

Ca 与 Pr 微合金化及热挤压对 AS41 镁合金半固态微观组织的影响

吁安山^{1,2} 谢世坤^{1,2} 易荣喜^{1,2} 尹健^{1,2} 郑小秋^{1,2} 杨湘杰³
(1.井冈山大学机电工程学院; 2.吉安市轻合金材料重点实验室; 3.南昌大学机电工程学院)

摘 要 研究了 Ca、Pr 复合微合金化与挤压工艺对 AS41 镁合金半固态微观组织的影响。结果表明,Ca、Pr 复合微合金化能够明显降低 Mg₁₇Al₁₂ 相的含量,形成 Al₂Ca 和 Al-Pr 相。在半固态等温处理过程中,Ca、Pr 元素具有吸附毒化作用且 Al₂Ca 和 Al-Pr 相具有钉扎界面的作用,促使 α-Mg 和晶界熔化率降低。挤压工艺促进再结晶重熔的发生,提高了晶粒密度。在 Ca、Pr 复合微合金化与挤压共同作用下,半固态 AS41 镁合金具有更高的晶粒密度和较低的晶粒粗化系数。

关键词 AS41 镁合金;Ca;Pr;Mg₂Si 相;半固态

中图分类号 TG249.9;TG146.22

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2023.05.009

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Effects of Ca & Pr Microalloying and Hot Extrusion Process on the Semisolid Microstructure of AS41 Magnesium Alloy

Yu Anshan^{1,2}, Xie Shikun^{1,2}, Yi Rongxi^{1,2}, Yin Jian^{1,2}, Zheng Xiaoqiu^{1,2}, Yang Xiangjie³

(1.School of Mechanical and Electrical Engineering, Jinggangshan University; 2.Key Laboratory of Light Alloy Materials in Ji'an City; 3.School of Mechanical and Electrical Engineering, Nanchang University)

Abstract: The effects of Ca&Pr elements and extrusion process on the semisolid microstructure of AS41 magnesium alloy were investigated. The results indicate that Ca, Pr addition can reduce the content of Mg₁₇Al₁₂ significantly and generate Al₂Ca and Al-Pr phases simultaneously. In the process of semi-solid isothermal treatment, the melting rate of α-Mg and grain boundary is decreased with adsorption poisoning of Ca, Pr elements and pinning effect of Al₂Ca, Al-Pr phases on the interface. Meanwhile, the extrusion process promotes the occurrence of recrystallization and partial melting, increasing the grain density, semi-solid AS41 magnesium alloy exhibits higher grain density and lower grain coarsening coefficient due to the combined effect of Ca, Pr microalloying and extrusion process.

Key Words: AS41 Magnesium Alloy, Ca, Pr, Mg₂Si Phase, Semi-solid

镁合金作为轻质金属结构材料,在航空航天、汽车、电子、医疗等行业应用广泛^[1-2]。Mg-Al-Si 系(AS 系列)耐热镁合金具有良好的铸造性、高温强度和抗蠕变性能^[3-4],但铸态 AS 镁合金中 Mg₂Si 增强相以粗大汉字状存在,影响 AS 镁合金组织结构和力学性能提升^[5]。因此,细化 Mg₂Si 对提升 Mg-Al-Si 系镁合金力学性能具有积极意义。

目前,众多研究者通过添加合金元素的方法改善 Mg₂Si 相形态^[6]。元素作用机理有 3 类:异质形核、吸

附毒化和过冷作用。改善 Mg-Al-Si 系镁合金中 Mg₂Si 形态的合金元素有 Zn、Sr、Ca、P、Sb 和稀土(RE)等元素。Zn 元素能够降低 Mg₂Si 的初始结晶温度及增加过冷度,促进 Mg₂Si 的形核并限制晶粒生长^[7];Sr 元素能够吸附在 Mg₂Si 晶面上降低表面能,同时与 Al 形成 Al₄Sr 相,Al₄Sr 相能够为 Mg₂Si 提供异质形核核心^[8];Ca 元素能够促进 CaMgSi 相形成,消耗部分 Si 并细化 Mg₂Si,但添加过量的 Ca 会形成粗大脆性 CaMgSi 相,降低合金的力学性能^[9];Ce 是表面活性元素,易吸附在

收稿日期:2022-07-10;修改稿收到日期:2022-09-13
基金项目:国家自然科学基金资助项目(51661023);江西省自然科学基金资助项目(20181BAB206028);江西省教育厅科学技术研究重点项目(GJJ2201606,GJJ201032);吉安市重大科技专项资助项目(吉财教指[2020]83 号,[2022]4 号);井冈山大学博士科研启动项目(JZB2018)
第一作者简介:吁安山,男,1988 年出生,讲师,江西吉安(343009),E-mail: 906608889@qq.com
通信作者:谢世坤,男,1973 年出生,教授,江西吉安(343009),E-mail: xskun@163.com
引用格式:吁安山,谢世坤,易荣喜,等. Ca 与 Pr 微合金化及热挤压对 AS41 镁合金半固态微观组织的影响[J]. 特种铸造及有色合金,2023,43(5): 624-629.
YU A S, XIE S K, YI R X, et al. Effects of Ca&Pr microalloying and hot extrusion process on the semisolid microstructure of AS41 magnesium alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2023, 43(5):624-629.

