



Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金 压铸工艺模拟优化及组织性能

刘文才¹, 丁德华¹, 王永博², 陆叶君²

(1. 上海交通大学 材料科学与工程学院, 轻合金精密成型国家工程研究中心, 上海 200240;

2. 上海纳特汽车标准件有限公司, 上海 201111)

摘 要: 研究了微量 Sr 变质对 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金微观组织和力学性能的影响, 再以某汽车用压铸零部件为研究对象, 通过数值模拟技术对 0.06%Sr 变质 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金压铸工艺中的浇注温度和压射速度进行模拟计算, 并进行实验验证。模拟结果表明: 当浇注温度为 680 °C 时, 合金二次枝晶臂间距更小; 随着压射速度的提高(1 m/s、2 m/s、4 m/s), 虽卷气现象更明显, 卷气部位和数量更多, 但气孔尺寸相对较小。压铸验证实验结果显示: 随着压射速度从 1 m/s 提高到 4 m/s, 初生 $\alpha(\text{Al})$ 相由胞状树枝晶部分转变为球状晶或近球状晶, 且晶粒平均尺寸逐渐减小; 铸件中卷气由大尺寸的气孔转变为小尺寸的缩孔疏松, 与数值模拟结果基本一致。同时, 铸件的抗拉强度和伸长率分别提升 23.7% 和 188.5%, 且合金断裂机制也由 1 m/s 时的大尺寸气孔起决定作用的脆性断裂转变为 4 m/s 时共晶 Si 相起决定作用的脆性断裂和韧性断裂的混合断裂模式。

关键词: Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金; 压铸; 数值模拟; 浇注温度; 压射速度

文章编号: 1004-0609(2021)-09-2357-14

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

引文格式: 刘文才, 丁德华, 王永博, 等. Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金压铸工艺模拟优化及组织性能[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(9): 2357–2370. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-39675

LIU Wen-cai, DING De-hua, WANG Yong-bo, et al. Simulation optimization of die-casting process, microstructure and mechanical properties of Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(9): 2357–2370. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-39675

在所有的铸造合金中, 铸造铝合金由于优异的工艺性能和使用性能以及丰富的铝资源使得其在有色合金压铸件中的占比最高^[1-2], 而铝硅合金则是铸造铝合金中用量最大的合金^[3]。Al-Si-Mg-Ti 系 ZL101 是一种典型的铸造铝硅合金牌号, 主要成分为硅(Si) 6.5%~7.5%、镁(Mg) 0.25%~0.45%、其他的少量金属杂质, 以及余量的铝; 其铸态组织通常为 $\alpha(\text{Al})$ 、Si、 Mg_2Si 及杂质相等^[4-5], 其结晶温度范围小, 熔体具有良好的流动性, 是一种理想的压铸合金, 广泛应用于制造形状复杂、壁厚较薄, 且承受中等载荷的航空零件^[6]。但铝硅合金中的共晶

Si 相一般都是粗大的板条状或块状, 这对于铝硅合金的力学性能有着极大的影响, 因此对压铸用铝硅合金进行变质从而改变共晶 Si 相的形貌是十分有必要的, 其中 Sr 对铝硅合金的变质因具有长效性、重熔性较好、不腐蚀炉衬、不污染环境而被广泛研究^[7]。孙化东等^[8]对 Sr 以不同形式(Sr 盐、Al-Sr 中间合金)加入到铝硅合金中变质进行研究, 发现当 Sr 以 Al-Sr 中间合金的形式加入时合金的力学性能更优, 且其操作性和稳定性也要优于 Sr 盐。胥锴等^[7]对不同 Sr 含量变质(Sr 以 Al-Sr 中间合金的形式加入)对 ZL101 中共晶 Si 形貌的影响, 结果表明变

基金项目: 国家重点研发计划资助项目(2016YFB0301004); 上海市闵行区产学研合作计划资助项目(2019MHC019)

收稿日期: 2020-05-04; **修订日期:** 2021-06-20

通信作者: 刘文才, 副研究员, 博士; 电话: 021-54742630, E-mail: liuwc@sjtu.edu.cn

质合金中共晶硅的形态从粗大的板片状转变为细小的纤维状，且变质剂的最佳加入量为 0.06%。

压铸作为一种高压高速的充型工艺^[9]，相较于其他的成型工艺有许多优点，生产率高、铸件精度高尺寸稳定等。但由于金属液高速充填，会导致在充填过程中有气体卷入型腔，进而在铸件中形成气孔及夹杂等铸造缺陷，大大限制了压铸合金性能的提高^[10]。同时金属液在充型和凝固过程中因强烈的冲刷作用还可能使模具表面产生疲劳裂纹而报废^[11]，因此，压铸工艺参数的选择也是至关重要的。数值模拟技术广泛应用在材料的研发和生产中，开展对于压铸工艺的数值模拟研究，掌握金属液在压铸过程中的充型、凝固规律，对于优化压铸工艺参数和模具设计、提高新产品的开发速度、缩短研制周期、提高铸件质量、降低生产成本具有重要意义^[12]。而压铸工艺中压射速度及浇注温度是最重要也是最常被模拟研究的两个参数，不同的压射速度和浇注温度会使压铸合金表现出不同的力学性能。目前，针对 Al-Si-Mg 合金的压铸工艺研究，关于浇注温度的研究较多^[13-14]，而有关压射速度的研究较少。

基于以上考虑，本文以 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金为研究对象，首先通过重力铸造制备最佳含 Sr 量(0.06%，质量分数)变质的 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金，研究 Sr 对微观组织和力学性能的影响，探索 Sr 的变质效果，为之后压铸含 Sr 的 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金提供依据；然后利用三维建模软件获得压铸模型，对 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金压铸过程中的压射速度和浇注温度进行模拟优化，得到最佳的工艺参数；再进行压铸实验验证，考虑到现有文献中 Al-Si-Mg 合金浇注温度的研究较多，而压射速度的系统研究较少，本文将直接采用数值模拟优化的浇注温度为压铸实验的浇注温度，而实验验证部分重点研究压射速度对 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 微观组织和力学性能的影响。此外，对于常规压铸工艺，由于型腔中的大部分气体来不及排出而不可避免地卷

入到金属液中，易在压铸件中形成气孔，所以该类压铸件不能进行热处理和焊接，以致其力学性能无法进行热处理强化，限制了压铸件的应用范围。基于此，本文也将对 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金进行了高真空压铸实验，并与非真空压铸工艺进行对比，探究高真空压铸对 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金的组织性能影响。为下一步开发高真空压铸高强韧铝合金及探索高真空铝合金压铸工艺提供依据。

1 实验

1.1 数值模拟

使用 UGNX10.0 三维建模软件对某汽车用压铸件及浇注系统进行三维建模获得模型，如图 1 所示。将其导出为 STL 文件，然后把 STL 文件导入至 Anycasting 模拟软件进行非均匀网格划分、初边值条件等基本过程参数的设定、求解条件的设定。其中，采用 AnyPRE 进行前处理参数设置网格划分，采用 AnySOLVER 进行计算机模拟运算，采用 AnyPOST 进行后处理结果分析，最终对不同压射速度和浇注温度进行数值模拟求解，获得最佳的压射速度和浇注温度。Sr 变质 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金的热物性参数如表 1 所示，数值模拟工艺参数如表 2 所示。

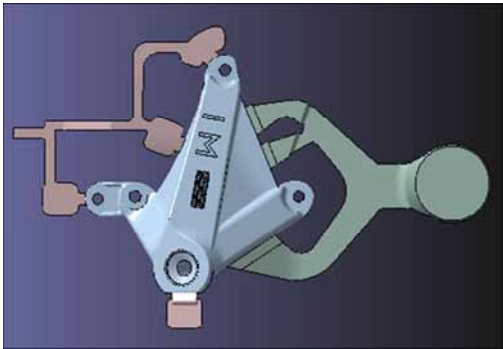


图 1 某汽车用压铸件模型示意图
Fig. 1 Schematic diagram of die casting model for an automobile part

