

纤维状 γ - $Mg_{17}Al_{12}$ 共晶相的制备及其对镁合金力学性能的影响

徐 畅¹, 张祝群², 代鹏林¹, 阔 洋¹, 林小婷^{1, 2}

(1. 东北大学 材料科学与工程学院, 辽宁沈阳 110819; 2. 东北大学秦皇岛分校 资源与材料学院, 河北秦皇岛 066004)

摘要: 利用CS-1V型六面顶液压机在4 GPa高压下对Mg-Al二元合金进行凝固, 使用SEM、XRD等分析手段研究了高压下共晶 γ - $Mg_{17}Al_{12}$ 与 α -Mg相界面、形貌、数量以及试验合金力学性能提升机制。结果表明, 4 GPa高压下, Mg-Al二元合金 α -Mg枝晶间初始发生共晶转变的原始合金Al量由石墨型(5 °C水冷, 常压)的7%提高到15%, 共晶相 γ - $Mg_{17}Al_{12}$ 形貌由常压下棒间距为1 500 nm的棒状共晶转变为高压下层片间距仅有50 nm的纤维状, 经计算高压下 γ - $Mg_{17}Al_{12}$ 相/ α -Mg界面点阵错配度为5.5%。高压下纤维状共晶 γ - $Mg_{17}Al_{12}$ 相所产生的第二相强化与 α -Mg枝晶组织细晶所产生的细晶强化、Al溶质在 α -Mg基体中固溶量增大所产生的固溶强化等综合强化效应使高压凝固Mg-15Al和Mg-20Al合金具有高硬度(> HV100)、高强度(> 500 MPa), 同时还维持一定的塑性(> 20.0%)。

关键词: Mg-Al合金; 高压凝固; 共晶相; 高强度

作者简介:

徐 畅(1993-), 女, 硕士, 研究方向为高压凝固镁合金性能。电话: 16630500039, E-mail: 1109509323@qq.com

通讯作者:

林小婷, 教授。电话: 13783506091, E-mail: lxpjng3588@163.com

中图分类号: TG113.25

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2021)08-0915-06

基金项目:

国家自然科学基金(51675092、51775099); 河北省自然科学基金面上项目(E2018501033、E2018501032)。

收稿日期:

2021-03-25 收到初稿,
2021-04-10 收到修订稿。

铸造Mg-Al系合金是目前应用最广泛的镁合金体系, 在生产和研究领域有着非常重要的地位^[1]。然而其中的典型代表AZ91D合金的主要强化相 γ - $Mg_{17}Al_{12}$ 以粗大的“棒状共晶”组织形式连成网状分布在 α -Mg枝晶间, 导致合金塑性差、绝对强度低, 已成为限制其大规模商业化应用的瓶颈^[2]。传统上, 多通过添加微量Ca、Sc、Sr、Bi和RE等元素^[3-7], 并结合热处理^[8-9]改善 γ - $Mg_{17}Al_{12}$ 的形态、分布与大小^[10], 但其效果有限。因此, 寻求新方法改善共晶组织形态, 获得高强度及良好塑性已成为目前铸造镁合金研究前沿课题。