Mg₂Si 晶面上,降低表面能并改变 Mg₂Si 相生长方式,同时 Ce 与 Si 元素形成 CeSi₂ 作为异质形核核心,而过量的 Ce 会消耗更多的 Si,减少增强相 Mg₂Si 的含量^[10]。相比于单一元素单一合金化效果,元素复合微合金化打破相图的规限,协调效应对改善 Mg₂Si 相的形态和分布更具有研究价值,同时在 Mg-Al-Si 系镁合金形成含 Ca 相和含 RE 相^[11],可以抑制低熔点相的形成,从而获得具有优异高温性能的合金。

半固态处理在改善镁合金组织方面有着重要的应用^[12],按照工艺途径可分为液相法和固相法^[13],由于固相法可以避免合金熔化和熔体处理过程,非常适合镁合金的半固态处理。固相法有直接半固态等温热处理、应变诱导法和再结晶重熔法,其中再结晶重熔法^[14]能够简化复杂变形所需设备条件和缩短等温热处理时间,在加热过程中发生再结晶及形成液相,液相对晶粒边界渗透,加速非枝晶的形成,属于短流程工艺。

基于此,为改善 AS41 镁合金组织和粗大汉字状 Mg₂Si 相,本研究采用 Ca、Pr 复合微合金化和再结晶重熔法对 AS41 镁合金进行组织调控,进一步揭示 Ca、Pr 复合微合金化的作用机理和 AS41 镁合金再结晶重熔过程的组织演变规律,为提升 Mg-Al-Si 系镁合金综合力学性能提供参考。

1 试验材料及过程

原材料为 AS41 镁合金,其具有较高的高温强度和蠕变性能,化学成分为 4.1% 的 Al(质量分数,下同)、0.92% 的 Si,余量为 Mg。通过 JmatPro 软件计算 AS41 镁合金的液相线温度约为 622 ℃,固相线温度约为 567 ℃,固相线和液相线温度区间范围相差 55 ℃,见图 1。

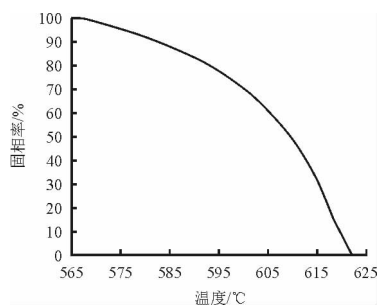


图 1 AS41 镁合金固相分数与温度关系曲线

Fig.1 Relationship of solid fraction and temperature for AS41 magnesium alloy

采用最大功率为 7.5 kW 的可调温电阻炉熔炼镁合金,其最高熔炼温度约为 1 200 ℃,温度传感器采用测温范围为 0~1 100 ℃的铠装 K 型热电偶。熔炼镁合金的容器为石墨坩埚。

首先将切割成小块的 AS41 镁合金放入钢坩埚中,在 700 ℃下进行熔化(保护气体采用 CO₂ 和 SF₆ 体积比为 99 : 1 的混合气体),加入纯 Ca 和纯 Pr,搅拌 1 min 后在 700 ℃下保温 30 min,降温到 650 ℃后浇注到金属型中。采用直径为 $\phi 30$ mm 的圆棒随后在 350 ℃下保温 1 h 进行热挤压。热挤压的预热温度为 350 ℃,挤压速度为 3.5 mm/s。获得直径为 12 mm 热挤压试样在 580 ℃下分别经过 5、10、20 和 30 min 的等温热处理后立即在 20 ℃的水中淬火 15 s。金属型和挤压模具示意图见图 2。

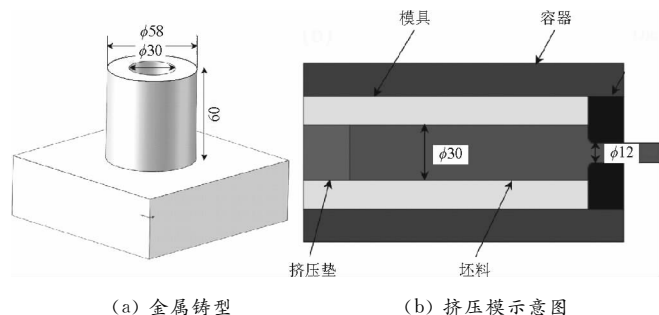


图 2 金属型和挤压模具示意图

Fig.2 Schematic diagram of metal mold and extrusion die

采用 DMM-900C 金相显微镜进行微观组织观察。所有试样先用水或酒精清洗,用吹风机吹干后用体积分数为 4% 的硝酸酒精溶液腐蚀 15 s,然后立即用清水冲洗,再用吹风机吹干。初生相晶粒大小(d)和形状因子(F)分别计算如下:

