

高压铸造 Al-Si-Cu-Mg-Fe-Mn 合金的组织特征及时效后性能

何 山^{1,2} 张孝足^{1,2} 王 瑞^{1,2} 王东涛^{1,2} 张 海^{1,2} 闫 俊³ 高海波³ 范卫忠³

[1.苏州大学沙钢钢铁学院; 2.苏州大学高性能金属结构材料研究院; 3.华劲新材料研究院(广州)有限公司]

摘 要 研究了添加微量 Mo、Zr 元素以及人工时效对高压铸造 Al-Si-Cu-Mg-Fe-Mn 合金力学性能的影响。结果表明,Mo 的添加使合金在高压铸造快速凝固过程中形成细小颗粒状的含 Mo 相,而 Zr 元素主要固溶于基体,晶界处细小均匀的含 Fe、含 Mo 相对铸态合金的力学性能具有强化作用。另外,随着自然时效时间增加,Al-9.0Si-2.0Cu-0.2Mg-0.1Fe-0.4Mn-1.8Zn 合金、复合添加 0.12% 的 Mo 和 0.15% 的 Zr 后的合金力学性能均得到提高,其屈服强度与铸态相比分别提高了 7.4% 和 8.8%。经过人工时效后,G.P.区以及 θ' 相的析出使 Al-9.0Si-2.0Cu-0.2Mg-0.1Fe-0.4Mn-1.8Zn 合金、复合添加 0.12% 的 Mo 和 0.15% 的 Zr 后的合金的抗拉强度、屈服强度得到提高,经 175 ℃×6 h 人工时效后,Al-9.0Si-2.0Cu-0.2Mg-0.1Fe-0.4Mn-1.8Zn 合金的抗拉强度、屈服强度与铸态相比分别增加了 8.8%、43.0%,复合添加 0.12% 的 Mo 和 0.15% 的 Zr 后,合金的抗拉强度、屈服强度与铸态相比分别增加了 10.6%、43.8%。

关键词 高压铸造; Al-Si-Cu-Mg-Fe-Mn 合金; Mo、Zr 元素; 人工时效

中图分类号 TG249.2; TG146.21

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2023.08.017

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Microstructure and After-aging Mechanical Properties of High Pressure Die Casting Al-Si-Cu-Mg-Fe-Mn Alloy

He Shan^{1,2}, Zhang Xiaozu^{1,2}, Wang Rui^{1,2}, Wang Dongtao^{1,2}, Zhang Hai^{1,2}, Yan Jun³,
Gao Haibo³, Fan Weizhong³

[1.Shagang School of Iron and Steel, Soochow University;

2.High-Performance Metal Structural Materials Research Institute, Soochow University;

3.Huajin New Material Research Institute(Guangzhou)Co.,Ltd.]

Abstract: The effects of the addition of trace Mo and Zr elements and artificial aging on mechanical properties of high pressure die casting (HPDC) Al-Si-Cu-Mg-Fe-Mn alloy were investigated. The results indicate that the addition of Mo can induce the formation of small granular Mo containing phase in rapid solidification of HPDC, and Zr element is mainly soluted in the matrix. The fine and uniform Fe-containing and Mo-containing phases at the grain boundary can strengthen the mechanical properties of as-cast alloy. In addition, with the increase of nature aging time, the mechanical properties of Al-9.0Si-2.0Cu-0.2Mg-0.1Fe-0.4Mn-1.8Zn, Al-9.0Si-2.0Cu-0.2Mg-0.1Fe-0.4Mn-1.8Zn-0.12Mo-0.15Zr alloys are improved. Compared with those of as-cast ones, yield strength is increased by 7.4% and 8.8%, respectively. After artificial aging, G.P. zone and θ' phase precipitation can increase the tensile and yield strength of Al-9.0Si-2.0Cu-0.2Mg-0.1Fe-0.4Mn-1.8Zn and Al-9.0Si-2.0Cu-0.2Mg-0.1Fe-0.4Mn-1.8Zn-0.12Mo-0.15Zr alloys. After artificial aging at 175 ℃ for 6 h, the tensile strength and the yield strength of Al-9.0Si-2.0Cu-0.2Mg-0.1Fe-0.4Mn-1.8Zn alloy are increased by 8.8% and 43.0%, and the tensile strength and the yield strength of Al-9.0Si-2.0Cu-0.2Mg-0.1Fe-0.4Mn-1.8Zn-0.12Mo-0.15Zr alloy are increased by 10.6% and 43.8%, respectively, compared to those of as-cast ones.

Key Words: High Pressure Die Casting, Al-Si-Cu-Mg-Fe-Mn Alloys, Mo and Zr Elements, Artificial Aging

高压铸造由于具有能生产薄壁构件、生产效率高、尺寸精度高等特点而被广泛应用。高压铸造的制造工

收稿日期:2022-10-23;修改稿收到日期:2022-12-04

第一作者简介:何山,男,1996 年出生,硕士研究生,江苏苏州(215100),E-mail:962236729@qq.com

通信作者:王东涛,男,1991 年出生,讲师,江苏苏州(215000),E-mail:dtwang@suda.edu.cn

引用格式:何山,张孝足,王瑞,等. 高压铸造 Al-Si-Cu-Mg-Fe-Mn 合金的组织特征及时效后性能[J]. 特种铸造及有色合金,2023,43(8):1 099-1 104.