控制凝固过程是控制铸造合金凝固组织的关键手段。压力与温度、成分三个独立物理参量, 压力可在不改变成分基础上改变物质结构和性质。Xu等^[11]研究压力对共晶Al-Ge合金凝固组织影响时指出, 共晶片层间距随压力增大明显减小, 凝固组织得到显著细化。Ma等^[12]研究GPa级高压下Al-20Si合金凝固组织及力学性能也发现, 其凝固组织中的初生晶 α -Al相及共晶Si相均随凝固压力增加不断细化, 3 GPa下其室温抗拉强度、屈服强度和伸长率分别较常压下的199 MPa、151 MPa和0.58%增至365 MPa、237 MPa和2.98%, 断裂模式由常压下的解理断裂转变为高压下的准解理断裂。Wang等^[13]研究压力对Ti-34.22Al合金组织影响时指出, 其片状共晶组织间距由常压下的495 nm分别减小到2 GPa下的345 nm和4 GPa下的227 nm, 4 GPa下的显微硬度较常压下提高了50.2%。GUO等^[14]研究了压力对Mg-Zn-Cu-Zr合金凝固组织和力学性能影响发现合金共晶组织由常压下“层状共晶”形式、呈网状分布变为6 GPa下“实心杆状共晶”形式、呈岛状或颗粒状分布, 共晶组织所占面积分数由常压下的35%减小到6 GPa下的20%, 合金抗压强度和相对压缩率由常压下的170 MPa和11.23%提高到6 GPa下的430 MPa和14.48%。WANG等^[15]研究4 GPa下AZ91D合金凝固组织时发现, 被细化了的共晶 γ - $Mg_{17}Al_{12}$ 相多呈岛状断续分布在 α -Mg枝晶间, 且共晶相所占比例大幅降低。可见利用高压凝固可以通过改善合金共晶组织形貌、分布及大小提高其力学性能。

为此,在前期研究基础上^[16],以亚共晶Mg-Al二元合金作为研究对象,系统地研究GPa级高压作用下 γ -Mg₁₇Al₁₂相形态、分布及数量对Mg-Al合金力学性能的影响。利用共晶 γ -Mg₁₇Al₁₂相强化镁合金,开发高性能、廉价的Mg-Al系碱土镁合金,对扩大Mg-Al系合金实际应用范围有着重要的理论和实际应用意义。

1 试验材料及方法

常压下铸造Mg-xAl ($x=5, 7, 9, 12, 15, 20, 25, 30$, 质量分数(%),以下同)合金采用自制真空(2.4×10^{-6} Pa)感应加热炉熔制^[17],采用线切割将其加工成 $\Phi 6 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 试样。利用ICAP6300等离子体光谱(IPP)分析八种试验合金最终Al量(质量分数%)分别为4.68, 7.02, 9.36, 12.15, 14.94, 20.32, 25.18和30.08,记作5Al、7Al、9Al、12Al、15Al、20Al、25Al和30Al合金。用CS-1V型六面顶液压机对样品进行4 GPa高压凝固试验^[18-20]。合金的加热温度分别为850 °C、830 °C、810 °C、800 °C、800 °C、800 °C、800 °C和800 °C。

采用SUPRA-55型扫描电镜(EDS)观察分析Mg-xAl合金显微组织特征、Al分布规律等。利用2500/PC型X射线衍射仪进行物相分析,在 2θ 为30°至80°之间测量XRD衍射谱,扫描步长为0.3°。采用WDW3100电子万能试验机进行室温压缩性能试验,压缩速率为0.1 s⁻¹。