$$d = 2\sqrt{A/\pi} \quad (1)$$

$$F = 4\pi A/L^2 \quad (2)$$

式中, A 和 L 分别为初生相晶粒面积和周长。

2 试验结果与分析

2.1 铸态半固态等温热处理组织

图 3 为 AS41 镁合金的凝固过程相变和微观组织。由 JmatPro 计算可知,AS41 镁合金凝固过程中会先后形成 α -Mg、Mg₂Si 和 β -Mg₁₇Al₁₂ 相,其质量分数分别为 88.76%、2.73% 和 8.51%。通过观察微观组织,发现 α -Mg 呈粗大枝晶状,Mg₂Si 相为粗大汉字状,Mg₁₇Al₁₂ 呈网状连续分布于晶界。由于 Mg₂Si 和 Mg₁₇Al₁₂ 都属于脆性相,连续分布的低熔点 Mg₁₇Al₁₂ 和粗大 Mg₂Si 在基体中易产生应力集中,显著降低合金的力学性能,加速蠕变断裂。为了细化初生 α -Mg 和 Mg₂Si 相,降低 Mg₁₇Al₁₂ 相含量和改善 Mg₁₇Al₁₂ 相的分布,根据 Ca-Mg-Si 三元相图^[15]可知,添加 Ca 能促进 CaMgSi 形成,消耗部分的 Si,一定程度上细化粗大汉字状 Mg₂Si,而添加过量的 Ca 会形成粗大脆性 CaMgSi 相,导致合金

力学性能下降,因此采用 0.4% 的 Ca 和 0.6% 的 Pr 复合改善 AS41 镁合金。计算结果和金相微观组织见图 4。Ca 在镁中固溶度小及向液面扩散能量低,凝固过程中易向液面吸附,在晶界处易与 Al 结合,形成高熔点 Al_2Ca 相,阻碍凝固界面迁移,一定程度上细化了 $\alpha\text{-Mg}$ 和 Mg_2Si , $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 分布变得断续,而稀土 Pr 也能够改变相的组成,促使 Al-Pr 相形成,因此 Ca 和 Pr 能够优先与 Al 形成 Al_2Ca 和 Al-Pr 相,降低了 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相的含量并进一步改善网状分布。

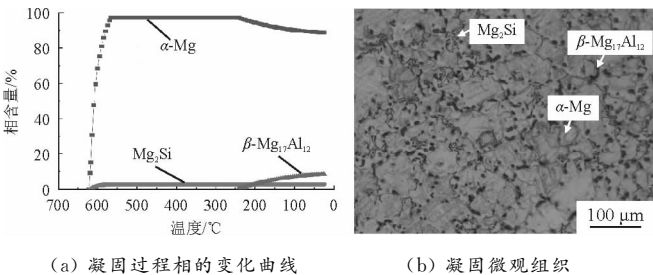


图 3 AS41 镁合金的相变化与微观组织

Fig.3 Phase transition and microstructures of AS41 magnesium alloy

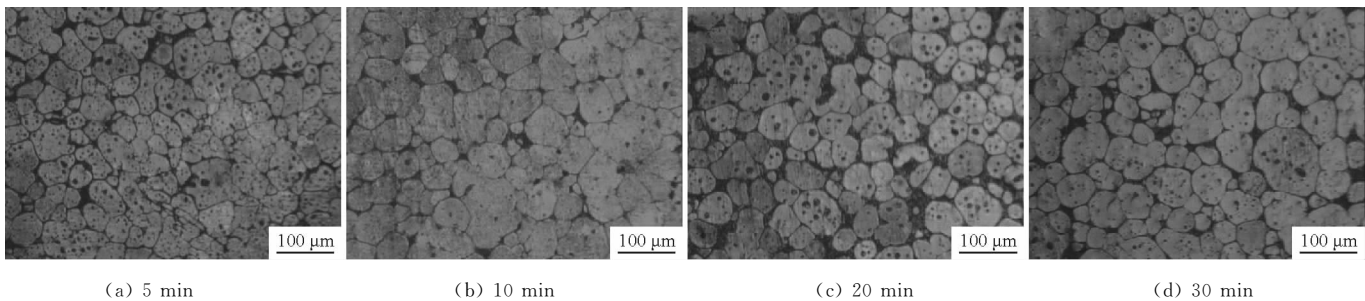


图 5 铸态 AS41 镁合金经 580 °C 不同保温时间下半固态微观组织

Fig.5 Semisolid microstructures of as-cast AS41 alloy held at 580 °C for different time

明显,见图 5d。

图 6 为铸态 AS41-0.4Ca-0.6Pr 合金在 580 °C 下不同保温时间的半固态微观组织。可以看出,一方面由于 Ca 对液相界面迁移的阻碍作用及晶界处 Al-Pr 相高稳定性,延缓了 $\alpha\text{-Mg}$ 相的熔化,另一方面,延长保温时间