HE S, ZHANG X Z, WANG R, et al. Microstructure and after-aging mechanical properties of high pressure die casting Al-Si-Cu-Mg-Fe-Mn alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2023, 43(8):1 099-1 104.

艺决定合金熔体具有快速凝固的特点^[1],这对于细化铸造铝合金的微观组织(包括晶粒和第二相)、提高力学性能具有十分积极意义。Al-Si-Cu-Mg 合金由于具有优异的铸造特性、力学性能,被广泛应用于汽车工业领域^[2]。但是,对于 Al-Si-Cu-Mg 合金,大多数研究仅针对低 Cu 含量合金,其屈服强度约为 120 MPa^[3]。通过添加稀土元素^[4]、TiB₂ 等^[5]以及超细共晶强化^[6]等方法,可以提高高压铸造铝合金的屈服强度。该方法对铸造工艺的要求较高且成本也较高。目前,对高 Cu 含量及高 $w(\text{Cu})/w(\text{Mg})$ 质量比下高压铸造 Al-Si-Cu-Mg 合金的强韧性能报道相对较少,Cu 可作为强化元素进一步提高合金的力学性能。

另一方面,Mo、Zr 等微量元素在传统的凝固过程中经常形成粗大的金属间相,但是在高冷却速率下可以形成细小的金属间相^[7],因此在快速凝固条件下 Mo、Zr 具有强化铝合金的潜能^[8]。微合金化在制备高强高压铸造铝合金中应用广泛。然而,在高压铸造中由于湍流和夹气的影响,铸件不能热处理,这限制了高压铸造铝合金的应用^[9]。所以,以低温人工时效、自然时效+低温人工时效代替传统 T6 热处理提高高压铸造铝合金的强度,可以制备出尺寸精度高、安全性好的高强压铸件,且避免起泡等热处理缺陷。人工时效通过将其加热到适当温度,保持一定时间可加速强化相沉淀析出,使合金强韧化,改善使用性能。而自然时效通过将工件放在大气环境下,由于高冷却速率下形成的过饱和固溶体会逐渐析出,且随着时间推移其析出量逐渐增多直至稳定^[10],人工与自然时效相结合可以使高压铸造合金强韧化,改善其使用性能。本研究关注微量 Mo、Zr 元素及低温时效对高压铸造 Al-Si-Cu-Mg-Fe-Mn 合金力学性能的影响,旨在为其应用范围扩大提供参考。

1 试验方法

本试验共设计两种化学成分合金,熔炼所用材料包括纯 Al 锭(99.85%,质量分数,下同)、纯 Mg(99.9%)、纯 Cu(99.9%)、纯 Zn(99.9%)、Al-10Mn、Al-10Fe、Al-20Si、Al-10Sr、Al-5Mo 和 Al-5Zr 中间合金,两种合金的化学成分见表 1。使用 300 kg 机边炉熔炼原材料。首先,按规定量加入纯铝锭、Al-20Si 中间合金、纯 Cu 锭、纯 Zn 锭,其中在制备 M₂ 合金时须在纯 Cu 与纯 Zn 锭加入后再加入 Al-5Mo、Al-5Zr 中间合金,随后将熔体加热到 760 ℃,保温 10~15 min,当熔体温度降至 740~750 ℃时加入 Al-10Fe、Al-10Mn 中间合金,保温 10~15 min,待熔体温度降至 720~730 ℃时加入纯 Mg 锭。搅拌熔体 10 min 确保熔体充分混合。随后在

730 ℃下进行 30~40 min 精炼除气、扒渣。随后,将制备好的熔体转移至冷室 HPDC 机(Haitian Metal DC-300)的压射套筒中。模具预热温度为 250 ℃,压射套筒预热温度约为 200 ℃,浇注温度控制在 690~700 ℃。对于每一种化学成分合金均制备尺寸为 $\phi 6.4$ mm 的拉伸试棒,其中,M₁、M₂ 合金在压铸完成后测试铸态力学性能,随后将其在大气环境下放置,力学性能指标的测试分别在放置 24、48、96、168、360 和 720 h 进行,并比较其变化,除此之外,对于 M₁、M₂ 合金分别进行 175 ℃×6 h 人工时效。

取拉伸段的横截面进行微观组织分析,使用 Phenom XI 扫描电镜(SEM)进行微观组织观察及物相分析,使用 DDL200 拉伸试验机分别测试 M₁、M₂ 合金铸态、自然时效态、低温人工时效态的力学性能,拉伸速率设为 2 mm/min。取至少 5 个试样测试取其平均值。另外,通过 HR-TEM,JEM-2100 高分辨率透射电镜观察人工时效后的纳米强化相的析出,最后进行拉伸断口的扫描电镜观察。