表 1 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金的热物性参数

Table 1 Thermophysical parameters of Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti alloy

Density/ (kg·m ⁻³)	Specific heat/ (J·kg ⁻¹ ·K ⁻¹)	Thermal conductivity/ (W·m ⁻¹ ·K ⁻¹)	Latent heat/ (kJ·kg ⁻¹)	Thermal expansion coefficient/K ⁻¹
2680	963	152	389	2.16×10 ⁻⁵

表 2 数值模拟工艺参数

Table 2 Process parameters of numerical simulation

Parameter	Value	Parameter	Value
Length of high-speed zone/mm	163	Length of low-speed zone/mm	337
Total number of grids	9304020	Pressure chamber length/mm	500
Casting material	Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti	Pressure chamber inner diameter/mm.	50
Mold material	H13	Low speed/(m·s ⁻¹)	0.25
Initial temperature (mold)/°C	180	High speed/(m·s ⁻¹)	1–4
Initial temperature (air)/°C	25	Pouring temperature/°C	680, 720

1.2 铸造工艺

试验材料为 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金锭, 在高频电磁感应熔炼炉中将该合金锭熔化, 待温度达到 720 °C 时使用六氯乙烷对熔体进行精炼, 保温 20 min, 调整至合适的浇注温度后使用不同的铸造工艺使其成型。

首先待熔体温度至 680 °C 时将熔体放入 TOYO BD-350V5 型号冷室压铸机中, 给压室设定一个低压速度 0.25 m/s 使液态铝合金在冲头向前推进过程初期更加平稳, 使金属液不产生翻滚、涌浪现象, 卷入气体为最少^[15], 之后以 1 m/s、2 m/s、4 m/s 的压射速度进行非真空压铸获得铸锭, 模具的预热温度为 180 °C; 随后对熔化的合金液以 1.0 m/s 的压射速度通过 MFT(Minimum fill time)法进行真空压铸获得铸锭; 最后待剩余熔体温度升高至 720 °C 时, 静置 5 min 后进行重力铸造获得未变质的 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 铸锭, 进一步升高温度至 740~750 °C 时按 0.06%(质量分数)的含 Sr 量以 Al-Sr 中间合金的形式将 Sr 元素加入熔体进行变质处理, 静置约 5 min 后, 待熔体温度达到 720 °C 时进行重力铸造获得变质的 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 铸锭。

将铸锭制备成金相试样研磨抛光至镜面后, 采用 0.5%(质量分数)HF 对其进行腐蚀, 腐蚀时间: 10~15 s, 在 ZEISS(Axio observe Al)金相显微镜下进行金相组织的观察和采集, 在 Philip-505 型扫描电子显微镜(SEM)下进行合金拉伸断口显微组织的观察和采集, 晶粒尺寸使用 Image pro 6 软件进行测量。

通过全谱直读型电感耦合等离子体发射光谱仪(ICP, PerkinElmer, Plasma-400)检测试样的化学成分(质量分数)。使用 HV-10 型维氏硬度计进行硬度测试, 加载载荷为 49 N, 保荷时间为 15 s,

对每个试样测试 10 个点, 取平均值。试样的物相组成使用 Rigaku D/max-2550V (Rigaku Industrial Corporation, Japan)型衍射仪进行检测, 扫描速度为 4 (°)/min, 扫描角度为 10°~90°。室温拉伸性能使用 Zwick/RoellZ020 型电子万能拉伸试验机进行测试, 每个状态合金测试 4 个试样, 取平均值。片状拉伸试样标距尺寸为长 15.0 mm、宽 3.5 mm、厚 2.0 mm, 拉伸速率 2.0 mm/min。

2 结果与讨论

2.1 Sr 变质对重力铸造合金微观组织和力学性能的影响

重力铸造的未变质与变质 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金化学成分如表 3 所示。变质处理合金中变质元素 Sr 含量为 0.06%, 是文献中所得到的最佳含量^[4, 7]。图 2 所示为未变质和 Sr 变质 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金的微观组织, 图 3 所示为未变质和 Sr 变质合金的 XRD 结果。在 XRD 谱中并未发现 Sr, 主要是因为 XRD 是一种半定量的分析手段, Sr 的含量过低导致其衍射峰太弱, 无法显示在 XRD 谱中。结合图 2 和图 3 可以看出, 未变质和变质合金的微观组织都是由灰白色的 α(Al)相以及黑色的共晶 Si 相组成, Sr 元素的加入并没有改变合金的物相组成。其中, 未变质合金中的共晶 Si 相呈现纤维状, 而变质合金中的共晶 Si 相则呈现出颗粒状, 只残留少部分未变质时的纤维状组织。另外, 变质剂 Sr 的加入使得共晶 Si 相和胞状 α(Al)相都得到明显细化, 这是因为随着 Sr 含量的加入, 会产生毒化作用, 导致共晶过冷增大并降低了孪晶的边界能^[16-20]。同时, 由于 Sr 原子的吸附引起硅相孪晶边界能降低, 当合金中 Sr 含量很少时, 共晶过冷度较小, 且孪晶边界能

表 3 未变质和变质 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金化学成分

Table 3 Chemical composition of unmodified and modified Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti alloys

Alloy	Mass fraction/%						
	Si	Mg	Fe	Cu	Ti	Sr	Al
Unmodified	7.24	0.35	0.25	0.12	0.12	0.0011	Bal.
Modified	6.52	0.34	0.24	0.11	0.11	0.054	Bal.

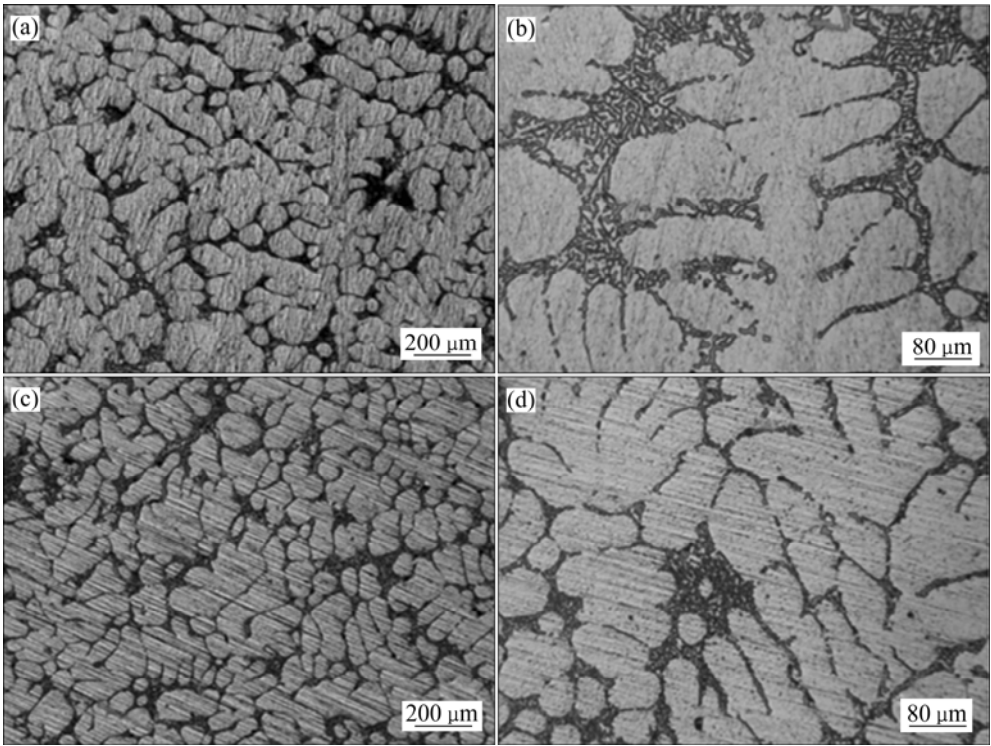


图 2 重力铸造未变质和变质 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金的微观组织

Fig. 2 Microstructures of unmodified and modified gravity casting Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti alloys: (a), (b) Unmodified alloy; (c), (d) Modified alloy