2 试验结果与分析

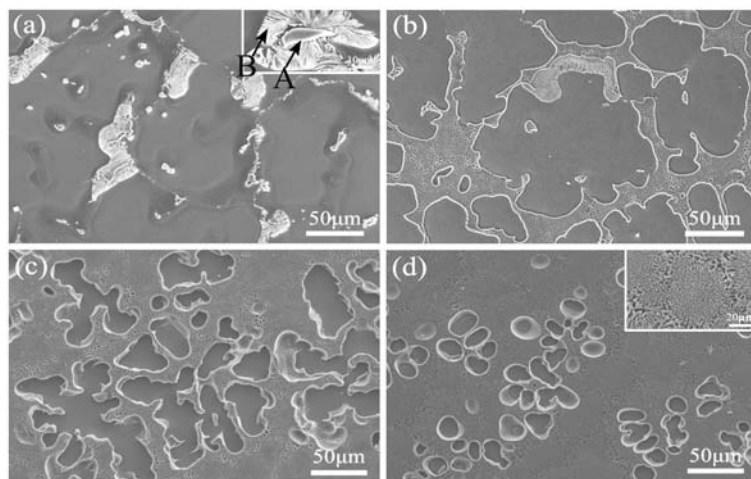
2.1 4 GPa 高压下亚共晶 Mg-Al 合金凝固组织特征

首先采用SEM观察了常压石墨型铸造亚共晶Mg-xAl合金的凝固组织。结果显示,当原始合金

Al $\geq 7\%$,粗大(二次枝晶间距 $120 \mu\text{m} \pm 5 \mu\text{m}$) α -Mg枝晶间就已形成一定数量的共晶相(图1a中箭头A)以及冷却过程中非连续析出的层片状相(图1a中箭头B)。从图3a中的Mg-xAl合金XRD衍射谱图中可以看出,谱图中仅有 α -Mg峰和 γ -Mg₁₇Al₁₂峰,故无论是组织中的共晶相还是非连续析出的层片状相都为 γ -Mg₁₇Al₁₂相。

由图3a中4 GPa凝固9Al和20Al合金的XRD衍射谱可知,高压凝固合金组织中第二相仍为 γ -Mg₁₇Al₁₂相。4 GPa凝固Mg-xAl合金($x \leq 12\%$)凝固组织为单一固溶体组织(γ 相不足3%)。由图2可知,当Al $> 12\%$ 时,组织中 α -Mg枝晶间开始有纤维状 α -Mg生成。例如15Al合金中呈岛状的纤维状共晶 γ 相(图2b)和20Al合金中连成网状的纤维状共晶 γ 相(图2d)。

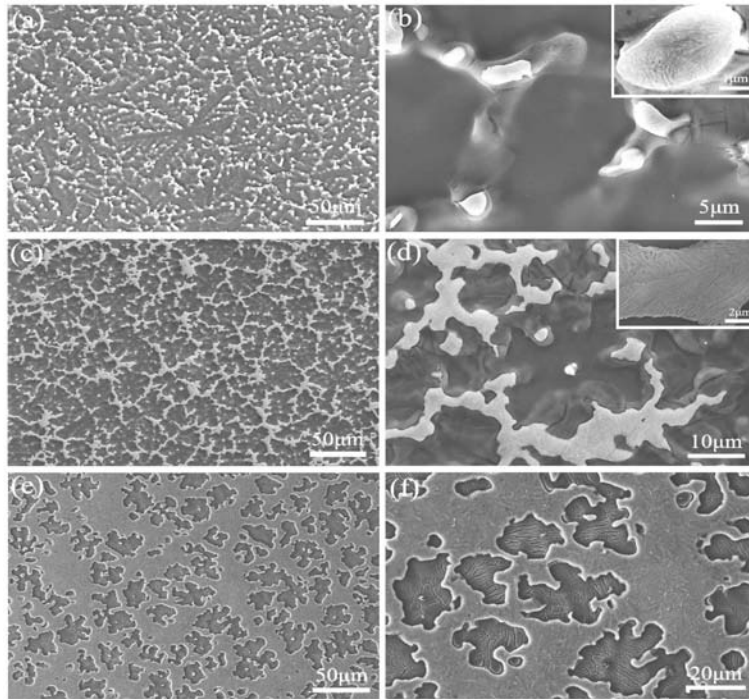
由图3b左轴所示Mg-xAl合金组织中第二相含量规律曲线可知,常压铸造和高压凝固合金组织中 γ 相的面积分数均随原始合金Al量增高而增大,且逐渐连成网状分布在 α -Mg枝晶间。高压凝固合金组织中的共晶 γ 相所占面积分数远低于石墨型铸造合金(同Al量),初生晶 α -Mg枝晶组织和共晶组织均得到显著细化,其共晶组织形式由粗大的棒状共晶变为纤维状共晶,棒状共晶棒间距约为1 500 nm,纤维状共晶片间距约为50 nm,仅为前者的3%。常压下,棒状共晶的断面为多边形,其共晶两相之间虽然也具有位向关系,但不能保证多边形中的每个边都是低界面能的晶面。而4 GPa下,由于压力降低共晶两相(α -Mg和 γ 相)间的界面能、相间界面是低界面能的晶面,且高压明显降低Mg原子和Al原子的扩散系数,抑制了共晶相的生长,由此导致高压凝固Mg-Al合金共晶组织形貌转为纤维状^[21]。此外,高压凝固合金组织中无层片状 γ 相,即高压凝固抑制了层片状 γ 相的非连续析出。



