后,合金凝固过程发生明显改变。Ca 首先与 Mg 和 Zn 原子结合,沿晶界形成具有高熔点的 $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ 相,之后冷却到共晶温度时析出 Mg_7Zn_3 相。Sn 加入后,熔点最高的羽毛状 MgSnCa 相最先析出,之后球状的 Mg_7Zn_3 相析出。由于 C-ZXT422 合金中 Ca 的加入量很少,Ca 以 MgSnCa 的形式存在,没有多余的 Ca 与 Zn 反应,因此 C-ZXT422 合金中的球形第二相为 Mg_7Zn_3 相。此外,从图 3d 和图 3e 可以看出,Sn 和 Zn 在晶界处富集,这是由于成分过冷导致 Zn、Sn 原子的扩散速率降低,从而在晶界处富集^[17]。

图 4 为 3 种合金的轧制态和退火态 EBSD 反极图和晶粒分布图。可以发现,轧制态合金组织呈等轴晶状,且晶粒内部形成大量的孪晶。另外,轧制态晶粒尺寸相比铸态合金显著细化。R-Z4 合金平均晶粒尺寸为 $75.4\text{ }\mu\text{m}$,R-ZXT422 合金晶粒尺寸细化至 $23.5\text{ }\mu\text{m}$ 。再

者,Z4 合金和 ZXT422 合金的晶粒取向分布相似,而 ZX42 合金的反极图中合金的晶粒取向更加随机。大量孪晶的形成是导致合金晶粒细化的主要因素。由于镁合金为 HCP 结构,常温下可启动的滑移系较少^[21],而常温下镁合金中拉伸孪晶具有较小的临界分切应力^[22],故镁合金在变形过程中往往伴随着大量孪晶的产生。孪晶的产生导致大尺寸晶粒被分割,从而显著细化晶粒尺寸。另外,原始晶粒尺寸对轧制态晶粒尺寸也有明显影响。原始晶粒尺寸越小,晶界面积越大,变形过程中位错滑移阻碍越多^[23],变形加剧,导致位错塞积严重,进而在位错塞积区域产生位错胞,演化成晶界,细化晶粒。另外,大量第二相的存在也会对晶粒的细化产生影响。大量第二相的存在,会阻碍位错运动,从而在颗粒周围形成位错塞积,变形加剧,位错塞积区域逐渐演化成小晶粒^[24]。最后,大量位错的形成加剧了合金元素的扩散,使得大量合金元素在晶界处偏聚,并形成纳米级第二相,从而钉扎晶界^[2],使得合金晶粒不易长