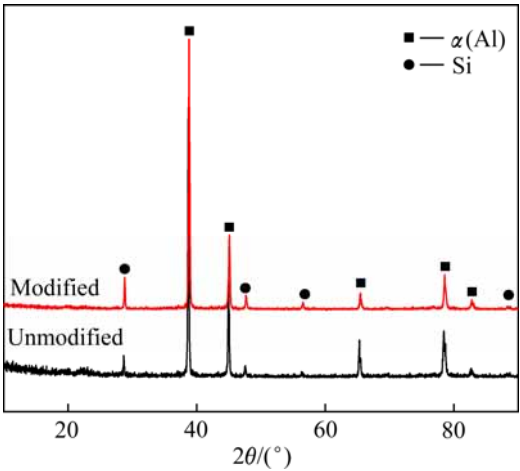


图 3 重力铸造未变质和变质 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金的 XRD 谱

Fig. 3 XRD patterns of unmodified and modified gravity casting Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti alloys

较大，这时产生孪晶的几率较小，硅相主要以板状或片状形态生长。而随着 Sr 量的增加，共晶过冷度增大，同时孪晶边界能降低，因而孪晶的几率增大，孪晶行为更易发生，硅相在更多的方向上生长，使得硅相产生弯折、分叉，硅相形态向纤维化以及颗粒化转变^[21]。

表 4 所列为未变质和变质 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金的力学性能，图 4 所示为两者的拉伸应力-应变曲线。从表 4 和图 4 可以看出，变质处理对 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金的屈服强度影响不大，但对抗拉强度、塑性和硬度有明显改善。未变质合金的屈服强度、抗拉强度、伸长率分别为 106 MPa、165 MPa、3.2%，硬度为 58.2HV。而加入 Sr 变质后，抗拉强度提高到 183 MPa，提升 10.9%；伸长率提高到 5.8%，提升 81.3%；硬度也提高到 65.3HV，

提升 12.2%。对于 Sr 变质后合金抗拉强度、伸长率和硬度提高这一现象, 主要原因有两点: 1) 加入变质剂后, 共晶 Si 相和 $\alpha(\text{Al})$ 相晶粒尺寸明显变小, 起到了细晶强化的作用; 2) 共晶 Si 相的形貌由长条的纤维状转变为了细小的颗粒状, 这大大避免了长条纤维状共晶 Si 相对于基体的割裂危害。

图 5 所示为重力铸造未变质和变质 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金的拉伸断口形貌。从图 5 可以看出, 两种合金的断口均存在明显的韧窝和撕裂棱。韧窝通常是在第二相颗粒处产生, 由于 Sr

表 4 重力铸造未变质和变质 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金的力学性能

Table 4 Mechanical properties of unmodified and modified gravity casting Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti alloys

Alloy	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	σ_b/MPa	$\delta/\%$	Hardness, HV
Unmodified	106	165	3.2	58.2
Modified	103	183	5.8	65.3

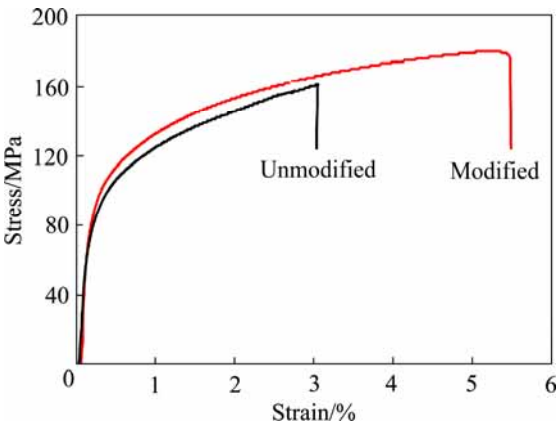


图 4 重力铸造未变质和变质 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金的拉伸应力-应变曲线

Fig. 4 Tensile stress-strain curves of unmodified and modified gravity casting Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti alloys

的变质作用, 共晶 Si 相得到细化且更为圆整, 以至于变质 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金的拉伸断口韧窝相对更为密集, 且圆形成度稍高。

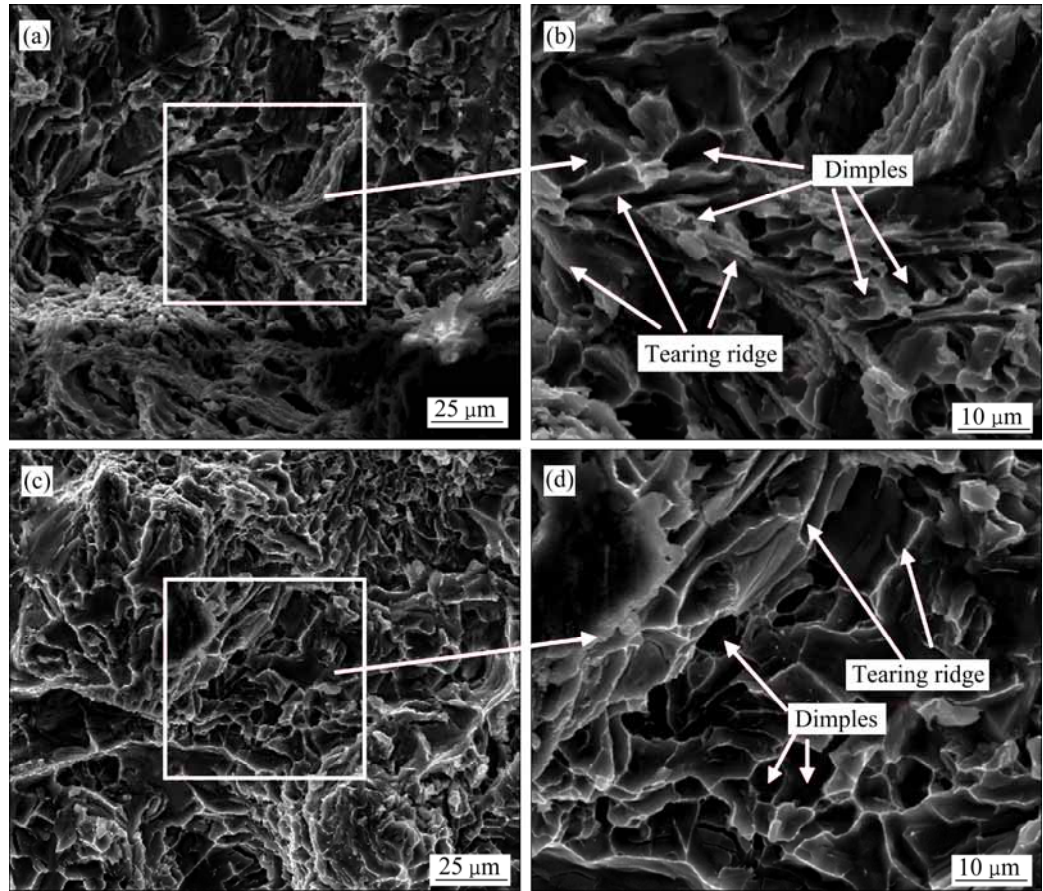


图 5 重力铸造未变质和变质 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金的拉伸断口形貌

Fig. 5 Tensile fracture morphologies of unmodified and modified gravity casting Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti alloys: (a), (b) Unmodified alloy; (c), (d) Modified alloy