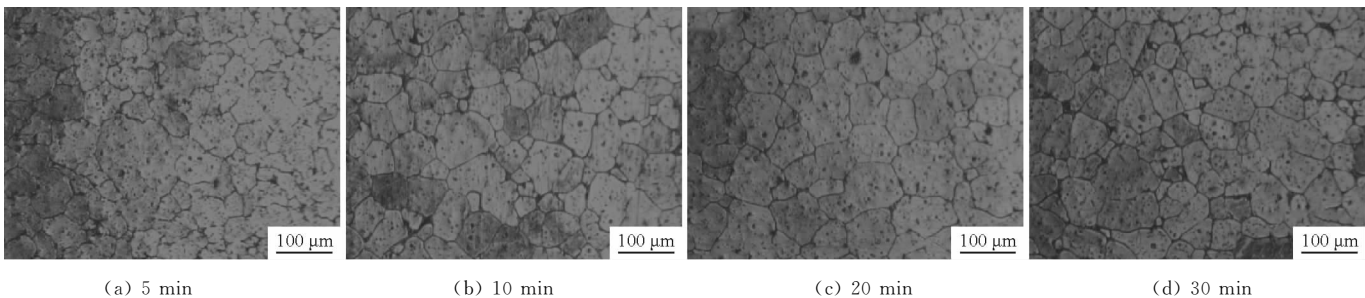


图 6 铸态 AS41-0.4Ca-0.6Pr 镁合金经 580 °C 不同保温时间下半固态微观组织

Fig.6 Semi-solid microstructures of as-cast AS41-0.4Ca-0.6Pr alloy held at 580 °C for different time

延长。

图 7 为两种合金半固态等温热处理过程中 $\alpha\text{-Mg}$ 的平均晶粒尺寸和形状因子。可以看出,随着保温时间

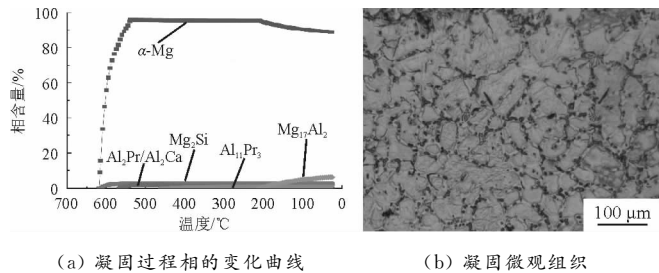


图 4 AS41-0.4Ca-0.6Pr 镁合金的相变化和微观组织

Fig.4 Phase transition and microstructures of AS41-0.4Ca-0.6Pr magnesium alloy

图 5 为铸态 AS41 合金在 580 °C 保温不同时间的半固态微观组织。可以看出,在保温 5 min 和 10 min 时, $\alpha\text{-Mg}$ 晶粒大小差别较大,晶粒与晶粒连接紧密,且晶粒与晶粒之间不存在明显的液相,半固态微观组织不均匀。当保温 20 min 时,液相分数增加,晶粒在液相的润湿作用下发生明显的分离和球化。随着保温时间延长到 30 min,晶粒开始发生粗化长大,晶粒相互接触的部分边界发生融合并消失,最终合并形成不规则的大晶粒,晶粒粗化和合并趋势会随着保温时间延长而更加

会加速晶粒长大合并的趋势,因此随着保温时间延长,晶粒明显长大,而液相分数变化很小。当保温时间为 30 min 时,液相分数开始增加,大晶粒在液相的润湿作用下,开始发生分离和细化,表明铸态 AS41-0.4Ca-0.6Pr 合金要获得优良的半固态组织,保温时间要适当

延长,两种合金的平均晶粒尺寸先增大后减小。对比铸态 AS41 和 AS41-0.4Ca-0.6Pr 的形状因子,发现 Ca 和 Pr 复合微合金化 AS41 的晶粒圆整度要高于 AS41 的