(a) 7Al; (b) 15Al; (c) 25Al; (d) 30Al

图1 石墨坩埚(5 °C水冷,常压)铸造Mg-Al合金凝固组织形貌

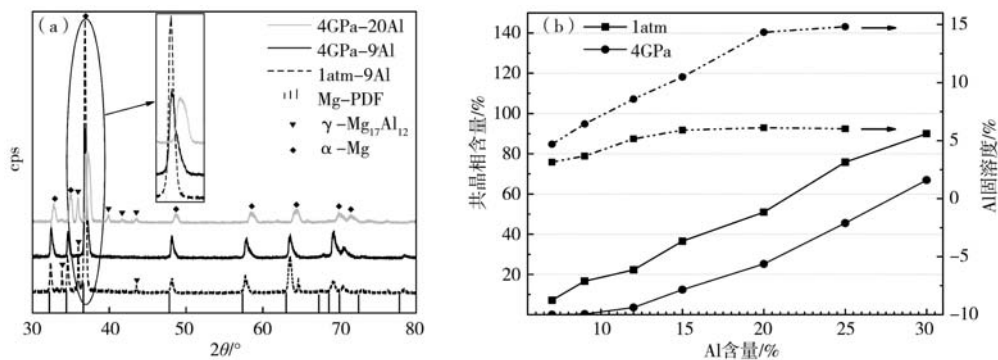
Fig. 1 SEM images of cast Mg-Al alloy solidified in graphite crucible (5 °C water cooling, normal pressure)



(a)、(b) 15Al; (c)、(d) 20Al; (e)、(f) 30Al

图2 4 GPa高压作用下Mg-Al合金凝固组织形貌

Fig. 2 SEM images of Mg-Al alloy solidified under 4 GPa high pressure

图3 Mg-xAl合金XRD衍射谱 (a) 和Mg-xAl合金组织中 γ 相含量和基体中Al的固溶度 (b)Fig. 3 (a) XRD patterns of Mg-xAl alloy and (b) content of γ phase in Mg-xAl alloy structure and solid solubility of Al in matrix

由图3a可知, 石墨型铸造9Al合金存在 α -Mg和 γ 相衍射峰, 其中 α -Mg衍射峰较PDF卡片中纯镁粉末衍射峰略向右偏移, 高压凝固9Al合金的 α -Mg衍射峰较常压9Al合金进一步向右偏移, 而高压凝固20Al合金 α -Mg相衍射峰较高压凝固9Al又继续向右偏移。而 γ 相衍射峰位置则与常压相近。经计算, 常压下9Al合金 α -Mg的晶格常数 a 和 c 分别为0.319 2 nm和0.518 4 nm, 与文献[22]报道结果一致。4 GPa高压下, 20Al合金 α -Mg的晶格常数 a 和 c 则分别为0.315 6 nm和0.514 2 nm, 即高压下 α -Mg晶格常数减小; 而常压和高压下BCC结构 γ 相的晶格常数 a 则分别为1.058 0 nm和1.057 9 nm。

为研究高压下BCC结构 γ 相与HCP结构 α -Mg相间的点阵错配度, 采用Bramfitt (面与面匹配) 模型^[23]计

算了 γ/α -Mg相低指数面的错配度, 即密排面 $\{110\}_{\gamma}$ 与 $(0001)_{\alpha}$ 、 $(10\bar{1}0)_{\alpha}$ 和 $(01\bar{1}1)_{\alpha}$ 间的匹配程度。计算结果显示, 4 GPa下 γ/α -Mg相点阵错配度为5.5%, 表明高压下纤维状 γ 与 α -Mg相间具有较好的结合强度。