2.2 压铸工艺数值模拟

2.2.1 浇注温度数值模拟

不同的浇注温度并没有影响合金熔体的凝固顺序,只是对凝固时间有一定的影响,浇注温度高凝固时间长,浇注温度低凝固时间短。因此,本次主要分析不同的浇注温度对 0.06%Sr 变质 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金熔体充型以及合金内部组织的影响。图6所示为不同浇注温度(680℃、720℃)下以 4m/s 压射速度进行压铸模拟时达到 65%充型率时的模拟图像。可以看到不同的浇注温度导致合金熔液充型过程中的卷气程度略微不同,720℃浇注时引起的充型过程中的气泡数要略少于 680℃浇注时引起的气泡数;这主要是因为 720℃浇注时合金熔体流动性更好,充型能力更强,充型时间更短,卷入的气体更少。铸件的二次枝晶臂间距对于铸件的力学性能来说十分重要,它直接影响着铸件的力学性能。

图7所示为不同浇注温度(680℃、720℃)下以 4 m/s 压射速度进行压铸模拟时铸件的二次枝晶臂间距,可以看出不同浇注温度所获得的铸件二次枝晶臂间距不同,680℃浇注所获得铸件的二次枝晶臂间距要小于 720℃浇注的铸件,这主要是因为铸件的二次枝晶臂间距与熔体冷却速度、局部凝固时间密切相关^[22-23],其熔体冷却速度越快、局部凝固时间越少,所获得的二次枝晶臂间距越小,铸件的力学性能越好,680℃浇注时铸件的凝固时间要低于 720℃浇注时铸件的凝固时间。因此,浇注温度可以影响熔体的流动性及其带来的卷气现象,同时对铸件的内部组织也有一定的影响。虽然 720℃浇注减少了充型时的卷气,但其对卷气现象的减弱效果并不明显,同时 680℃浇注可以使铸件的二次枝晶臂间距减小,直接优化铸件的力学性能。综合考虑以上结果,选择 680℃为模拟获得的最佳浇注温度,用于后续的压射速度模拟计算和优化。

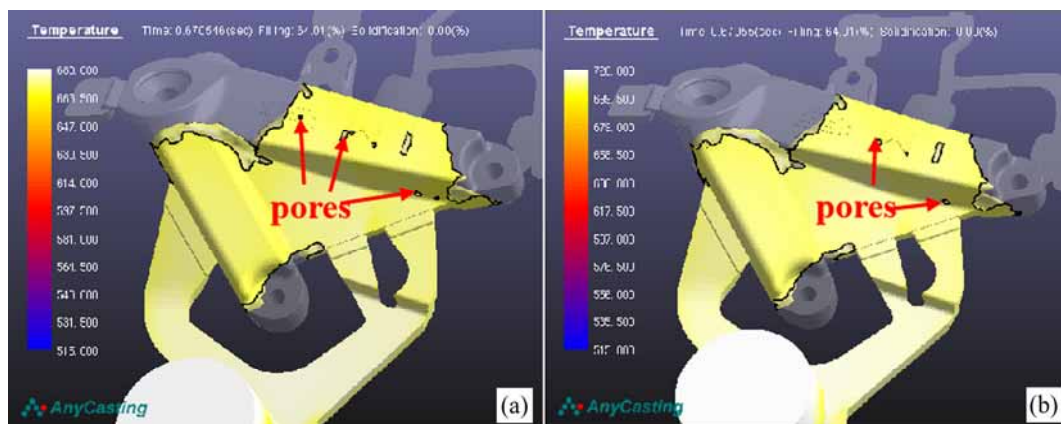


图6 不同浇注温度((a) 680℃、(b) 720℃)下以 4 m/s 压射速度进行压铸时达到 65%充型率的模拟图像

Fig. 6 Casting simulation image at different casting temperatures: (a) 680℃, 4 m/s, 65% filling rate; (b) 720℃, 4 m/s, 65% filling rate

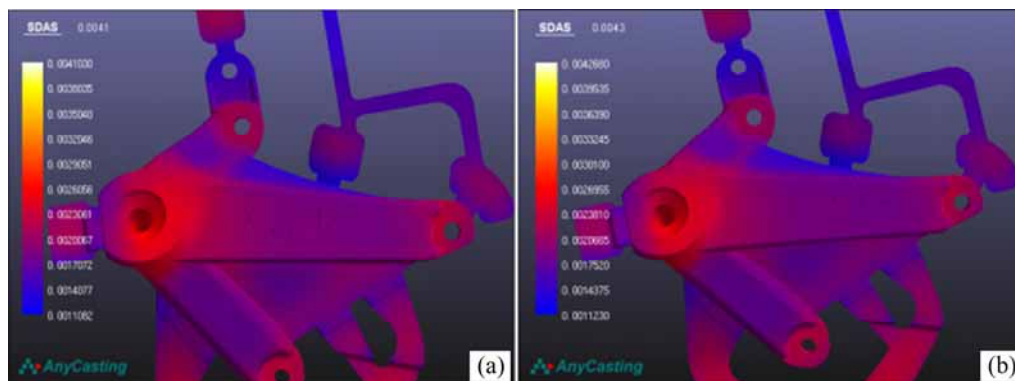


图7 不同浇注温度((a) 680℃、(b) 720℃)下以 4 m/s 压射速度进行压铸模拟时铸件的二次枝晶臂间距

Fig. 7 Secondary dendrite arm spacing at different casting temperatures: (a) 680℃, 4 m/s; (b) 720℃, 4 m/s

2.2.2 压射速度数值模拟

压铸过程中压射速度对熔铸的影响主要体现在充型过程。图8所示为0.06%Sr变质合金680℃浇注温度下不同压射速度下(1 m/s、2 m/s、4 m/s)熔体的充型过程。由图中箭头所指处可以看出,在充型率50%、65%、90%时,同等充型率的情况下,随着压射速度的提升,浇注过程中的卷气现象更明

显,卷气的部位和数量更多,但气孔尺寸相对较小,可能会减弱对铸件力学性能的不利影响。同时也发现,发生卷气的位置相对固定,卷气都发生在在铸件厚度突变和转角处。不过,通过优化压射速度只能降低压铸过程中的卷气情况,但无法完全避免卷气发生,要想从根本上解决卷气,还需要从模具的制作或铸件的设计方面入手。