晶粒,说明 Ca 和 Pr 复合微合金化有利于 AS41 中 α -Mg 的非枝晶转变。

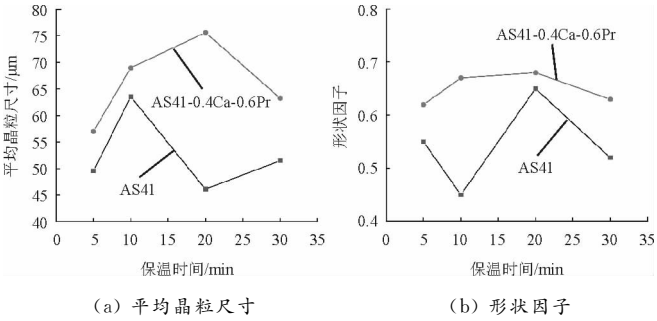
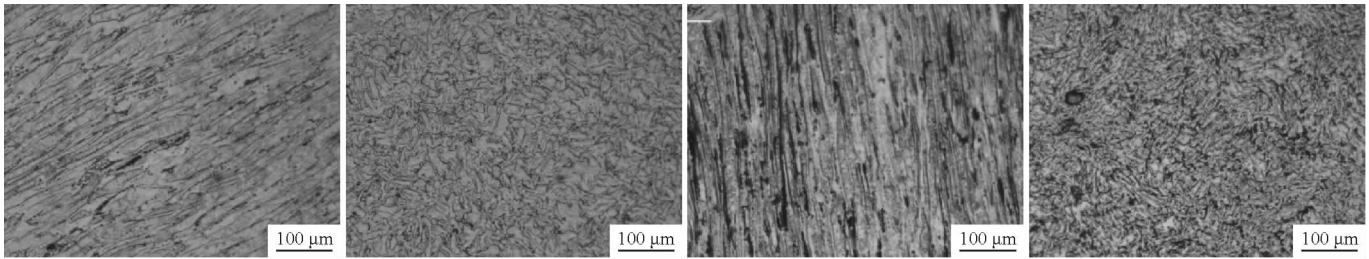


图7 铸态 AS41 和 AS41-0.4Ca-0.6Pr 镁合金经 580 °C 不同保温时间下 α -Mg 相的平均晶粒尺寸和形状因子
Fig.7 Effects of holding time on average grain size and average shape factor of α -Mg grains in as-cast AS41 and AS41-0.4Ca-0.6Pr alloys

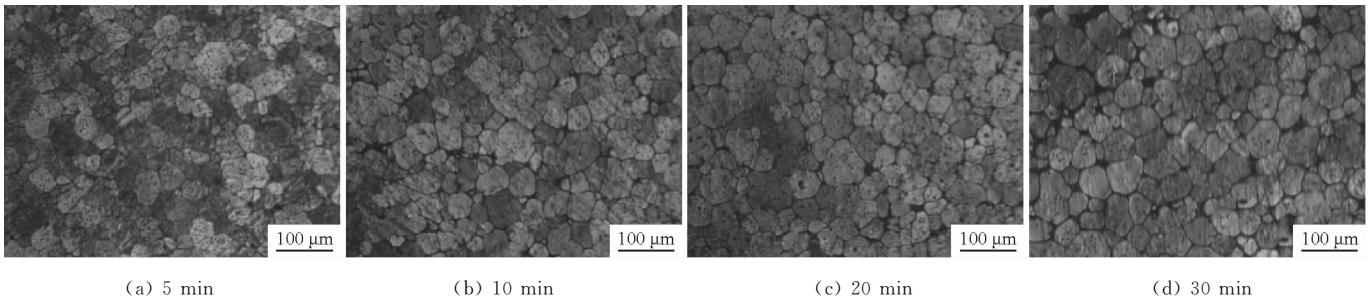


(a) 沿挤压方向,AS41 合金 (b) 沿垂直挤压方向,AS41 合金 (c) 沿挤压方向,AS41-0.4Ca-0.6Pr 镁合金 (d) 沿垂直挤压方向,AS41-0.4Ca-0.6Pr 镁合金

图8 挤压态 AS41 和 AS41-0.4Ca-0.6Pr 镁合金在不同方向的微观组织
Fig.8 Microstructure of AS41 and AS41-0.4Ca-0.6Pr alloy at different extrusion direction

现高密度蠕虫状分布,晶间分布不连续的第二相,说明 Ca 和 Pr 复合微合金化有利于提升 AS41 镁合金组织的变形能力,这主要是因为 Ca 的晶粒细化作用和 Pr 能降低 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 含量及改善网状 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 分布。

图 9 为挤压态 AS41 镁合金在 580 °C 不同保温时间下的半固态微观组织。可以看出,相比于铸态组织,由于挤压变形组织在高于再结晶温度时会产生再结晶,



(a) 5 min (b) 10 min (c) 20 min (d) 30 min

图9 挤压态 AS41 镁合金在 580 °C 不同保温时间下的半固态微观组织

Fig.9 Semi-solid microstructures of extruded AS41 alloy held at 580 °C for different time

图 10 为挤压态 AS41-0.4Ca-0.6Pr 镁合金在 580 °C 不同保温时间下的半固态微观组织。可以看出,在 Ca 和 Pr 复合微合金化后经过半固态处理,合金具有更高的晶粒密度, α -Mg 晶粒尺寸明显减小。从液相分数

2.2 挤压态半固态等温热处理组织

图 8 为挤压态 AS41 和 AS41-0.4Ca-0.6Pr 镁合金在挤压方向和垂直挤压方向的微观组织。从图 8a 和图 8b 可以看出, α -Mg 相在挤压变形作用下沿挤压方向发生拉长,呈纤维状,而脆性相 Mg_2Si 和 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 在挤压变形下发生了破碎并沿挤压方向拉长,晶界变得不明显且未发生明显动态再结晶。垂直挤压方向的组织受到挤压和转角剪切变形作用,组织呈不同方向蠕虫状分布。从图 8c 和图 8d 可以看出,Ca 和 Pr 复合微合金化后,在挤压变形作用下, α -Mg 晶粒和第二相拉长出的纤维组织更加细小,且 α -Mg 相和晶界处 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相界面变得更加不明显,而拉长破碎的 Mg_2Si 和 $\text{Al}_2\text{Ca}/\text{Al-Pr}$ 相线条状随机分布在其中,垂直挤压方向的微观组织受到挤压和转角剪切变形作用,微观组织呈