为进一步研究高压下Al溶质分布规律, 沿扫描线 (如图4所示) 打若干个点进行EDS分析, 统计基体中Al溶质平均固溶量 (如图3b右轴所示)。由图4a可知, 常压下共晶 γ 相与 α -Mg基体间存在断崖式的Al浓度差; 当Al < 12%, 其 α -Mg基体中平均固溶Al量随原始合金Al含量增加呈线性增加; 当Al > 12%, 平均固溶Al量则变化较小。而相较于常压铸造合金, 4 GPa凝固合金基体中Al固溶度增大 (同Al量), 基体中Al固溶度也随原始合金Al含量的增加而线性增加, 直到20Al

合金后才趋于直线。

综上所述，对于常压石墨型铸造Mg-Al合金， $7\% \leq Al \leq 32.3\%$ 范围内为亚共晶，且组织中粗大的“棒状共晶”组织多连成网状分布在 α -Mg枝晶间。而在4 GPa高压下， $Al \geq 15\%$ 的Mg-Al合金才能获得亚共晶组织，共晶组织为“纤维状共晶”，且 α -Mg枝晶间固溶着高浓度的Al原子。

2.2 亚共晶 Mg-Al 合金力学性能

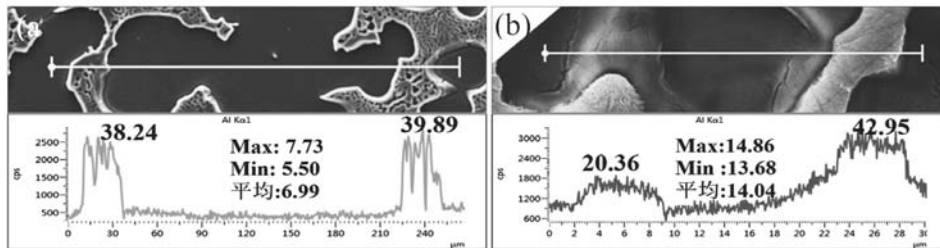
图5为不同条件下凝固的Mg-Al合金硬度。常压铸造和高压凝固合金的硬度均随 γ 相的增多而增高。而4 GPa凝固的具有固溶体组织的12Al合金硬度为HV80，与常压铸造12Al合金硬度相当，说明高压凝固合金组织中没有 γ 相也能保持较高硬度。高压凝固20Al合金（ γ 相22%）硬度比常压铸造12Al合金（ γ 相4%）高HV51。此外，试验中还观察到常压石墨铸造Mg-Al合金硬度值波动较大，其硬度差 $>HV25$ ；而高压凝固合金硬度值波动较小，其硬度差 $<HV10$ ，这与高压凝固合金组织细化、均匀性较高有关。

图6为Mg-xAl合金压缩工程应力-应变曲线。可知，常压铸造条件下，7Al合金的最大压断抗力（ σ_b ）为324 MPa，断后压速率（ δ ）为23.33%。随着原始合金Al量（9%~20%）增多，合金 σ_b 在315~340 MPa间波

动，但塑性则直线下降。而当原始合金Al量增至30%，因其组织中硬脆共晶 γ 相高达90%，导致其 σ_b 增至379 MPa， δ 仅有0.45%，脆性很大。由此可见，对于常压铸造Mg-xAl（ $x < 20\%$ ）合金，仅硬度随 γ 相数量增多而提高，塑性随 γ 相增多而持续降低，而强度在315~340 MPa间波动，变化不大。其中，强塑性配合较为理想的是9Al合金，这也是目前所研究和应用的铸造Mg-Al系合金Al量通常都控制在9%以下的原因。