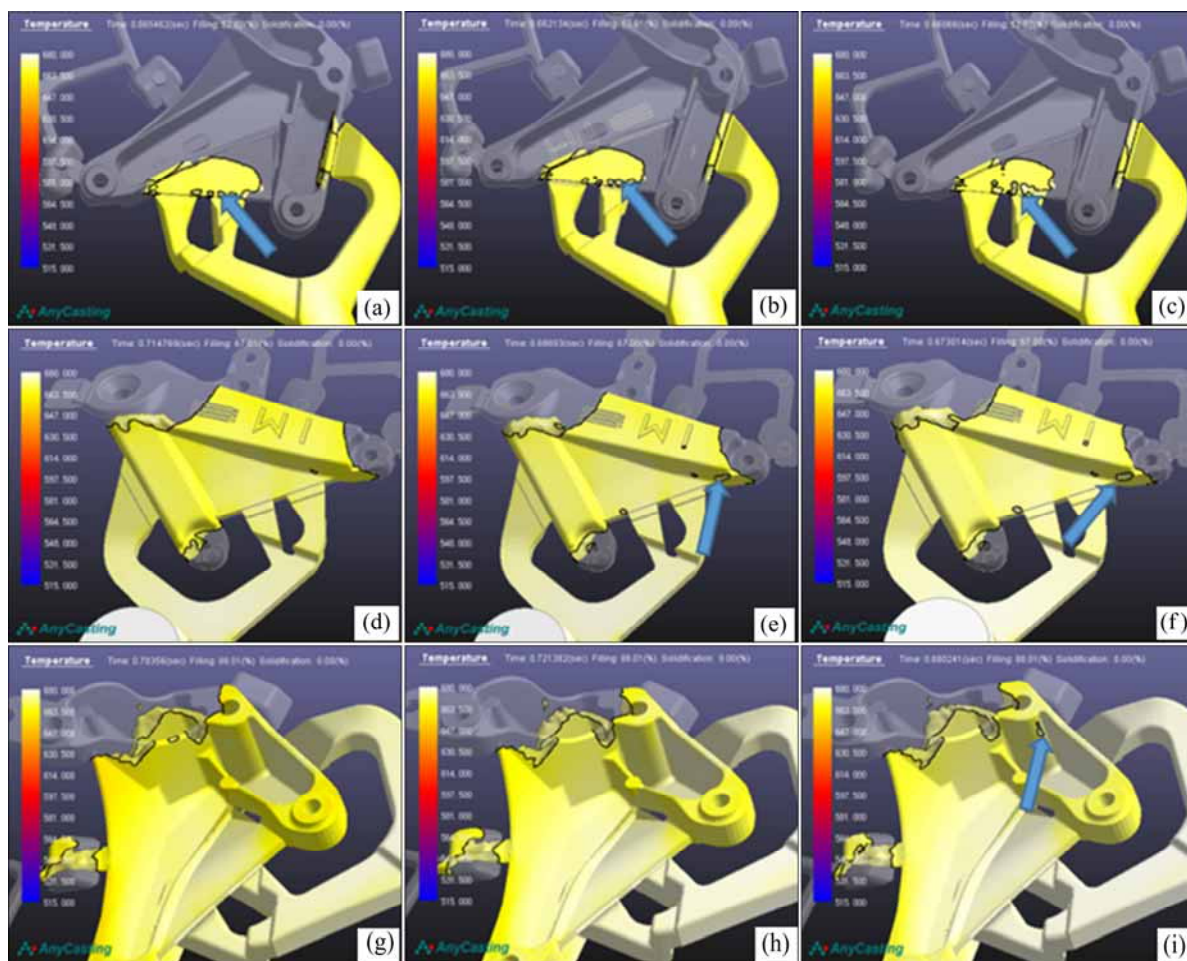


图8 680℃浇注温度时不同压射速度下熔体充型过程

Fig. 8 Filling process at different injection speeds at pouring temperature of 680 °C: (a) 1 m/s, 50% filling rate; (b) 2 m/s, 50% filling rate; (c) 4 m/s, 50% filling rate; (d) 1 m/s, 65% filling rate; (e) 2 m/s, 65% filling rate; (f) 4 m/s, 65% filling rate; (g) 1 m/s, 90% filling rate; (h) 2 m/s, 90% filling rate; (i) 4 m/s, 90% filling rate

已有结果表明,同一温度下,不同的压射速度对Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti合金的凝固过程影响不大。图9所示为680℃浇注温度和4 m/s压射速度下熔体凝固过程。从图9可以看到,薄壁等散热面积大的位置首先开始凝固,而铸件4个穿孔部位(图中箭头标出)由于形状特殊,冷却较慢,处于最后凝固部位,容易出现缩孔等缺陷。不过,这正好也保证了铸件的关键部分的结构均一稳定。

另外,本文也分析了残余熔体中形成缩孔疏松缺陷的情况。图10所示为680℃浇注温度和4 m/s压射速度下用残余熔体模数判据分析缩孔疏松缺陷的模拟结果(取剖面图)。从图10可以看到,铸件中几个判据值较高的红色部位容易产生缩孔缺陷。在铸件较厚的部位出现缩孔疏松缺陷的可能性很大,这与图9由凝固顺序分析的结果是一致的。

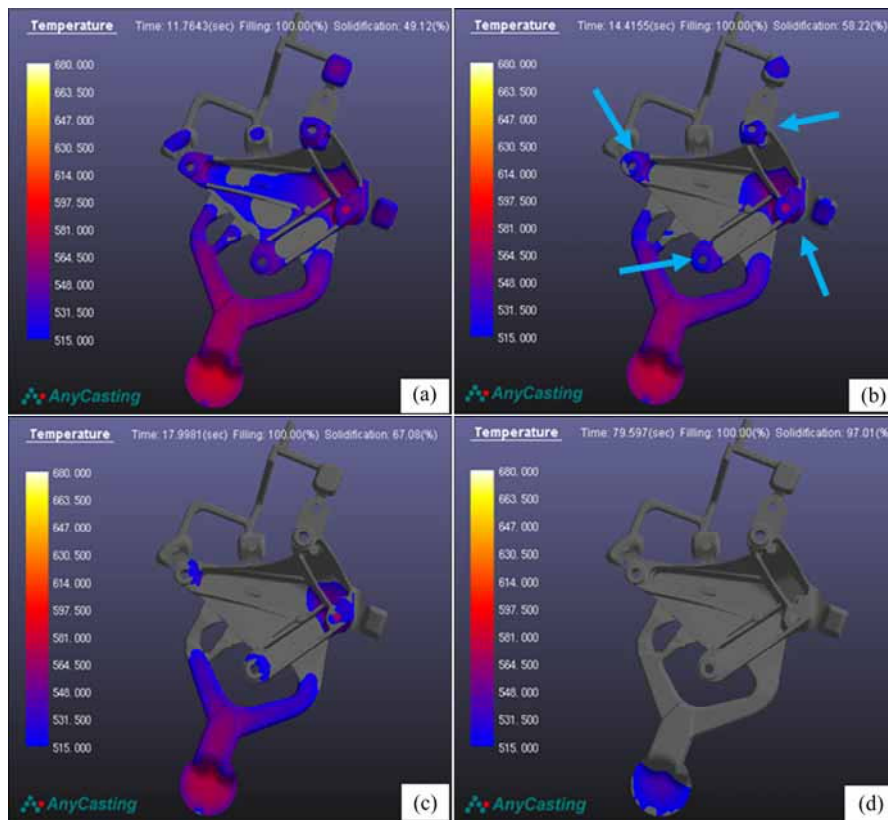


图 9 680 °C 浇注温度和 4 m/s 压射速度下熔体凝固过程

Fig. 9 Solidification process at pouring temperature of 680 °C and 4 m/s injection speed: (a) Solidification of 50%; (b) Solidification of 60%; (c) Solidification of 70%; (d) Solidification of 97%