表 1 试验合金的化学成分

Tab.1 Chemical composition of the experimental alloys %											
合金	w_B										
编号	Si	Mg	Cu	Fe	Mn	Zn	Ti	Sr	Mo	Zr	Al
M ₁	9.0	0.2	2.0	0.1	0.4	1.8	0.1	0.025	-	-	余量
M ₂	9.0	0.2	2.0	0.1	0.4	1.8	0.1	0.025	0.12	0.15	余量

2 试验结果与讨论

2.1 铸态微观组织

M₁、M₂ 合金的铸态微观组织及 EDS 分析结果见图 1。可以看出,M₁、M₂ 合金中 α -Al 基体周围均匀分布着晶间第二相(亮白色)和共晶 Si 相(亮灰色),EDS 分析进一步证实了条状的 θ -Al₂Cu 相和短棒状的 Q-AlCuMgSi 相是 M₁ 合金晶间第二相的主要组成物。同时,细小块状的 α -AlFeMnSi 相(2~3 μm)也存在于铸态 M₁ 合金的组织中,铸态 M₂ 合金的组织与 M₁ 合金相似,但 M₂ 合金存在较多均匀分布的细小颗粒相,且在晶界处分布较为密集,EDS 分析进一步证实了其晶界相也是由 θ -Al₂Cu 和 Q-AlCuMgSi 相组成,且晶界处的细小颗粒主要为 AlSiMnMo 相。铸态 M₂ 合金微观组织中几乎没有富 Zr 相,这可能是由于 Zr 在高的冷却速率下来不及析出形成过饱和固溶体。

图 2~图 5 分别为 M₁、M₂ 合金的组织形貌和 EDS 面扫描结果,M₂ 合金中分布在晶界处的细小颗粒相的 TEM 形貌和点扫描结果以及 M₁ 合金中块状富铁相的

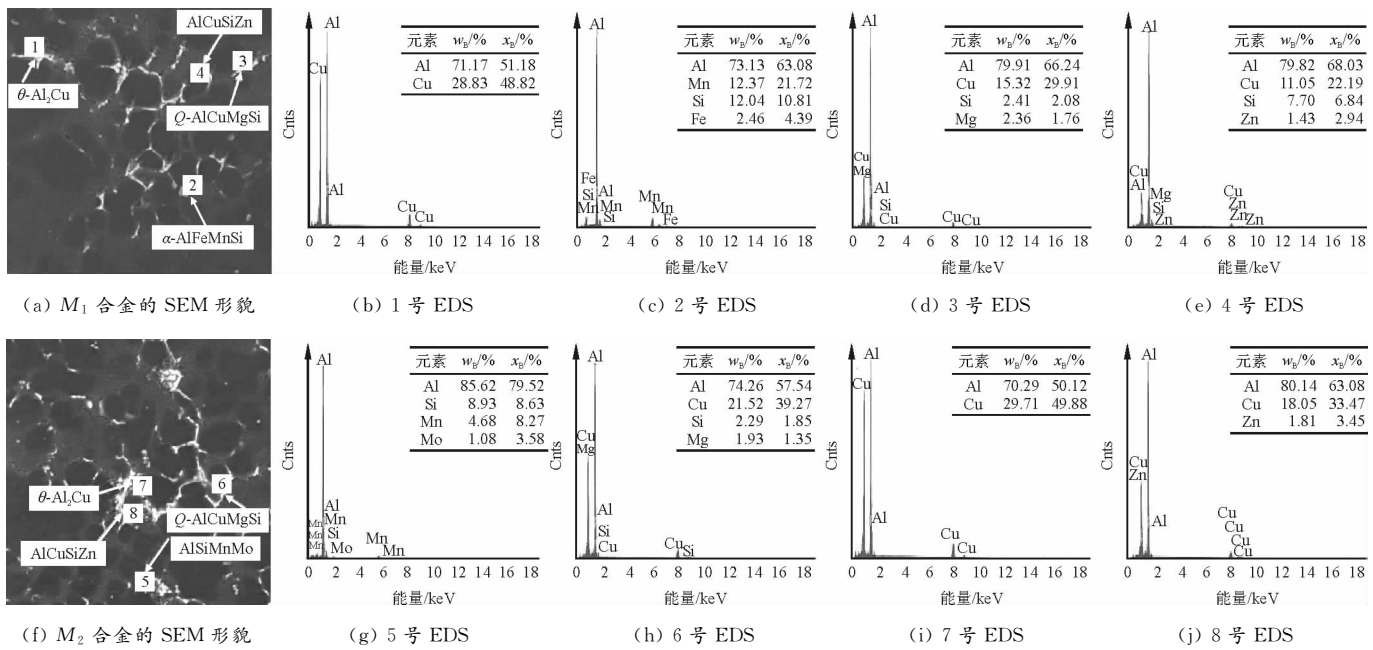


图 1 铸态 M_1 合金、 M_2 合金的微观组织和 EDS 结果

Fig.1 SEM images and EDS analysis of microstructure of as-cast M_1 alloy, M_2 alloy