因此挤压态 AS41 镁合金半固态微观组织具有更高的晶粒密度。在保温 5 min 时,再结晶过程在整个试样中发生,变形组织消失,晶粒明显细化和球化。随着保温时间延长,液相分数增加,同时晶粒开始发生粗化长大,液相渗透和晶粒粗化合并相互竞争,导致保温时间为 10 min 和 20 min 时,晶粒尺寸变化不大,但随着保温时间继续延长,晶粒粗化越来越明显,见图 9d。

角度分析可知,由于合金在半固态等温热处理过程中,液相的形成主要来源于 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相或混合共晶组织(α -Mg+ $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$)的熔化,Ca 一定程度上会固溶于 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相中,降低共晶相的熔点,加速液相的形成,但高熔

点的稳定相 Al-Pr 分布于晶界处,能够增强晶界的高温强度,延缓晶界的熔化,导致 580 ℃ 保温 5 min 和 10

min,晶粒长大缓慢,液相分数较低。随着保温时间延长,晶粒开始发生粗化,多个晶粒出现合并长大趋势,

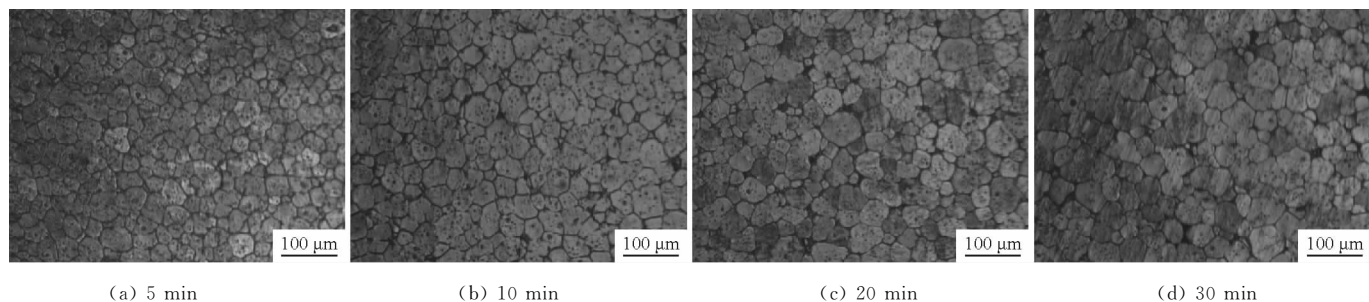


图 10 挤压态 AS41-0.4Ca-0.6Pr 镁合金 580 ℃ 不同保温时间下半固态微观组织

Fig.10 Semisolid microstructures of extruded AS41-0.4Ca-0.6Pr alloy held at 580 ℃ for different time

晶粒形状变得不规则。

图 11 为两种挤压态合金经半固态等温热处理过程后 α -Mg 的平均晶粒尺寸和平均形状因子变化。可以看出,随着保温时间延长, α -Mg 的平均晶粒尺寸逐渐变大,而 α -Mg 的形状因子随着保温时间延长而整体上降低。由图 11a 发现,Ca 和 Pr 微合金化 AS41 镁合金

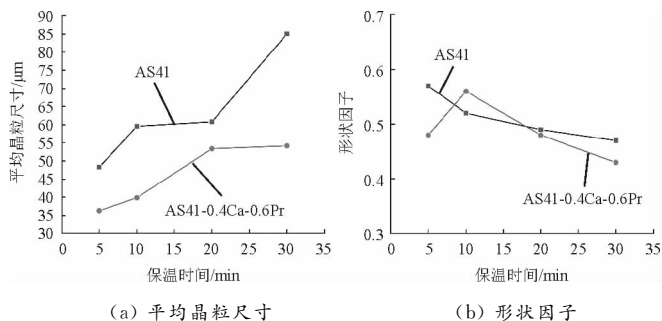


图 11 挤压态 AS41 和 AS41-0.4Ca-0.6Pr 镁合金 580 ℃ 不同保温时间下平均晶粒尺寸和形状因子的变化

Fig.11 Effects of holding time on average grain size and average shape factor of α -Mg grains in semisolid extruded AS41 and AS41-0.4Ca-0.6Pr alloys