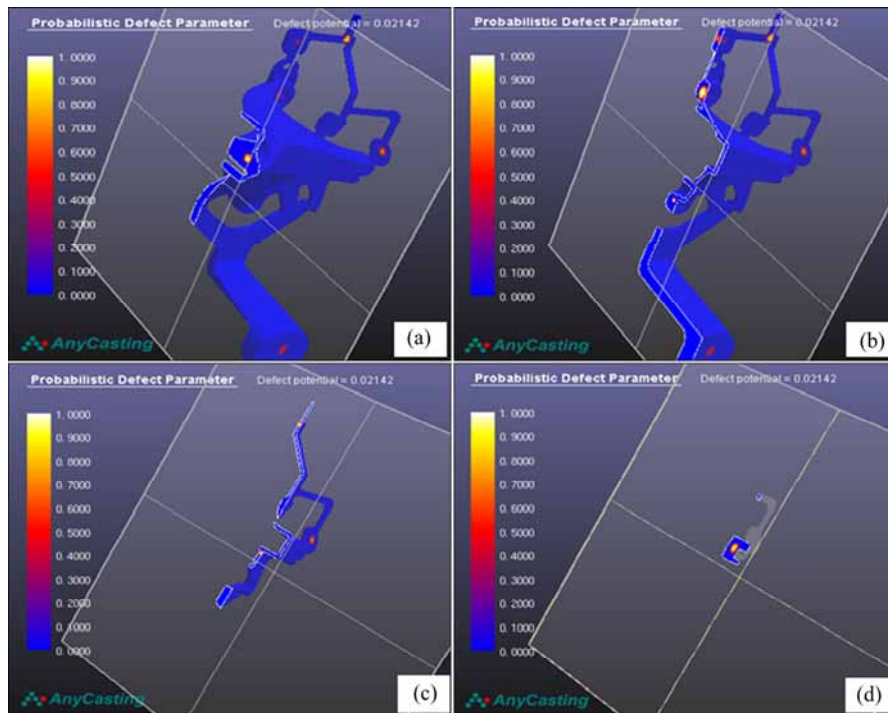


图 10 680 °C 浇注温度和 4 m/s 压射速度下残余熔体模数判据

Fig. 10 Residual melt modulus criteria at pouring temperature of 680 °C and 4 m/s injection speed: (a) 50% residual; (b) 40% residual; (c) 30% residual; (d) 3% residual

2.3 不同压射速度对合金显微组织和力学性能的影响

基于上述数值模拟结果,压铸实验合金为0.06%Sr变质 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金,浇注温度采用了数值模拟获得的相对较佳的 680 °C,压射速度与数值模拟一致,分别为 1 m/s、2 m/s、4 m/s,从铸件的相同部位截取试样进行观察和测试,并与数值模拟结果进行对比验证。图 11 所示为不同压射速度下合金的 XRD 谱。图 12 所示为不同压射速度下合金的微观组织。从图 11 和图 12 可以看到,不同压射速度下 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金的微观组织都是由不均匀分布于晶界的黑色共晶 Si 相和白色 $\alpha(\text{Al})$ 相组成, Si 相呈长条状。不同的压射速度并不会改变 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金的物相组成,但会导致 $\alpha(\text{Al})$ 相晶粒形态发生改变。随着压射速度的增加, $\alpha(\text{Al})$ 相由胞状树枝晶部分转变为了球状晶或近球状晶,并且晶粒的平均尺寸也随之减小,与数值模拟结果基本一致。主要原因有以下两个方面:1) 压射速度的不同使得合金熔体中的过热度不同,其初生相的形核率和长大速度都不同^[24];2) 随着压射速度的增加,压射引起的熔体流动使得初生得粗大 $\alpha(\text{Al})$ 枝晶从根部颈缩、熔断,增加了形核核心,使晶体数量增加、晶粒尺寸减小。

从图 12 还可以看到,随着压射速度增加,铸件中的缩孔疏松等缺陷数量有所增加,但缺陷尺寸

显著减小,合金组织变得更加致密。1 m/s 压射速度制备合金的缺陷尺寸较大,表现出明显的气孔特征;而 4 m/s 压射速度制备合金的缺陷尺寸较小,表现出典型的缩孔特征。根据 NIU 等^[25]的研究表明,压射速度与缺陷形成的联系主要在于合金熔液是否提前凝固,若选择的压射速度较低,那么在所有合金熔液进入型腔之前,熔液将会在薄壁件处预先凝固。这些预先凝固的部分将会造成阻塞,从而使得剩余的合金熔液更加难以进入型腔内部,从而导致合金力学性能的下降。相比之下,高速压射的合金熔液将会有效地减小部分先凝固的趋势,因而保证型腔能够被更好地充满,有效地避免了一些压铸缺陷如缩孔疏松的产生。因此,在一定范围内,压射速度的增加同样也可以有利于减少组织内部缺陷的尺寸,从而提高合金的力学性能。

表 5 所示为不同压射速度下 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金铸件的力学性能。图 13 所示为三种合金的拉伸应力-应变曲线。从表 5 和图 13 可以看出,随着压射速度的增加,铸件的力学性能均相应得到了提高。在压射速度为 1 m/s 时,其屈服强度、抗拉强度、伸长率和硬度分别为 129 MPa、224 MPa、2.6%和 67.8HV;当压射速度提升到 2 m/s 时,铸件屈服强度和硬度变化不大,抗拉强度提高到 259 MPa,提升 15.6%,伸长率为 4.3%,提升 65.4%;当压射速度进一步提升到 4 m/s 时,其屈服强度变化仍不大,但其抗拉强度和伸长率分别进一步提高到 277 MPa 和 7.5%,相对于 1 m/s 时分别提升 23.7%和 188.5%。压铸铝合金铸件的力学性能主要取决于初生 $\alpha(\text{Al})$ 、共晶 Si 相以及各种金属间化合物的大小、形态和分布^[26]。由合金微观组织分析可知,随着压射速度的提升,力学性能得到改善的主要原因有以下两方面:1) 合金的晶粒形态随着压射速度的增加由胞状树枝晶部分转变为球状晶或近球状晶,且其晶粒尺寸也变小;2) 合金内的缩孔、夹杂等缺陷尺寸随着压射速度的增加而明显减小。

图 14 所示为不同压射速度下合金的拉伸断口形貌。由图 14 可以看出,1m/s 压射速度制备合金的拉伸断口主要由大量的气孔、撕裂棱以及少量韧窝组成(见图 14(a)和(b)),表现出典型的脆性断裂特征;这与图 8 数值模拟和图 12 微观组织结果一致,即 1 m/s 压射速度制备合金的气孔尺寸较大,在拉

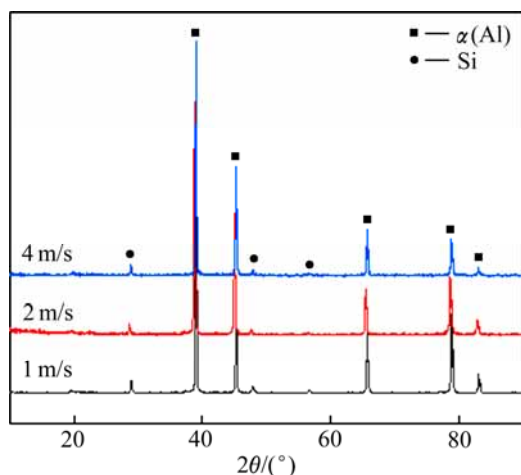


图 11 680 °C 浇注温度时不同压射速度下 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金的 XRD 谱

Fig. 11 XRD patterns of Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti alloys at different injection speeds and pouring temperature of 680 °C