4 GPa凝固15Al合金的 σ_b 和 δ 分别为503 MPa和25.82%，与常压铸造12Al合金相比其 σ_b 提高163 MPa、 δ 提高7.85%。20Al合金组织中连成网状的 γ 相并没有影响其强度（ σ_b 为546 MPa）且还维持一定的塑性（ δ 为20.23%），其塑性与常压铸造9Al合金相近，但 σ_b 提高212 MPa。之后，再随Al量增多，其合金强度增幅较小。可见，4 GPa凝固Mg-xAl（ $x < 20\%$ ）合金的塑性也随Al量增多而降低，但还维持一定的塑性，但其强度则随Al量增多而提高，即纤维状共晶 γ 相可作为Mg-Al合金强化相；其中15Al合金和20Al合金的强度都突破500 MPa，且还维持一定的塑性（ $\delta > 20\%$ ）。

合金强度和塑性是对成分、组织结构敏感的力学性能指标。由上述试验结果可知，高压下15Al亚共晶合金凝固组织最大的特点：一是 α -Mg枝晶组织显著细化，二是Al溶质在 α -Mg固溶量高，三是纤维状共晶多



(a) 石墨型（5 °C水冷，常压） (b) 4 GPa高压凝固

图4 20Al合金Al溶质原子分布规律

Fig. 4 Atomic distribution of Al solutes of 20Al alloy

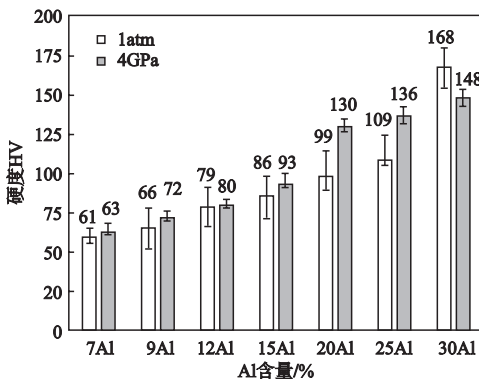


图5 不同凝固条件下Mg-xAl合金硬度

Fig. 5 Hardness of Mg-xAl alloy solidified under different conditions

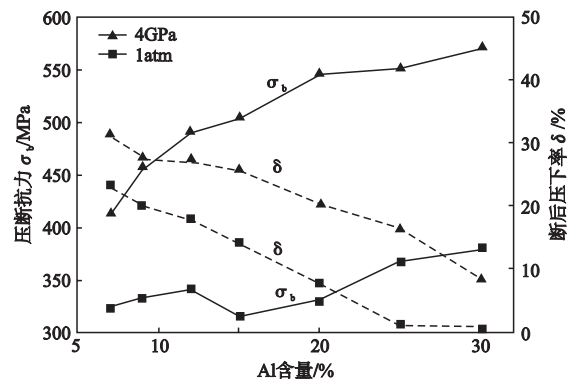


图6 Al含量对Mg-xAl合金压缩性能的影响

Fig. 6 Effect of Al content on compressive properties of Mg-xAl alloy

呈岛状分布在细 α -Mg枝晶间；枝晶组织细化对强塑性都有贡献，固溶强化对强度有贡献，同时对塑性损害较小，岛状分布的纤维状共晶组织在不割裂基体、发挥基体作用的同时，又能发挥共晶相本身高强度特性产生弥散强化，三者共同作用使其具有高强度和良好塑性。

3 结论

(1) 对于常压石墨型铸造Mg-Al合金， $7\% \leq Al \leq 32.3\%$ 时组织为亚共晶组织；4 GPa高压下， $Al \geq 15\%$ 后其合金室温组织才为亚共晶组织，即原始合金Al量相同时，高压凝固镁合金共晶相所占比例相对较低， α -Mg基体中固溶Al量相对较高。常压下共晶组织为典型的棒状共晶，棒间距为1 500 nm；高压下共晶组织呈纤维状，片间距仅有50 nm，且高压下共晶 γ 相与 α -Mg间低指数面点阵错配度(5.5%)较小。