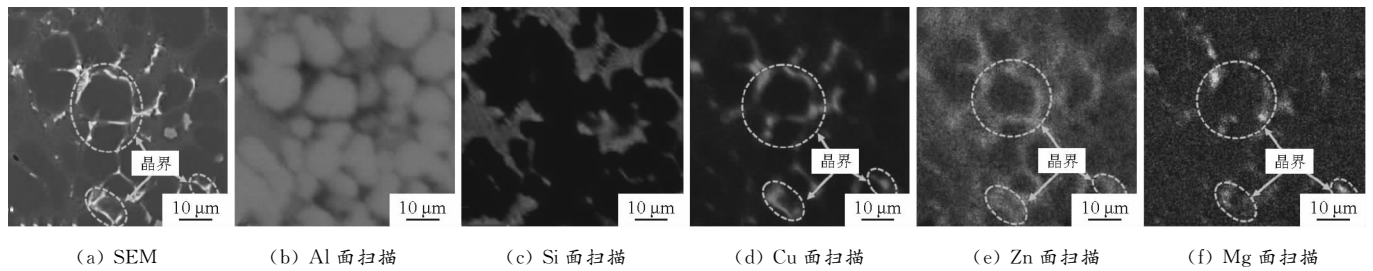


图 2 M_1 合金的 SEM 形貌及元素面扫描

Fig.2 SEM images and elemental face scanning of M_1 alloy

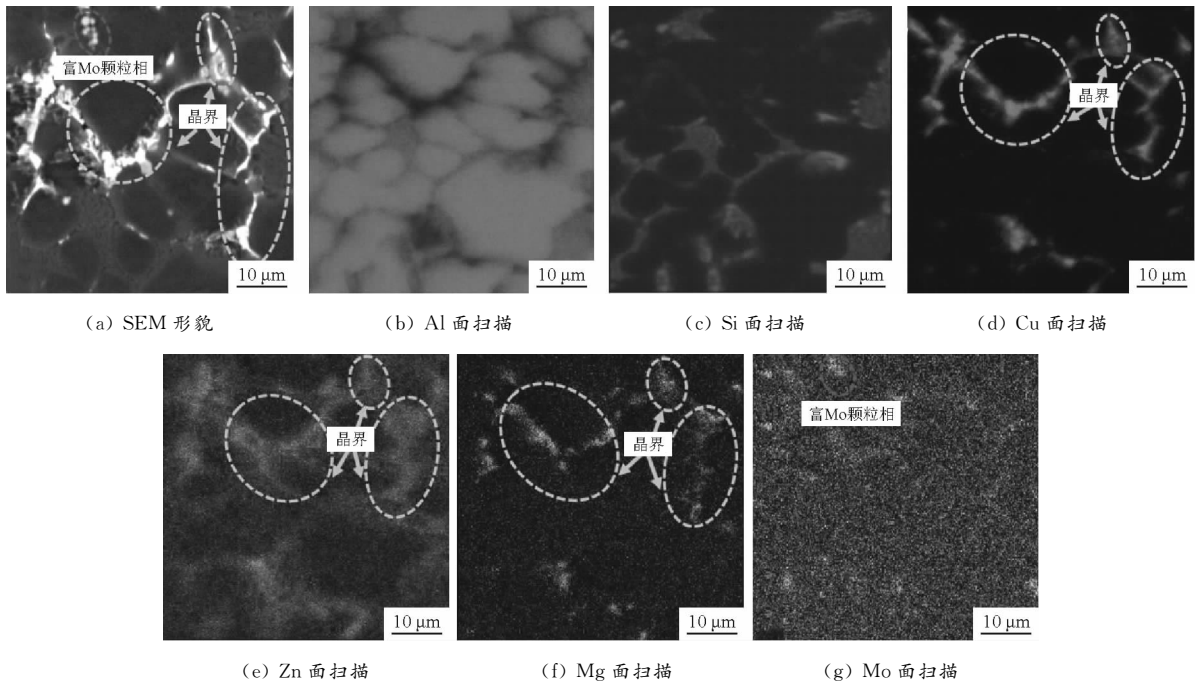


图 3 M_2 合金的 SEM 形貌及元素面扫描

Fig.3 SEM images and elemental face scanning of M_2 alloy

STEM 面扫描结果。结果表明,无论是 M_1 合金还是 M_2 合金,Mg、Zn、Cu 均在晶界处富集, M_1 、 M_2 合金的 EDS 面扫描结果与图 1 中晶界相的分布一致。TEM 及 EDS 能谱结果进一步证明了 M_2 合金微观组织中出现的颗粒状含 Mo 相为 AlFeMnSiMo 相。STEM 面扫描结果说明 M_1 合金微观组织中出现的细小块状含铁相为 α -AlFeMnSi 相。值得注意的是两种合金铸态微观组织中 Zn 均在晶界处富集,这是由于高压铸造快速的凝固过程造成的。由于凝固速率快,在凝固过程中的高固相率阶段,Zn 元素很容易在晶界处富集,同时可以观察到 α -Al 基体被 Cu、Zn 元素环绕。