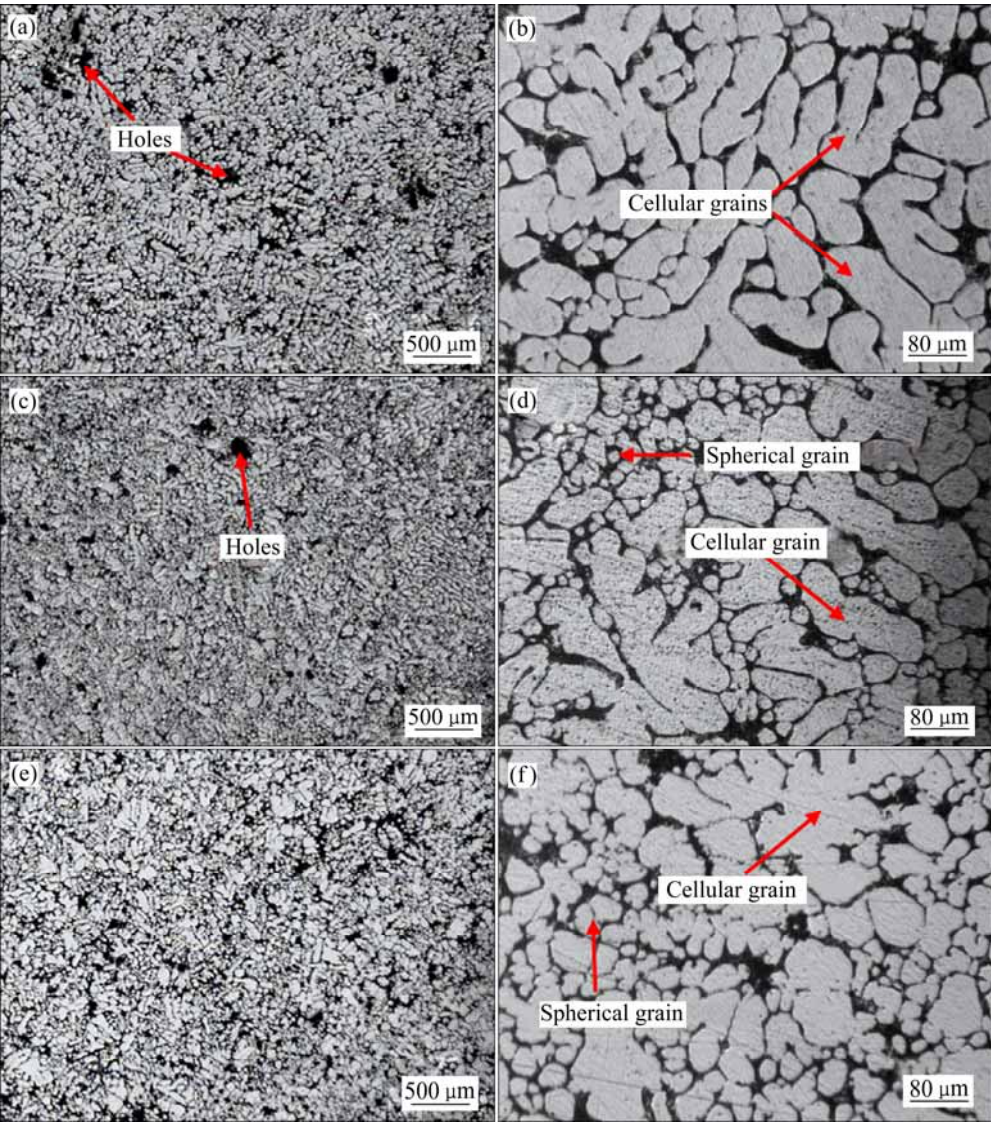


图 12 680 °C 浇注温度时不同压射速度下 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金的微观组织

Fig. 12 Microstructures of Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti alloys at different injection speed and pouring temperature of 680 °C: (a), (b) 1 m/s; (c), (d) 2 m/s; (e), (f) 4 m/s

伸载荷作用下，试样在此处的受力状态发生了改变，试样承载面积在此区域内减小，应力集中发生在气孔边缘的连接处，造成此部位的应力达到很高值而发生断裂。因此，1 m/s 压射速度形成的气孔

表 5 680 °C 浇注温度时不同压射速度下实验合金的力学性能

Table 5 Mechanical properties of tested alloys at different injection speed and pouring temperature of 680 °C

Injection speed/(m·s ⁻¹)	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_b /MPa	η /%	Hardness, HV
1	129	224	2.6	67.8
2	133	259	4.3	69.2
4	135	277	7.5	74.2

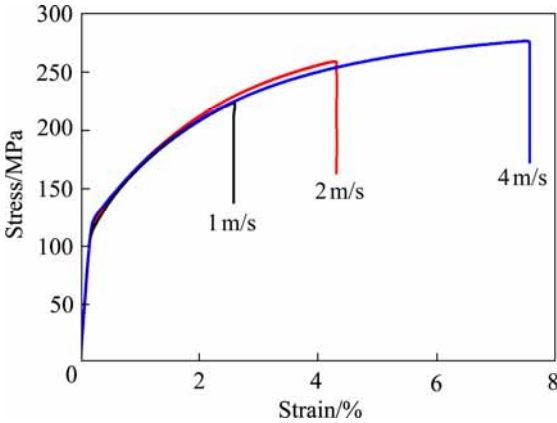


图 13 680 °C 浇注温度时不同压射速度下合金的拉伸应力-应变曲线

Fig. 13 Tensile stress-strain curves of tested alloys at different injection speeds and pouring temperature of 680 °C

决定了该合金的断裂机制。随着压射速度增加到 2 m/s 时(见图 14(c)和(d)), 合金中的气孔尺寸逐渐减小, 表现为缩孔疏松特征, 在拉伸过程中, 缩孔疏松缺陷和共晶 Si 相在更大载荷作用下都可能由于应力集中而成为裂纹源, 从而拉伸断口中孔洞数量减少, 撕裂楞和韧窝增加, 断裂机制为脆性断裂和韧性断裂的混合断裂模式。当压射速度增加到 4 m/s 时(见图 14(e)和(f)), 合金中缩孔疏松尺寸进一步减小, 脆性的共晶 Si 相决定了该合金的断裂机制; 由

于 Si 与 Al 基体形成非共格界面, 存在空位缺陷, 在更大外加拉伸载荷作用下, 脆性的共晶 Si 相会产生应力集中进而发生断裂, 拉伸断口中韧窝明显增多, 而孔洞极少, 不过, 断裂机制仍为脆性断裂和韧性断裂的混合断裂模式, 只是韧性断裂占比更大。整体而言, 压射速度对 Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti 合金拉伸断裂机制的影响很好地反映了合金力学性能的变化规律, 即低压射速度时, 气孔尺寸较大, 决定了合金的断裂机制为脆性断裂, 强度和塑性都