(2) 4 GPa高压下，初生晶 α -Mg枝晶组织和共晶组织均得到显著细化，15Al合金 α -Mg基体中固溶Al量为10.48%，共晶 γ 相(所占面积分数约为12%)呈岛状弥散分布在细 α -Mg枝晶间。20Al合金基体中固溶Al量为14.04%，共晶 γ 所占面积分数增至25%，且连成网状。

(3) 4 GPa高压下，15Al合金综合力学性能较好，硬度为HV93，最大压断抗力为503 MPa，断后压下率为25.82%；20Al合金因共晶 γ 相连成网状分布在 α -Mg枝晶间，故其硬度升至HV130，强度升至546 MPa，但塑性(20.23%)则有所降低。其中 α -Mg枝晶组织细化所产生的细晶强化，Al在基体中固溶量增大所产生的固溶强化以及纤维状共晶相呈岛状分布所产生的弥散强化成为高压凝固Mg-Al合金主要的强化机制。

参考文献:

- [1] XIE J S, ZHANG J H, YOU Z H, et al. Towards developing Mg alloys with simultaneously improved strength and corrosion resistance via RE alloying [J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2021, 9 (1): 41-56.
- [2] LI Y, TAN C W, YU X D, et al. Evolution of β -Mg₁₇Al₁₂ in Mg-Al-Zn-Ag alloy over time [J]. Materials Science and Engineering A, 2019, 754: 470-478.
- [3] 王春辉, 薛天明, 刘江江, 等. 热处理对Mg-8Al-1Ca合金第二相及力学性能的影响 [J]. 铸造设备与工艺, 2017 (2): 28-30.
- [4] SILVA C J, KULA A, MISHRA R K, et al. The effect of Sc on plastic deformation of Mg-Sc binary alloys under tension [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 761: 58-70.
- [5] 马先臻, 许春香, 程伟丽, 等. Sr对AZ81镁合金 β -Mg₁₇Al₁₂析出相形态及力学性能的影响 [J]. 铸造, 2013, 62 (3): 230-234.
- [6] GO J B, JIN S C, KIM H, et al. Novel M-Bi-Al alloy with extraordinary extrudability and high strength [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 843: 156026.
- [7] 王武孝, 张莎, 申情, 等. 热处理工艺对Mg-7Al-xY镁合金组织及性能的影响 [J]. 兵器材料科学与工程, 2013, 36 (6): 45-48.
- [8] TOLOUIE E, JAMAATI R. Effect of β -Mg₁₇Al₁₂ phase on microstructure, texture and mechanical properties of AZ91 alloy processed by asymmetric hot rolling [J]. Materials Science and Engineering A, 2018, 738: 81-89.
- [9] FATMI M, DJEMLI A, OUALI A, et al. Heat treatment and kinetics of precipitation of β -Mg₁₇Al₁₂ phase in AZ91 alloy [J]. Results in Physics, 2018 (10): 693-698.
- [10] CUBIDES Y, KARAYAN A I, VAUGHAN M W, et al. Enhanced mechanical properties and corrosion resistance of a fine-grained Mg-9Al-1Zn alloy: the role of bimodal grain structure and β -Mg₁₇Al₁₂ precipitates [J]. Materialia, 2020, 13: 100840.
- [11] XU R, ZHAO H, LI J, et al. Microstructures of the eutectic and hypereutectic Al-Ge alloys solidified under different pressures [J]. Materials Letters, 2006, 60: 783-785.
- [12] MA P, WEI Z J, JIA Y D, et al. Effect of high pressure solidification on tensile properties and strengthening mechanisms of Al-20Si [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 688: 88-93.
- [13] WANG H W, ZHU D D, ZOU C M, et al. Evolution of the microstructure and nanohardness of Ti-48at.%Al alloy solidified under high pressure [J]. Materials and Design, 2012, 34 (5-6): 488-493.
- [14] GUO K Y, XU C, LIN X P, et al. Microstructure and strengthening mechanism of Mg-5.88Zn-0.53Cu-0.16Zr alloy solidified under high pressure [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2020, 30 (1): 99-109.
- [15] WANG L, LIN X P, XU C, et al. The microstructure and the mechanical property of AZ91D solidified under GPa-grade high-pressure [J]. Materials Science and Technology, 2019, 35: 1690-1699.
- [16] 徐畅, 黄铎, 林小婷, 等. Cu对高压凝固Mg-9Al-1Zn合金显微组织及力学性能的影响 [J]. 铸造, 2019, 68 (8): 860-866.
- [17] WANG S C, CHOU C P. Effect of adding Sc and Zr on grain refinement and ductility of AZ31 magnesium alloy [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2008, 197: 116-121.