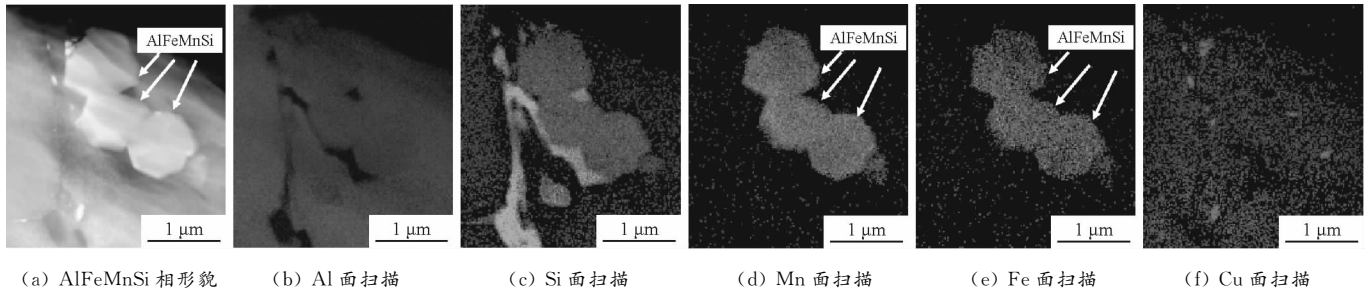


图 4 AlFeMgMnSiMo 相形貌及 EDS
Fig.4 Morphology of AlFeMgMnSiMo phase and EDS analysis

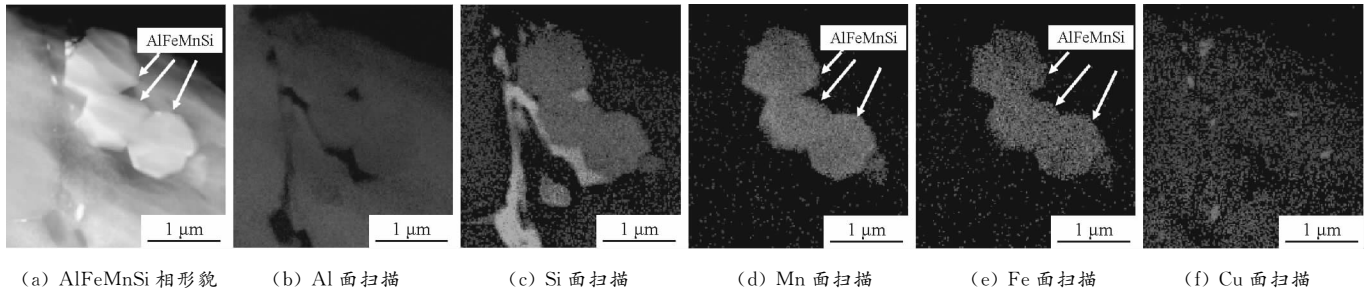


图 5 α -AlFeMnSi 相 STEM 面扫描结果
Fig.5 STEM-mapping results of α -AlFeMnSi phases

2.2 力学性能

表 2 和表 3 分别为 M_1 、 M_2 合金在铸态及不同自然时效时间下的力学性能。表 4 为 M_1 、 M_2 合金经 $175\text{ }^{\circ}\text{C}\times 6\text{ h}$ 低温人工时效处理后的力学性能。结果表明,两种合金的铸态抗拉强度均超过 310 MPa,屈服强度不低于 130 MPa,且伸长率超过 8.0%,具有良好的强韧性。从固溶强化角度来看,对于 Al-Si-Cu-Mg-Fe-Mn 合金来说,由于高压铸造相对较高的冷却速率($>500\text{ }^{\circ}\text{C/s}$)可以提高 Mg、Cu 元素的固溶度,使得 Mg_2Si 、Al-FeMgSi 相来不及析出,形成过饱和固溶体^[9],因此 α -Al 基体内固溶的 Mg、Cu 元素所起的固溶强化效果十分明显。从细晶强化的角度来看,由于 HPDC 过程高的冷却速率可以有效地细化 α -Al 晶粒及晶界第二相。从第二相粒子强化的角度来看, M_1 、 M_2 合金均含有较高的 Cu、Zn 元素,一定的 Mg 含量以及较低的 Fe 含量,因此 M_1 、 M_2 合金铸态微观组织中有较多细小 Q-AlCuMgSi 以及 θ -Al₂Cu 晶间强化相。在 HPDC 高的冷却速率下, M_1 、 M_2 合金中低 Fe、高的 Mn 元素配比,使合金能够形成细小块状 α -AlFeMnSi 相,其对力学性能的提高具有一定作用。此外, M_2 合金额外添加了 0.12% Mo 和 0.15% 的 Zr。0.12% 的 Mo 使合金中形成细小颗粒状的 AlFeMnSiMo 相,均匀弥散分布的 Al-FeMnSiMo 相使合金得到进一步强化^[11]。在本试验中 Mo 与 Mn 分别以 0.12%、0.4% 的含量同时添加,在凝