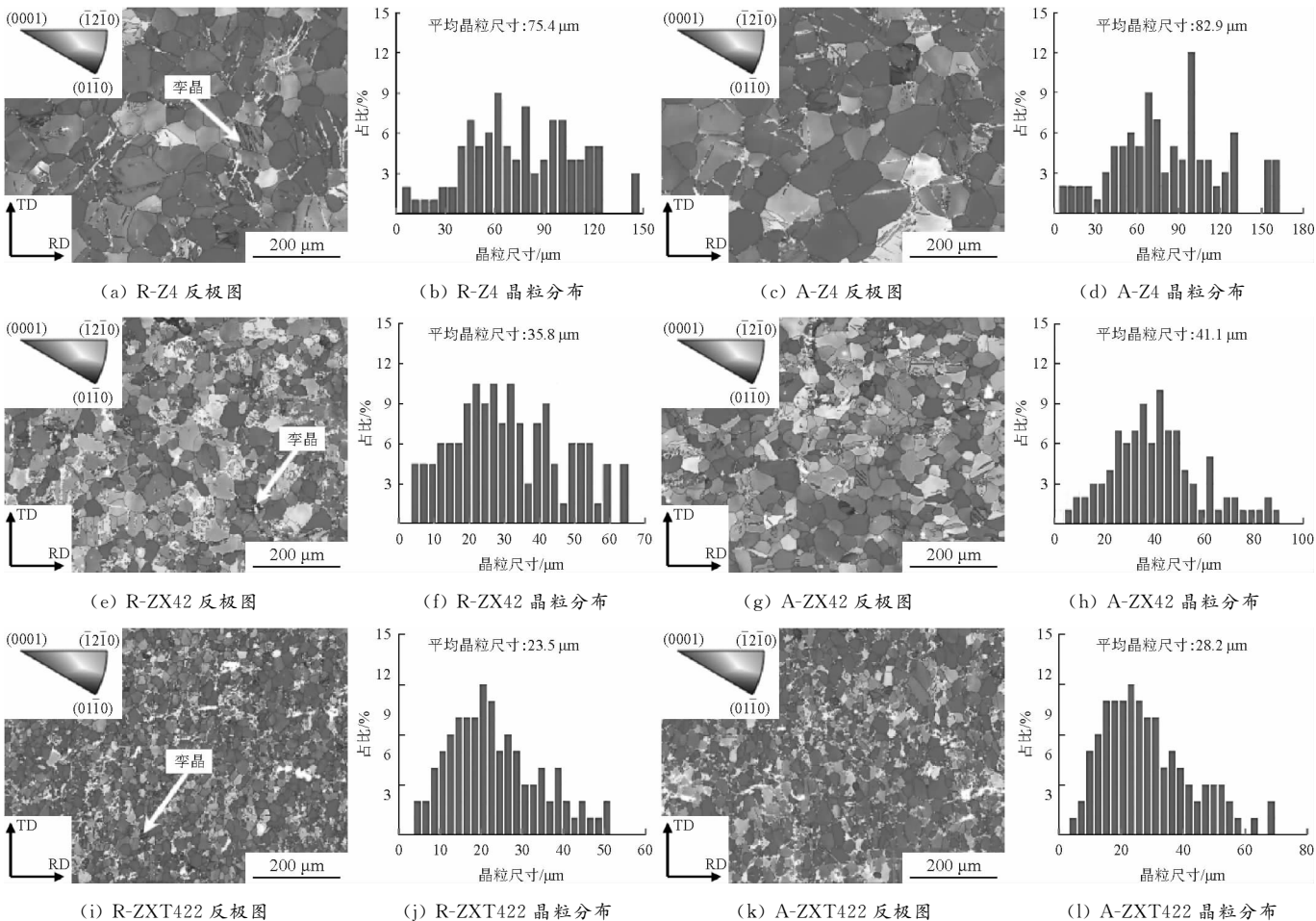


图 4 3 种合金的轧制态和退火态的 EBSD 反极图和晶粒分布图

Fig.4 EBSD inverse pole diagram and grain distribution diagram of rolled and annealed alloys

大,细化晶粒尺寸。

图 5 为 R-Z4、R-ZX42 和 R-ZXT422 合金基面 (0001) 的 EBSD 织构极图。可见,R-Z4 合金显示出较

强的基面织构,最大织构强度为 13.67。当加入 Ca 后,R-ZX42 合金织构发生分裂,形成 TD 方向的织构组分,最大织构强度降低为 5.44。当加入 Sn 元素后,R-