- [18] 刘陈, 林小婷, 李婵, 等. 高压凝固工艺参量对镁合金凝固组织及性能的影响 [J]. 铸造, 2017, 66 (10) : 1057-1061.
- [19] STJOHN D H, EASTON M A, QIAN M, et al. Grain refinement of magnesium alloys: a review of recent research, theoretical developments, and their application [J]. Metallurgical and materials transactions A, 2013, 44: 2935-2949.
- [20] LIN X P, FAN Z B, XU C, et al. Room temperature compressive properties and strengthening mechanism of $Mg_{96.17}Zn_{3.15}Y_{0.50}Zr_{0.18}$ alloy solidified under high pressure [J]. Journal of Rare Earths, 2020, 38: 657-664.
- [21] LIU T, MORALES S, KARKKAINEN M, et al. The combined effects of Sr additions and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of high pressure die cast A383 alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2019, 756: 373-380.
- [22] 肖晓玲, 罗承萍, 刘江文, 等. AZ91镁铝合金中HCP/BCC相界面结构 [J]. 中国有色金属学报, 2003, 13 (1) : 15-20.
- [23] BRAMFITT B L. The effect of carbide and nitride additions on the heterogeneous nucleation behavior of liquid iron [J]. Metallurgical Transactions, 1970, 1 (7) : 1987-1995.

Preparation and Its Effect of Fibrous γ - $Mg_{17}Al_{12}$ Eutectic Phase on Mechanical Properties of Mg Alloy

XU Chang¹, ZHANG Zhu-qun², DAI Peng-lin¹, KUO Yang¹, LIN Xiao-ping^{1,2}

(1. School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, Liaoning, China; 2. School of Resources and Materials, Northeastern University at Qinhuangdao, Qinhuangdao 066004, Hebei, China)

Abstract:

CS-1V hexahedron hydraulic press was used to solidify Mg-Al binary alloy under 4 GPa high pressure, and SEM and XRD were used to investigate the morphology, quantity, boundary surface between eutectic γ - $Mg_{17}Al_{12}$ and α -Mg phase, and the mechanism of the mechanical properties improvement under high pressure. The results show that, under 4 GPa high pressure, the amount of Al needed for the eutectic transformation to form γ - $Mg_{17}Al_{12}$ phase in the base alloy between α -Mg dendrites of Mg-Al binary alloy is increased from 7% (graphite mold, water cooling at 5 °C, normal pressure) to 12%; meanwhile, the morphology of the γ - $Mg_{17}Al_{12}$ phase changes from rod shape with rod spacing of 1 500 nm under normal pressure to fiber shape with sheet spacing of 50 nm under high pressure. The lattice mismatch between fibrous γ - $Mg_{17}Al_{12}$ phase and α -Mg is calculated to be 5.5%. Under high pressure, the comprehensive strengthening effects of the second phase strengthening, grain refinement strengthening and solid solution strengthening produced by the fibrous eutectic phase make the high-pressure solidified Mg-15Al and Mg-20Al alloys have high hardness (>HV100) and high strength (>500 MPa), and still maintain a certain degree of plasticity (>20.0%).

Key words:

Mg-Al alloy; high pressure solidification; eutectic phase; high strength