固过程中,Mo 的溶质分配系数 $k_{\text{Mo}} > 1$,Mo 在枝晶的核心区域参与 AlFeMnSiMo 相的形核,Mn 的溶质分配系数 $k_{\text{Mn}} < 1$,Mn 向枝晶间偏移,同时参与 AlFeMnSiMo 相的形核,Mo 和 Mn 的协同添加可以使得细小颗粒强化相的分布更为均匀^[12],使合金得到强化。0.15% 的 Zr 在 M_2 合金中主要以固溶形式存在,起到固溶强化作用。

从表 2 和表 3 可以看出,两种合金的抗拉强度(σ_b)和屈服强度($\sigma_{0.2}$)随自然时效时间延长而增加,在前 96 h 的自然时效时间内两种合金强度增加明显。随着自然时效时间进一步延长,其强度增加变缓,在自然时效达到 720 h 时 M_1 、 M_2 合金的抗拉强度和屈服强度分别达到最大值。对于 M_1 合金,其抗拉强度与铸态相比提高了 3.1%,屈服强度提高了 7.4%。对于 M_2 合金,其抗拉强度与铸态相比提高了 4.0%,屈服强度提高了 8.8%,由此可见,自然时效对于上述两种合金力学性能

表 2 铸态及不同自然时效状态下 M_1 合金的力学性能
Tab.2 Mechanical properties of M_1 alloy in as-cast and different natural aging states

自然时效时间/h	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\delta/\%$
0	318 ± 3.2	135 ± 1.8	9.0 ± 0.3
24	321 ± 3.0	138 ± 2.3	8.4 ± 0.4
48	323 ± 3.3	140 ± 2.1	7.7 ± 0.3
96	325 ± 3.2	142 ± 1.9	7.4 ± 0.5
168	326 ± 2.8	143 ± 1.7	7.2 ± 0.4
360	327 ± 3.0	144 ± 1.8	7.0 ± 0.3
720	328 ± 2.9	145 ± 2.0	6.8 ± 0.4

表 3 铸态及不同自然时效状态下 M_2 合金的力学性能

Tab.3 Mechanical properties of M_2 alloy of in as-cast and different natural aging states

自然时效时间/h	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%
0	321±2.4	137±1.9	9.5±0.3
24	325±2.3	140±1.8	9.2±0.4
48	328±2.8	143±2.0	8.7±0.5
96	331±3.0	146±2.1	8.2±0.3
168	332±3.1	147±1.6	7.7±0.4
360	333±3.2	148±1.7	7.4±0.3
720	334±2.9	149±2.2	7.1±0.5

的提高具有一定作用。

表 4 为经 175 ℃×6 h 人工时效后两种合金的力学性能。可以看出, M_1 合金的抗拉强度和屈服强度与铸

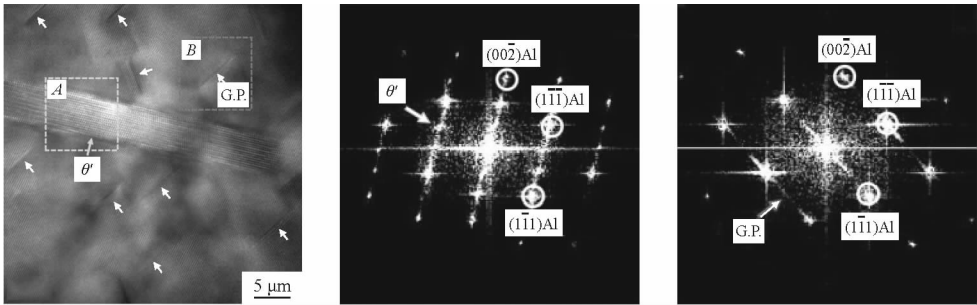
表 4 经 175 ℃×6 h 人工时效后 M_1 、 M_2 合金的力学性能

Tab.4 Mechanical properties of M_1 、 M_2 alloys under 175 ℃×6 h artificial aging process

合金	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%
M_1	346±3.2	193±2.5	7.1±0.3
M_2	355±3.0	197±2.3	7.6±0.4

态相比分别提高了 8.8%, 43.0%, M_2 合金的抗拉强度和屈服强度与铸态相比分别提高了 10.6%, 43.8%。另外, 175 ℃×6 h 人工时效显著提高了两种合金的强度, 但伸长率相比于铸态有所下降。