挤压态的半固态晶粒尺寸明显小于 AS41 镁合金的。根据 Ostwald 粗化理论^[16],晶粒形态和尺寸的变化主要是由固液界面能决定的,即 α -Mg 与周围液态合金元素间的界面能。Ca 和 Pr 的存在,一方面能够明显降低固液界面能,同时 Ca、Pr 与 Mg、Al 混合热为负,即 Ca、Pr 与 Mg、Al 化学亲和力强,大大限制了 Mg、Al 的扩散。综合两方面作用及根据晶粒尺寸 D 与等温时间 t 变化经验公式,导致 α -Mg 晶粒粗化系数减小。

$$D^n - D_0^n = Kt \quad (3)$$

式中, D_0 为初始晶粒平均尺寸; K 为晶粒粗化系数; n 为粗化经验指数。

2.3 Mg_2Si 形态的演变

图 12 为 AS41 和 AS41-0.4Ca-0.6Pr 合金在铸态和挤压态时 Mg_2Si 相形态的变化。可以看出,铸态 AS41 镁合金中具有粗大汉字状的 Mg_2Si 相,经过挤压后,粗大汉字状 Mg_2Si 相沿着挤压方向发生拉长并破碎,而经过复合微合金化后,合金中 Mg_2Si 相尺寸减小,出现了针状 Al-Pr 相,组织明显细化,同样经过挤压后, Mg_2Si

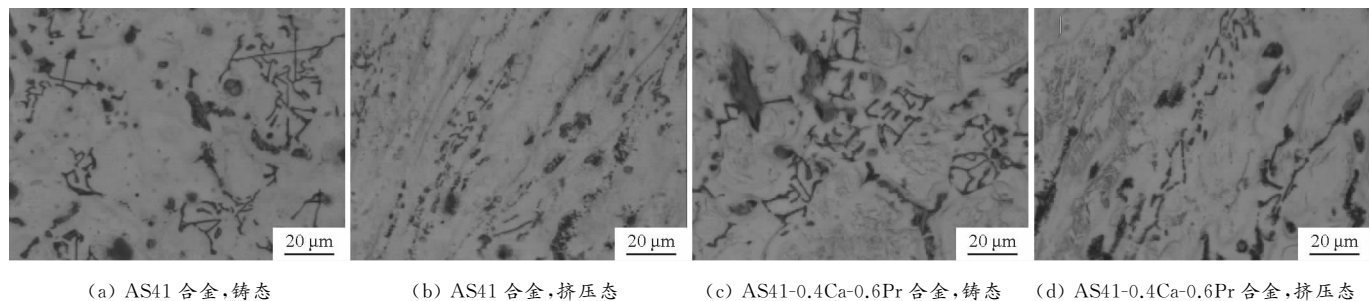


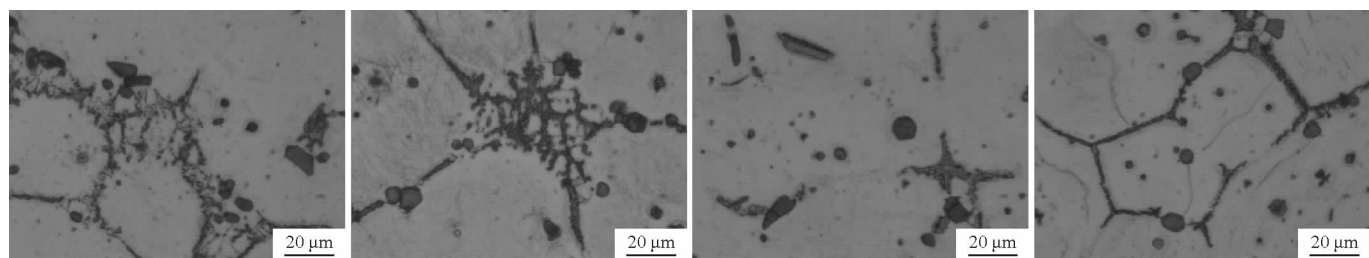
图 12 AS41 和 AS41-0.4Ca-0.6Pr 镁合金铸态和挤压态的 Mg_2Si 相形貌

Fig.12 Mg_2Si morphology in the as-cast, extruded AS41 alloy and AS41-0.4Ca-0.6PrAS41 alloy

相沿挤压方向发生拉长和破碎。

图 13 为 AS41 和 AS41-0.4Ca-0.6Pr 合金在铸态和挤压态经 580 ℃ 保温 30 min 后, Mg_2Si 相形态的变化。可以看出,从初始汉字状或拉长破碎的 Mg_2Si 相变成 5~12 mm 近球状 Mg_2Si 相,且 Mg_2Si 相主要分布于晶界处,少量分布于晶内。相比铸态,挤压态合金经半固

态等温处理后 Mg_2Si 相尺寸更细小和更圆整,说明挤压改善了 Mg_2Si 的形态和分布。由于 Mg_2Si 相熔点为 1 085 ℃,在半固态等温过程不能通过熔化机制改变形态,对于汉字状 Mg_2Si 相大曲率凹陷部分,Si 浓度更高,在半固态等温处理过程,大曲率凹处高浓度 Si 会向平界面处低 Si 浓度方向扩散。随着扩散进行,Si