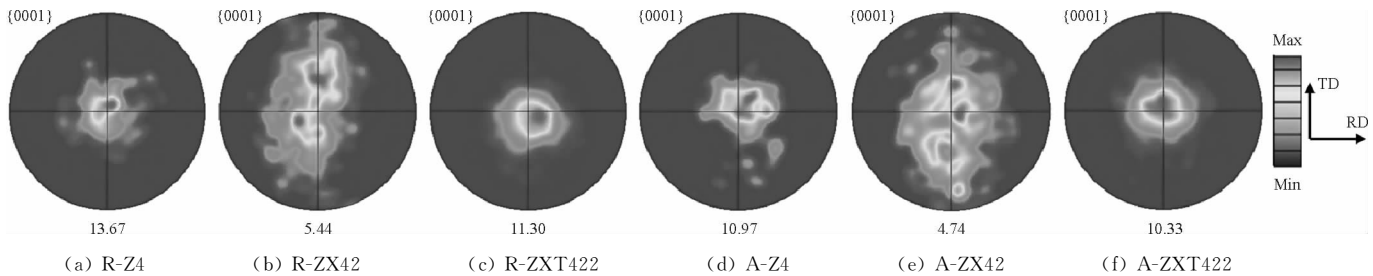


图 5 (0001)面的 EBSD 极图
Fig.5 EBSD polar graph of (0001) face

ZXT422 合金中 TD 方向的织构组分消失,呈现与 R-Z4 合金相似的强烈基面织构,最大织构强度显著增加,变为 11.3。

研究表明,Ca 具有很好的弱化织构的效果^[25]。其机理主要有两方面:一是 Ca 为表面活性元素,在镁合金中往往偏聚于晶界处,有利于合金织构的弱化^[26];二是 Ca 缩小了镁合金的 c/a 值并且降低了镁合金的层错能从而弱化织构^[13]。当加入 Sn 之后,合金第二相类改变,Sn 与 Ca 结合生成高熔点的 MgSnCa 相,大大弱化了 Ca 元素弱化织构的作用,进而合金再次展现出强烈的基面织构。

2.2 Ca 和 Sn 对 Mg-4Zn 合金力学性能的影响

图 6 为 3 种合金轧制态和退火态的工程应力-应变曲线。表 3 为不同状态的 Z4 合金、ZX42 合金和 ZXT422 合金的屈服强度、抗拉强度和伸长率。可见在所有轧制态合金中,R-ZXT422 合金的屈服强度和抗拉强度最高,分别为 255.4 ± 4.6 MPa 和 295.3 ± 1.8 MPa, R-ZX42 合金的伸长率最高,达到 14.4%。

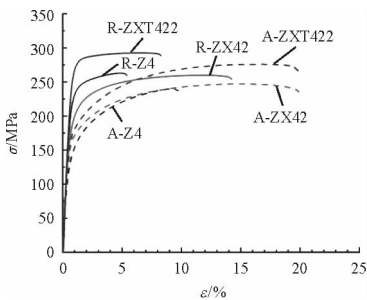


图 6 3 种合金轧制态和退火态的工程应力-应变曲线
Fig.6 Engineering stress-strain curves of rolled and annealed alloys

表 3 轧制态和退火态合金的力学性能

Tab.3 Mechanical properties of rolled and annealed alloys				
合金	状态	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	伸长率/%
Z4	轧制	194.2±2.9	247.1±0.8	9.5±1.8
	退火	143.3±5.5	245.2±3.7	12.2±1.4
ZX42	轧制	190.5±0.8	257.3±1.9	14.4±0.3
	退火	169.3±5.3	244.7±4.6	19.1±0.3
ZXT422	轧制	255.4±4.6	295.3±1.8	7.8±0.9
	退火	172.2±4.8	271.2±4.1	21.3±1.2

轧制态合金强度的提升主要与轧制过程中的细晶强化、位错强化、固溶强化和孪晶强化有关。首先,热轧后的晶粒细化显著,R-Z4、R-ZX42 和 R-ZXT422 合金的晶粒尺寸分别为 75.4、35.8 和 23.5 μm 。根据霍尔佩奇公式可知,晶粒尺寸与屈服强度成反比,晶粒尺寸越小,其晶界越多,对位错会产生更多阻力,位错在晶界处塞积,合金的屈服强度升高。所以晶粒尺寸减小是 R-ZXT422 合金屈服强度显著提升的重要因素。

$$\sigma_{0.5} = \sigma_0 + kd^{-\frac{1}{2}} \tag{1}$$

式中, $\sigma_{0.5}$ 为屈服强度; k 为 H-P 系数; d 为平均晶粒尺寸, μm ; σ_0 为移动单个位错时产生的晶格摩擦阻力。当 $d > 1 \mu\text{m}$ 时, k 为常数($280 \sim 320 \text{ MPa} \cdot \mu\text{m}^{1/2}$)^[27]。相比于 R-Z4 合金,R-ZX42 和 R-ZXT422 合金的屈服强度通过细晶强化分别提升了 15.6 MPa 和 27.4 MPa。而 R-ZXT422 合金的屈服强度比 R-Z4 合金提高了 61 MPa,因此 R-ZXT422 合金中还存在其他的强化机制如位错强化、固溶强化和孪晶强化等。