低温人工时效处理可以使高压铸造 Al-Si-Cu-Mg-Fe-Mn 合金发生时效强化。有关研究表明, Cu 含量较高的 Al-Si-Cu-Mg 合金时效过程中主要析出相为 θ' 纳米强化相, 其大多以条状的形貌存在^[13]。为了揭示人工时效处理对高压铸造 Al-Si-Cu-Mg-Fe-Mn 合金强化的影响, 采用高分辨率透射电镜观察析出相。图 6 为 M_2 合金经人工时效后(175 ℃×6 h)长条状析出相和短棒状析出相对应的 HRTEM 图像和快速傅里叶变换。结合有关研究以及图 3 中 θ' 相和 G.P. 区相的 HR-TEM 图像可知, 长条状的析出相为 θ' 相, 短棒状的析出相为 G.P. 区^[14]。 M_1 与 M_2 的合金成分组成(高 Cu 含量)导致较多的条状 θ' 相, 同时也有一定数量的 G.P. 区相在人工时效过程中析出, 对合金的力学性能起到强



(a) θ' 相和 G.P. 区的 HRTEM 图像 (b) θ' 相相应的快速傅里叶变换图案 (c) G.P. 区相应的快速傅里叶变换图案

图 6 经人工时效后(175 ℃×6 h) M_2 合金中的沉淀相

Fig.6 Precipitates in the M_2 alloy after artificial aging(175 ℃×6 h)

化作用。高压铸造相较于普通重力铸造, 由于其高的冷却速率(>500 ℃/s)导致 θ -Al₂Cu 相, β -Mg₂Si 相及 Al₃Zr 相来不及析出而形成过饱和固溶体, 同时铸态组织中不论是含 Cu 相还是 α -Al 晶粒都得到显著细化, 且分布更为均匀, 这既有利于人工时效过程高密度 θ' 相的充分析出, 同时晶界上较少的含 Cu 相也有助于合

金保持较好的伸长率。

2.3 断口分析

图 7 为 M_1 、 M_2 合金人工时效后拉伸试样的拉伸断口组织。可以看出, 小而深的韧窝均匀分布在两种合金的拉伸断口中, 硬质共晶 Si 相在拉伸过程易出现应力集中形成断裂源, 同时一些共晶 Si 相从铝基体中剥

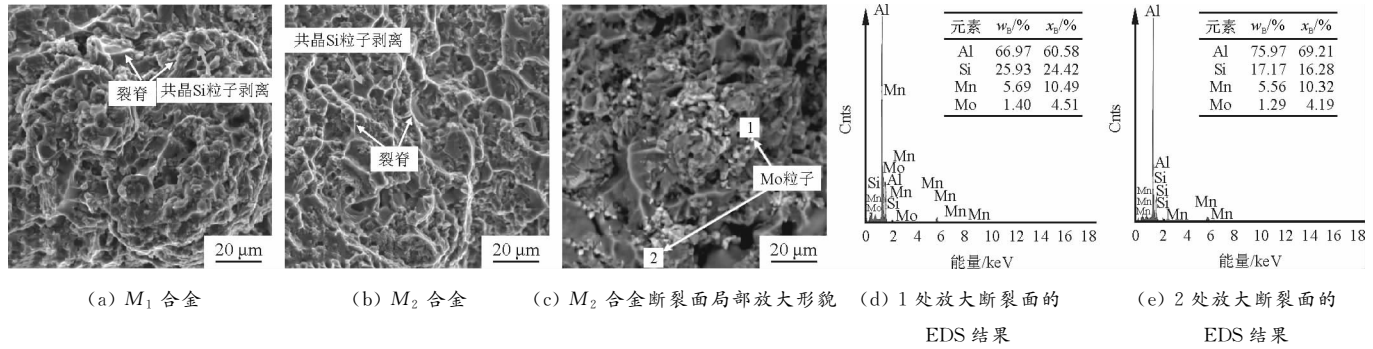


图 7 M_1 、 M_2 合金在铸态条件下断裂面的 SEM 和 M_2 局部 EDS 分析

Fig.7 SEM images of the fracture surface of as-cast M_1 and M_2 alloys and partial EDS results of M_2 alloy

离,但均匀弥散的 Si 相能够一定程度分散拉伸过程的应力集中且形成均匀的韧窝组织。除此之外,从图 7c 可以观察到 M_2 合金断口处出现了一些白色细小颗粒状粒子,图 7d 的 EDS 结果证实这些粒子为含 Mo 的细小颗粒相,其可以起到一定的强化作用。Al-Si 系合金的断裂特性取决于共晶 Si 和金属间化合物的尺寸形态,由于塑性变形过程中内应力的发展,断裂倾向于由共晶 Si 颗粒和金属间化合物引发^[15]。高压铸造的高冷却速率能够细化第二相,降低其作为裂纹源的倾向。

3 结 论

(1) 高压铸造 Al-Si-Cu-Mg-Fe-Mn 合金的铸态微观组织晶界第二相细小且分布均匀,Mg、Cu、Zn、Fe、Mn 的添加可以在高压铸造快速冷却过程中形成细小、分布均匀的强化相,Mo 的加入使合金中形成细小颗粒状 AlFeMnSiMo 相,其均匀弥散分布在铝基体中,可以进一步提高合金强度。