(a) AS41 镁合金, 铸态

(b) AS41 镁合金, 挤压态

(c) AS41-0.4Ca-0.6Pr, 铸态

(d) AS41-0.4Ca-0.6Pr, 挤压态

图 13 AS41 和 AS41-0.4Ca-0.6Pr 镁合金铸态、挤压态在 580 ℃ 保温 30 min 半固态微观组织

Fig.13 Semisolid microstructures of as-cast, extruded AS41 alloy and AS41-0.4Ca-0.6Pr alloy held at 580 ℃ for 30 min

元素不断消耗,大曲率凹界面溶解,当 Si 浓度达到平衡时,各处界面曲率趋于相同,Mg₂Si 相形态也逐渐趋于球晶。

3 结 论

(1) Ca 和 Pr 的添加,减少了 AS41 镁合金中 β-Mg₁₇Al₁₂ 的含量,促使界面增强相 Al₂Ca 和 Al-Pr 相的形成,Mg₂Si 相由粗大汉字状向多边形小尺寸转变,同时挤压工艺使 Mg₂Si 拉长破碎,改善了 Mg₂Si 的形态和分布。

(2) 半固态等温处理过程中,Ca、Pr 复合微合金化的 AS41 界面熔化率低且 α-Mg 晶粒圆整度高,Ca、Pr 复合微合金化与挤压共同作用下,α-Mg 晶粒明显细化,平均晶粒尺寸小于 50 μm,粗化系数较小;Mg₂Si 相发生汉字状-短棒状-多边形-近球晶演变。

参 考 文 献

- [1] LI S, YANG X, HOU J, et al. A review on thermal conductivity of magnesium and its alloys[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2020, 8(1): 78-90.
- [2] BRONFIN B, KATSIR M, AGHION E. Preparation and solidification features of AS21 magnesium alloy[J]. Materials Science and Engineering, 2001, A302(1): 46-50.
- [3] BLUM W, ZHANG P, WATZINGER B, et al. Comparative study of creep of the die-cast Mg-alloys AZ91, AS21, AS41, AM60 and AE42[J]. Materials Science and Engineering, 2001, A319(9): 735-740.
- [4] ALIZADEH R, MAHMUDI R. Effects of Sb addition on the modification of Mg₂Si particles and high-temperature mechanical properties of cast Mg-4Zn-2Si alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509(37): 9 195-9 199.
- [5] GUO E J, MA B X, WANG L P. Modification of Mg₂Si morphology in Mg-Si alloys with Bi[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2008, 206(1-3): 161-166.
- [6] JIANG Q C, WANG H Y, WANG Y, et al. Modification of Mg₂Si in Mg-Si alloys with yttrium[J]. Materials Science and Engineering, 2005, A392(1-2): 130-135.
- [7] ZHANG E, WEI X, YANG L, et al. Effect of Zn on the microstructure and mechanical properties of Mg-Si alloy[J]. Materials Science and Engineering, 2010, A527(13-14): 3 195-3 199.
- [8] TANG S Q, ZHOU J X, TIAN C W, et al. Morphology modification of Mg₂Si by Sr addition in Mg-4Si alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21(9): 1 932-1 936.
- [9] CONG M, LI Z, LIU J, et al. Effect of Ca on the microstructure and tensile properties of Mg-Zn-Si alloys at ambient and elevated temperature[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2012, 539(1): 168-173.
- [10] HU B, ZHU W J, LI Z X, et al. Effects of Ce content on the modification of Mg₂Si phase in Mg-5Al-2Si alloy[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2021, 7(6): 1 001-1 005.
- [11] WANG F, XIAO W, LIU M, et al. Effects of alloying composition on the microstructures and mechanical properties of Mg-Al-Zn-Ca-RE magnesium alloy[J]. Vacuum, 2019, 159: 400-409.
- [12] MA G R, LI X L, LI L, et al. Modification of Mg₂Si morphology in Mg-9Al-0.7Si alloy by the SIMA process[J]. Materials Characterization, 2011, 62(3): 360-366.
- [13] ATKINSON H V, LIU D. Microstructural coarsening of semi-solid aluminium alloys[J]. Materials Science and Engineering, 2008, A496(1-2): 439-446.
- [14] CHEN Q, CHEN G, HAN L, et al. Microstructure evolution of SiC_p/ZM6 (Mg-Nd-Zn) magnesium matrix composite in the semi-solid state[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 656: 67-76.
- [15] GROBNER J, CHUMAK I, SCHMID-FETZER R. Experimental study of ternary Ca-Mg-Si phase equilibria and thermodynamic assessment of Ca-Si and Ca-Mg-Si systems[J]. Intermetallics, 2003, 11(10): 1 065-1 074.
- [16] FU J, WANG S, WANG K. Influencing factors of the coarsening behaviors for 7075 aluminum alloy in the semi-solid state[J]. Journal of Materials Science, 2018, 53(13): 9 790-9 805.

(编辑:张正贺)

欢迎使用在线稿件处理系统

投稿、查稿、审稿

敬请登录 www.special-cast.com