图 7 为 3 种合金不同状态的局部取向差分布图(KAM)。图 7 中浅白色区域为高应变区(KAM 值 $\geq 0.5^\circ$),灰色区域为低应变区域(KAM 值 $< 0.5^\circ$)。从图 7 中可以看出,高应变区域主要集中在晶界和孪晶界区域。随着 Ca 和 Sn 的加入,合金的高应变区域的面积显著增加。KAM 可以用来描述局部位错密度分布^[28],高应变区域的增加代表位错密度增加。位错密度越高,位错间交互作用越强烈,运动越困难,金属抵抗变形能力更大,从而提升了合金强度。R-ZXT422 合金的高应变区域最多,位错强化最强,因而强度最高。固溶强化也是合金屈服强度和抗拉强度提升的重要因素。图 8 为 R-ZXT422 合金的元素分布图。可以看出,Zn 在基体中均匀分布,起到了固溶强化的效果。同时由于 Sn 本身也有良好的固溶强化效果,所以固溶强化是 R-ZXT422 合金强度增加的重要因素。此外,轧制态合金强度提升与孪晶强化有关。从图 4 中可以看出,合金经过轧制后会出现大量孪晶,孪晶对强度的提升有重要作用。孪晶强化的机制主要有两个方面:首先孪晶可以分割晶粒,产生细晶强化效果。其次,孪晶界的存在会阻