(2) 在高压铸造快速冷却过程中,Cu、Mg、Zn、Mn、Fe 等起到固溶强化及第二相强化的作用,在铸态或是自然时效状态下, M_1 、 M_2 合金均表现出良好的强韧性,且两种合金的抗拉强度、屈服强度随着自然时效时间的增加有所上升,当时效 720 h 时达到稳定。

(3) 高 Cu 含量的 Al-Si-Cu-Mg-Fe-Mn 合金在低温人工时效过程中析出密集的 G.P.区和条状 θ' 纳米强化相,从而提高了 M_1 、 M_2 合金的屈服强度与抗拉强度,经 175 ℃×6 h 人工时效后 M_1 合金的抗拉强度和屈服强度与铸态相比分别提高了 8.8%,43.0%, M_2 合金的抗拉强度和屈服强度与铸态相比分别提高了 10.6%,43.8%。

参 考 文 献

- [1] DONG X X, SHEN E F, YIN T W, et al. Strengthening a medium-carbon steel to 2 800 MPa by tailoring nanosized precipitates and the phase ratio[J]. Materials Science & Engineering, 2019, A759: 107 664.
- [2] BAHMANI A, ARTHANARI S, SHIN S. Corrosion behavior of Mg-Mn-Ca alloy; Influences of Al, Sn and Zn[J]. Journal of Magnesium Alloy, 2019, 183: 107 694.
- [3] GAZIZOV M, MARIOARA C D, FRIIS J, et al. Precipitation behavior in an of Al-Cu-Mg-Si alloy during ageing[J]. Materials Science and Engineering, 2019, A767: 138 369.
- [4] LI D, CUI C, WANG X, et al. Microstructure evolution and enhanced mechanical properties of eutectic Al-Si die cast alloy by combined alloying Mg and La[J]. Materials & Design, 2016, 90 (1): 820-828.
- [5] YANG Y, GAO F. A new approach for improving the elevated-temperature strength and ductility of Al-Cu-Mg-Si alloys with minor amounts of du Al-phased submicron/nanosized TiB₂-TiC parti-

cles-Science direct[J]. Materials Science and Engineering, A767: 502-510.

- [6] ZHU L, QIU F, ZOU Q, et al. Multiscale design of α -Al, eutectic silicon and Mg₂Si phases in Al-Si-Mg alloy manipulated by in situ nanosized crystals[J]. Materials Science and Engineering, 2021, A802: 140 627.
- [7] GUO H M, YANG X J. Continuous fabrication of sound semi-solid slurry for rheoforming[A]. Pro. of the Int. Conf. on semi-solid processing of Alloys and Compositions[C]. Korea. Busan, 2006.
- [8] 贾海龙,周文强,王思清,等.高性能挤压铸造铝合金研究进展[J].特种铸造及有色合金, 2020, 40(11): 16-23.
- [9] PENG Z, GUO S. Understanding of the influence of process parameters on the heat transfer behavior at the metal/die interface in high pressure die casting process[J]. Science in China, 2009, 40 (12): 3 721-3 729.
- [10] LI H, ZHAO G, LI C M, et al. Effects of magnesium content on phase constituents of Al-Mg-Si-Cu alloys[J]. Transactions of Non-ferrous Metals Society of China, 2006, 16(2): 376-381.
- [11] LI R X, YU H J, XIA Y, et al. Effect of heat treatment on microstructure and properties of hyper-eutectic Al-Si-based alloy[J]. Hot Working Technology, 2009, 26(1): 43-45.
- [12] CHEN X, GAO A T. Interaction between molybdenum and manganese to form effective dispersoids in an Al-Si-Cu-Mg alloy and their influence on creep resistance[J]. Materials Science & Engineering, 2005, A52(1): 346-352.
- [13] MURADYMOV R V, KIM J H, WENNER S, et al. Precipitation behavior of Al-Si-Cu-Mg (-Fe) alloys by a deformation-semisolid extrusion process [J]. Materials Characterization, 2020, 5 (6): 14 281-14 291.
- [14] KYOUNGDOCK K, ROY A, GURUJIAN M P, et al. First-principles/Phase-field modeling of θ' precipitation in Al-Cu alloys[J]. Acta Materialia, 2017, 140(11): 8 180-8 186.
- [15] CUI R, XU Q, GAO H, et al. Correlation of solidification microstructure refining scale, Mg composition and heat treatment conditions with mechanical properties in Al-7Si-Mg cast aluminum alloys [J]. Materials Science and Engineering, 2016, A685: 391-402.

(编辑:张正贺)

欢迎关注
“特种铸造”
微信公众号



- | | | |
|--------|---------|--------|
| ● 微官网 | ● 行业动态 | ● 联系我们 |
| ● 微商城 | ● 铸造前沿 | ● 免费推广 |
| ● 本刊会议 | ● 经典案例 | ● 铸造职场 |
| ● 收录动态 | ● 铸造学堂 | ● 产品库 |
| ● 稿件系统 | ● 专利与发明 | ● 企业库 |