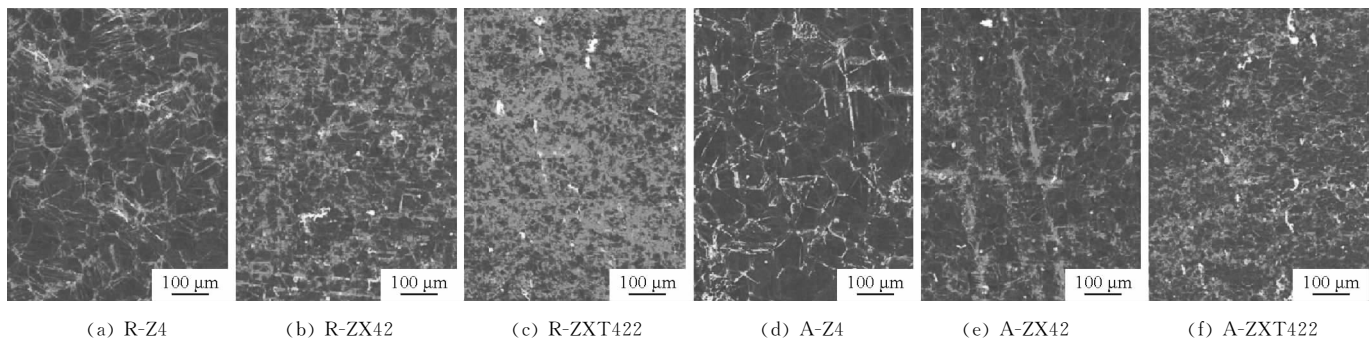


图 7 3 种合金不同状态的 KAM 图

Fig.7 KAM diagrams of different states of three kinds of alloys

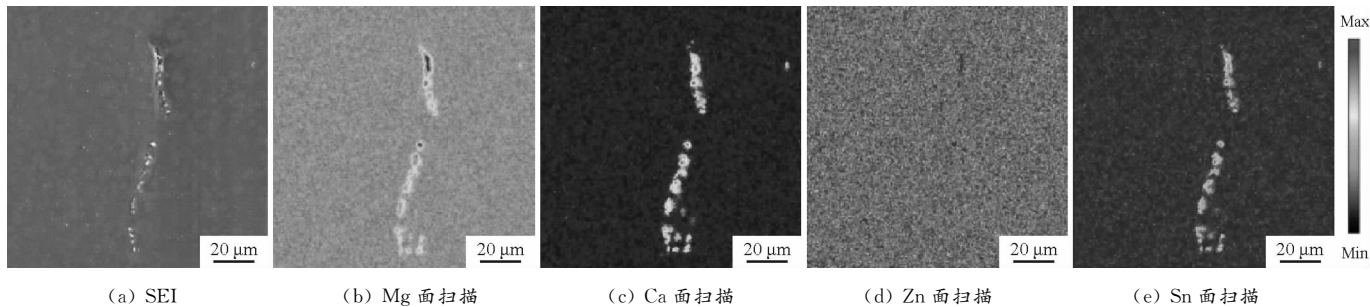


图 8 R-ZXT422 合金元素分布

Fig.8 Element distribution diagrams of R-ZXT422 alloy

碍位错运动,提高合金的加工硬化能力^[29]。

在韧性方面,晶粒尺寸、织构类型与强度,以及晶界强度均会显著影响合金的韧性。首先,晶粒尺寸越小,晶粒间应变传递越容易,变形更加协调,微裂纹产生的可能性降低,韧性提高。其次,镁合金在轧制过程中容易形成强烈的基面织构,即基面平行于轧制面^[29]。基面织构越强,表明 c 轴垂直于轧制表面的晶粒就越多,不利于镁合金塑性变形。Ca 加入使得 R-ZX42 合金中形成 TD 方向的织构组分,弱合金织构,有利于拉伸过程中柱面及锥面滑移系开动,增加合金韧性。最后, Ca 原子在晶界处的偏聚会显著增加晶界的结合强度,

导致晶界的结合强度增加,从而减小晶界开裂的可能,增加韧性^[30]。因此,R-ZX42 合金具有最高的韧性,而 Sn 的加入不仅使得第二相含量增加,且合金展现出强烈的基面织构,变形过程中微裂纹易在第二相与基体之间界面产生,导致合金韧性下降。图 9 为 3 种合金不同状态的断口扫描形貌。从图 9a~图 9c 中可以发现 R-Z4 合金的断口中存在较多的撕裂棱和解理面,而 R-ZX42 和 R-ZXT422 合金由于晶粒更加细小,断口中的撕裂棱更加细小。从图 9b 中的右上角放大图可以发现,在 R-ZX42 合金的断口中除了撕裂棱和解理面外还存在一定量的细小韧窝,属于典型的解理断裂和韧性断

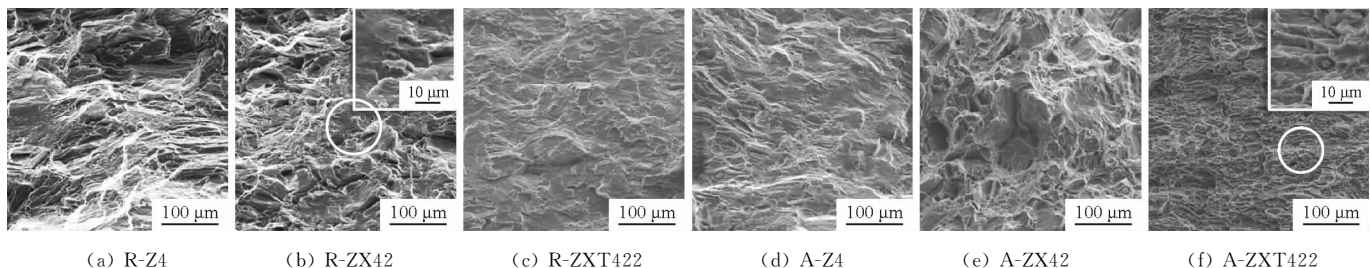


图 9 不同合金的断口组织形貌

Fig.9 Fracture morphologies of various alloys

裂的混合模式,这也与其较高的塑性相吻合。

由表 3 可以看出,退火后合金的屈服强度和抗拉强度降低,伸长率显著提升。通过图 5d~图 5f 可以看出,退火合金的最大织构强度都有所降低,因此退火后合金的伸长率增加。A-ZXT422 合金的屈服强度为 172.2 MPa,抗拉强度为 271.2 MPa,伸长率为 21.3%。相比

于 R-ZXT422 合金,A-ZXT422 合金的伸长率提高了 173%。首先,虽然退火后合金的晶粒略有长大,但是 A-ZXT422 合金中的晶粒尺寸最小,并且小尺寸晶粒比例最大。A-ZXT422 合金中晶粒尺寸小于 $20\ \mu\text{m}$ 的晶粒占全部晶粒的 30%,而 A-Z4 和 A-ZX42 合金仅为 6%和 11%,这使得 A-ZXT422 合金仍能保持较高的强

度,并且伸长率显著改善。在相同的应力下,细小晶粒的内部与晶界附近变形量差别小,晶粒间变形更加协调,不容易在晶界处产生裂纹,断裂前能承受较大的塑性变形。相比之下,A-Z4 合金的晶粒尺寸更大,对合金的塑性产生不利影响。而且 A-Z4 合金的基面织构强度较高,不利于基面滑移系的开动。其次,通过图 5 可以看出,退火后织构的类型与退火前相比变化不大,但是退火后基面的最大织构强度下降,有利于合金塑性提升。最后,从图 7 中也可以看出,退火后合金高应变区域明显减少,位错强化效果减弱,使得退火后合金的强度降低,塑性提升。从图 9d~图 9f 中可以看出,退火后合金断口处的撕裂棱数量明显减少。其中 A-ZXT422 合金的断口处存在大量的细小韧窝,属于韧性断裂。Sn 的加入细化了晶粒,使韧窝分布更均匀,细小均匀的韧窝能容纳更多的应力,同时伸长率较高。

3 结 论

(1)Ca 和 Sn 的加入显著细化合金晶粒尺寸,并影响合金中第二相形态及种类。Ca 的加入,使得轧制 Mg-4Zn-0.2Ca 合金在晶界处析出不规则条状 $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ 相,而 Sn 加入后,合金中形成大量明亮的元素富集区,且在晶界处生成大量的羽毛状 MgSnCa 相。轧制后,由于大量孪晶的形成,合金晶粒尺寸显著细化;退火后,晶粒尺寸略微增加。

(2)轧制态 Mg-4Zn 合金表现出强烈的基面织构,Ca 的加入,形成了 TD 方向的织构组分,显著弱化织构强度;而 Sn 的加入消耗了大量的 Ca,从而显著弱化了 Ca 弱化织构的效果,TD 方向的织构组分消失,使得合金织构强度增加。经退火后,所有合金的织构强度均有所减弱。

(3)轧制态 Mg-4Zn-0.2Ca-2Sn 合金具有最高的强度,这主要与细晶强化、位错强化、固溶强化及孪晶强化有关。随着 Ca 和 Sn 的加入,轧制态合金的韧性呈现先增加后减小的变化,这可能与合金中织构类型和强度变化、晶粒尺寸和第二相含量有关。经退火后,由于合金中位错密度的降低和晶粒尺寸的增加,合金的强度均有所下降,伸长率显著增加。

参 考 文 献

- [1] ZAREIAN Z, EMAMY M, MALEKAN M, et al. Tailoring the mechanical properties of Mg-Zn magnesium alloy by calcium addition and hot extrusion process[J]. *Materials Science and Engineering*, 2020, A774: 138-929.
- [2] WANG P, GUO E, WANG X, et al. The influence of Sc addition on microstructure and tensile mechanical properties of Mg-4.5Sn-5Zn alloys[J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2019, 7(3): 456-465.
- [3] 吴若愚,杨明波,毕媛,等.Sn 在镁合金中的应用及其研究进展[J]. *重庆理工大学学报(自然科学)*, 2017, 31(11): 65-73.
- [4] 程仁山,潘虎成,谢东升,等.新型高强度低合金化镁合金研究进展[J].*中国材料进展*, 2020, 39(1): 31-38.
- [5] XU D K, LIU L, XU Y B, et al. The influence of element Y on the mechanical properties of the as-extruded Mg-Zn-Y-Zr alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2006, 426(1-2): 155-161.
- [6] MALIK A, WANG Y, HUANWU C, et al. Constitutive analysis, twinning, recrystallization, and crack in fine-grained ZK61 Mg alloy during high strain rate compression over a wide range of temperatures[J]. *Materials Science and Engineering*, 2020, A771: 138-649.
- [7] DU B N, HU Z Y, SHENG L Y, et al. Microstructural characteristics and mechanical properties of the hot extruded Mg-Zn-Y-Nd alloys[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, 60: 44-55.
- [8] 鲁若鹏,李昆,姚珂宇,等. Mn 含量对铸造 Mg-Zn-Cu 合金组织和性能的影响[J].*特种铸造及有色合金*, 2020, 40(10): 1 057-1 061.
- [9] BETTLES C. Enhanced age-hardening behaviour in Mg-4Zn microalloyed with Ca[J]. *Scripta Materialia*, 2004, 51(3): 193-197.
- [10] ZHANG D, SHI G, ZHAO X, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of Mg- x Zn-1Mn($x=4, 5, 6, 7, 8, 9$) wrought magnesium alloys[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2011, 21(1): 15-25.
- [11] 彭建,吕滨江,潘复生,等.高塑性 Mg-Zn 系稀土镁合金的研究进展[J].*热加工工艺*, 2010, 39(18): 15-19.
- [12] 刘人杰,曹富荣. Mg-Zn-Ca 合金研究进展[J].*特种铸造及有色合金*, 2021, 41(10): 1 268-1 272.
- [13] DING H, SHI X, WANG Y, et al. Texture weakening and ductility variation of Mg-2Zn alloy with Ca or RE addition[J]. *Materials Science and Engineering*, 2015, A645: 196-204.
- [14] 孙扬善,翁坤忠,袁广银.Sn 对镁合金显微组织和力学性能的影响[J].*中国有色金属学报*, 1999, 9(1): 55-60.
- [15] LIU H, CHEN Y, TANG Y, et al. The microstructure, tensile properties, and creep behavior of as-cast Mg-(1~10)% Sn alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2007, 440(1-2): 122-126.
- [16] PAN H, QIN G, XU M, et al. Enhancing mechanical properties of Mg-Sn alloys by combining addition of Ca and Zn[J]. *Materials & Design*, 2015, 83: 736-744.
- [17] WEI J, CHEN J, YAN H, et al. Effects of minor Ca addition on microstructure and mechanical properties of the Mg-4.5Zn-4.5Sn-2Al-based alloy system[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, 548: 52-59.
- [18] YANG M, CHENG L, PAN F. Effects of calcium addition on as-cast microstructure and mechanical properties of Mg-5Zn-5Sn alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2010, 20(5): 769-775.
- [19] ZHANG E, YANG L. Microstructure, mechanical properties and bio-corrosion properties of Mg-Zn-Mn-Ca alloy for biomedical application[J]. *Materials Science and Engineering*, 2008, A497(1-2): 111-118.
- [20] 张先满,朱权利,周涛.Ca 对快速凝固 Mg-6Zn 合金薄带组织与性能的影响[J].*特种铸造及有色合金*, 2010, 30(8): 772-775.

冷却速率对 Nd 变质的 Al-6Mg-4Si 合金中 Mg₂Si 的影响

王 鑫¹ 程艳艳^{1,2} 牛 玉¹ 刘祥玲¹ 姜 峰¹

(1.吉林化工学院机电工程学院; 2.南昌理工学院新能源与环境工程学院)

摘 要 研究了冷却速率及 Nd 变质处理对亚共晶 Al-11Mg₂Si 合金组织的影响。结果表明, Al-11Mg₂Si 合金组织由初生 α-Al 相和 α-Al+Mg₂Si 共晶相组成。随着模具冷却速率提高, 共晶温度降低, 过冷度增加, 组织中初生 α-Al 相面积比逐渐降低, Mg₂Si 共晶相由粗大的片层状变为细小的纤维状, Mg₂Si 相二次枝晶间距减小, 组织细化; 经 0.4% 的 Nd 变质后, 随着冷却速率提高, 在凝固过程中, 变质剂的加入形成 Mg₂Si 共晶团局部熔体过冷, 提高形核率, Al-11Mg₂Si 合金中共晶团中 Mg₂Si 呈团絮状均匀分布。

关键词 Al-11Mg₂Si; 冷却速率; Nd 变质; Mg₂Si

中图分类号 TG146.21; TG244+.3

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2022.10.014

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Effects of Cooling Rate on Mg₂Si in Nd Modified Al-6Mg-4Si Alloy

Wang Xin¹, Cheng Yanyan^{1,2}, Niu Yu¹, Liu Xiangling¹, Jang Feng¹

(1.College of Mechanical and Electrical Engineering, Jilin Institute of Chemical Technology;
2.Nanchang Institute of Technology, School of New Energy and Environmental Engineering)

Abstract: The effects of cooling rate and Nd modification on the microstructure of hypoeutectic Al-11Mg₂Si alloy were investigated. The results indicate that the microstructure of hypoeutectic Al-11Mg₂Si alloy is composed of primary α-Al and (α-Al+Mg₂Si) phase. With the increase of the cooling rate of the mould, the eutectic temperature is decreased and the undercooling is increased, where the area fraction of primary α-Al phase is gradually decreased, and the Mg₂Si eutectic phase is converted from coarse lamellar to fine fibrous. Moreover, the secondary dendrite spacing of Mg₂Si phase is decreased and the microstructure is refined. After 0.4% Nd modification, with the increase of cooling rate, the addition of modifier leads to the partial melt undercooling of Mg₂Si eutectic during solidification, improving the nucleation rate. Mg₂Si is uniformly distributed in form of flocculent in eutectic of Al-11Mg₂Si alloy

Key Words: Al-11Mg₂Si, Cooling Rate, Nd Modification, Mg₂Si

收稿日期:2021-10-02;修改稿收到日期:2022-02-15

基金项目:吉林化工学院资助项目(2019018)

第一作者简介:王鑫,女,1986 年出生,讲师,吉林省吉林市(132022),E-mail:wangxin050201@126.com

引用格式:王鑫,程艳艳,牛玉,等.冷却速率对 Nd 变质的 Al-6Mg-4Si 合金中 Mg₂Si 的影响[J].特种铸造及有色合金,2022,42(10):1 270-1 273.

WANG X, CHENG Y Y, NIU Y, et al. Effects of cooling rate on Mg₂Si in Nd modified Al-6Mg-4Si alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2022, 42(10):1 270-1 273.

[21] 丁汉林,王天一,徐成志,等.Ca 添加及变形条件对 Mg-Zn 合金组织与织构的影响[J].中国有色金属学报,2015,25(5):1 142-1 152.

[22] 刘庆.镁合金塑性变形机理研究进展[J].金属学报,2010,46(11):1 458-1 472.

[23] 贾少伟,郑张,文王.超细晶/纳米晶反 Hall-Petch 变形机制最新研究进展[J].材料导报,2015,29(12):114-118.

[24] CHOWDHURY S G, MONDAL A, GUBICZA J, et al. Evolution of microstructure and texture in an ultrafine-grained Al6082 alloy during severe plastic deformation[J]. Materials Science and Engineering, 2008, A490(1-2): 335-342.

[25] LEE J, YUN Y, KIM W, et al. Twinning and texture evolution in binary Mg-Ca and Mg-Zn alloys[J]. Metals and Materials International, 2014, 20(5): 885-891.

[26] ZENG Z R, ZHU Y M, XU S W, et al. Texture evolution during static recrystallization of cold-rolled magnesium alloys[J]. Acta Materialia, 2016, 105: 479-494.

[27] YANG Z, LI J P, GUO Y C, et al. Precipitation process and effect on mechanical properties of Mg-9Gd-3Y-0.6Zn-0.5Zr alloy [J]. Materials Science and Engineering, 2007, A454-455: 274-280.

[28] LIN H, CHEN D, KUO J. Grain boundary evolution of cold-rolled FePd alloy during recrystallization at disordering temperature[J]. Materials, 2015, 8(6): 3 254-3 267.

[29] 郑晓剑,余辉辉,信运昌.利用孪晶界面强化镁合金[J].中国材料进展,2016,35(11):819-824.

[30] HASE T, OHTAGAKI T, YAMAGUCHI M, et al. Effect of aluminum or zinc solute addition on enhancing impact fracture toughness in Mg-Ca alloys[J]. Acta Materialia, 2016, 104: 283-294.

(编辑:张正贺)