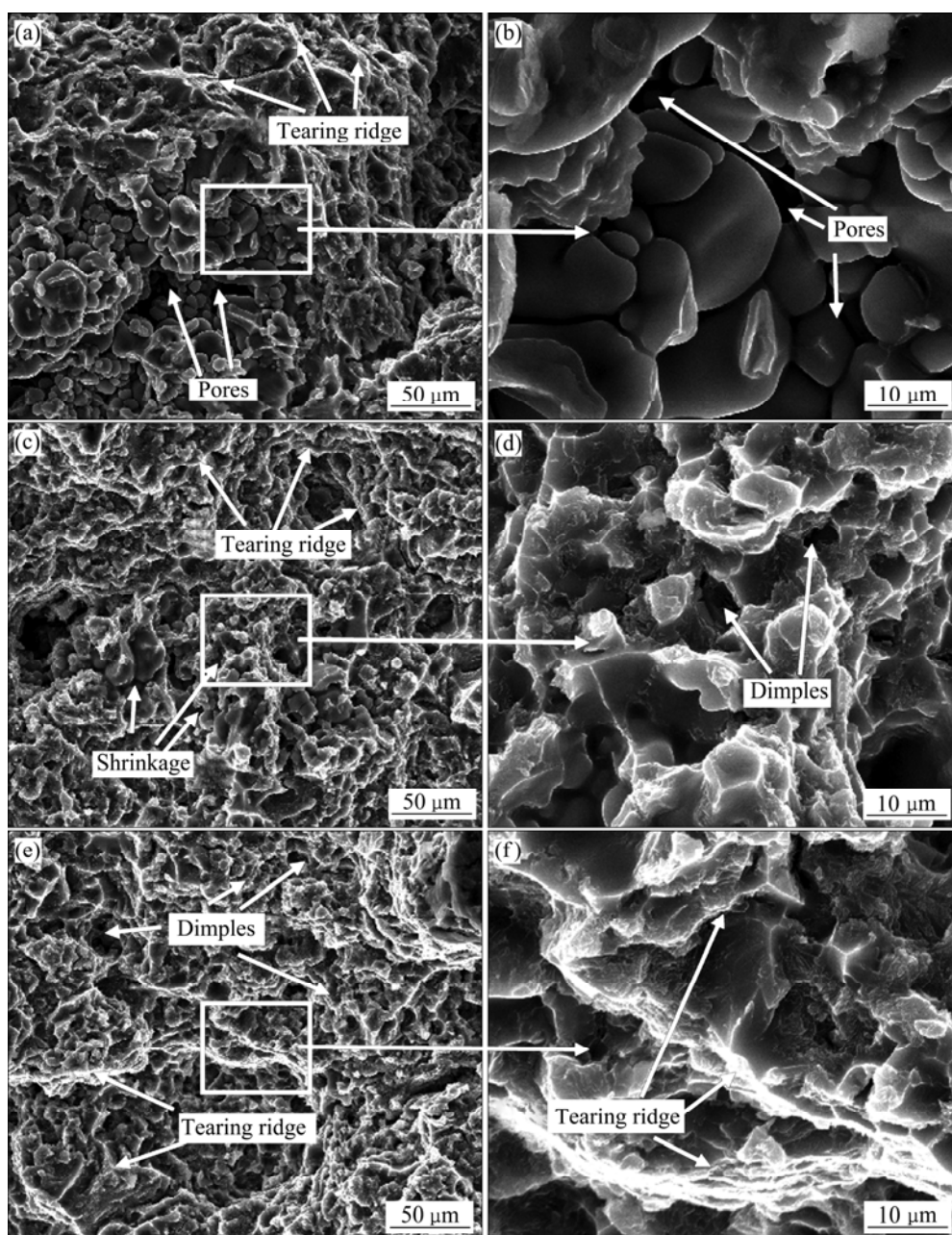


图 14 680 °C 浇注温度时不同压射速度下合金的拉伸断口形貌

Fig. 14 Tensile fracture morphologies of tested alloys at different injection speed and pouring temperature of 680 °C: (a), (b) 1 m/s; (c), (d) 2 m/s; (e), (f) 4 m/s

较低;而高压射速度时,缩孔疏松尺寸较小,共晶Si相决定了合金的断裂机制为脆性断裂和韧性断裂的混合断裂模式,强度和塑性都明显提高。因此,通过工艺优化进一步减少压铸过程中的残留气体或者采用真空压铸(可实现热处理强化)是提高压铸合金力学性能的重要发展方向。

3 结论

1) Sr变质可以明显改变Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti铝合金中共晶硅相的晶粒形态,使其从纤维长条状转变为颗粒状,同时其对共晶Si相和 $\alpha(\text{Al})$ 相均有细化作用。0.06%Sr的加入使得重力铸造Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti合金的抗拉强度和伸长率分别从165 MPa和3.2%提升到183 MPa和5.8%,相较未变质合金提高了10.9%和81.3%。

2) 以某汽车用压铸零部件为研究对象,通过数值模拟技术对0.06%Sr变质Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti合金压铸过程中的压射速度和浇注温度分别进行了模拟。浇注温度为680℃时,合金二次枝晶臂间距更小;而随着压射速度的提高(1 m/s、2 m/s、4 m/s),虽然卷气现象更明显,卷气部位和数量更多,但气孔尺寸相对较小,会减弱对铸件力学性能的不利影响。

3) 压射速度对0.06%Sr变质Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti铸件微观组织和力学性能均有不同程度的影响。随着压射速度从1 m/s提高到4 m/s,初生 $\alpha(\text{Al})$ 相由胞状树枝晶部分转变为了球状晶或近球状晶,并且晶粒的平均尺寸也随之减小;而铸件中卷气由大尺寸的气孔转变为小尺寸的缩孔疏松,与数值模拟结果基本一致。同时,铸件的抗拉强度和伸长率分别从压射速度1 m/s时的224 MPa和2.6%提升到压射速度4 m/s时的277 MPa和7.5%,分别提升了23.7%和188.5%。

4) 压射速度对Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti铸件的断裂机制也有明显影响,低压射速度1 m/s时,气孔尺寸较大,决定了合金的断裂机制为脆性断裂;而高压射速度4 m/s时,缩孔疏松尺寸较小,共晶Si相决定了合金的断裂机制为脆性断裂和韧性断裂的混合断裂模式,且韧性断裂占比更大。

REFERENCES

- [1] 樊振中, 袁文全, 王端志, 等. 压铸铝合金研究现状与未来发展趋势[J]. 铸造, 2020, 69(2): 159-166.
FAN Zhen-zhong, YUAN Wen-quan, WANG Duan-zhi, et al. Research status and future development trend of die casting aluminum alloys[J]. Foundry, 2020, 69(2): 159-166.
- [2] 宋哲, 吴圣川, 胡雅楠, 等. 冶金型气孔对熔化焊接7020铝合金疲劳行为的影响[J]. 金属学报, 2018, 54(8): 1131-1140.
SONG Zhe, WU Sheng-chuan, HU Ya-nan, et al. The influence of metallurgical pores on fatigue behaviors of fusion welded AA7020 joints[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2018, 54(8): 1131-1140.
- [3] 韩延峰, 刘相法, 杨志强, 等. 压力铸造对Al-Si-Cu合金组织的影响[J]. 铸造, 2001, 50(4): 183-186.
HAN Yan-feng, LIU Xiang-fa, YANG Zhi-qiang, et al. Influence of die casting on the structures of Al-Si-Cu alloys[J]. Foundry, 2001, 50(4): 183-186.
- [4] COLOMBO M, ALBU M, GARIBOLDI E, et al. Microstructural changes induced by Er and Zr additions to A356 alloy investigated by thermal analyses and STEM observations[J]. Materials Characterization, 2020, 161: 110117.
- [5] DAS P, BHUNIYA B, SAMANTA S K, et al. Studies on die filling of A356 Al alloy and development of a steering knuckle component using rheo pressure die casting system[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2019, 271: 293-311.
- [6] 刘政, 陈志平, 陈涛. 坩埚尺寸和电磁频率对半固态A356铝合金浆料流动的影响[J]. 金属学报, 2018, 54(3): 435-442.
LIU Zheng, CHEN Zhi-ping, CHEN Tao. Effects of crucible size and electromagnetic frequency on flow during fabrication of semisolid A356 Al alloy slurry[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2018, 54(3): 435-442.
- [7] 胥锴, 刘微平, 王甫, 等. Sr变质对ZL101合金中共晶Si形貌的影响[J]. 铸造技术, 2009, 30(5): 646-649.
XU Kai, LIU Hui-ping, WANG Fu, et al. Effect of Sr modification on morphology of eutectic silicon in ZL101 alloy[J]. Foundry Technology, 2009, 30(5): 646-649.
- [8] 孙化东, 漆昌军. 锶盐与铝锶合金对ZL101A铝合金变质效果的对比试验[C]// 2008重庆市铸造年会论文集. 重庆,

- 2008: 185–187.
- SUN Hua-dong, QI Chang-jun. Comparative test of modification effect of strontium salt and aluminum strontium alloy on ZL101A Al alloy[C]// 2008 Proceedings of Chongqing Foundry Annual Meeting. Chongqing, 2008: 185–187.
- [9] 骆生, 许琳. 金属压铸工艺与模具设计[M]. 北京: 清华大学出版社, 2006.
- LUO Sheng, XU Lin. Metal die casting process and die design[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 2006.
- [10] 张洪信, 姜勇, 张铁柱, 等. 铝合金压力铸造技术的现状与展望[J]. 铸造, 2007, 56(12): 1247–1250.
- ZHANG Hong-xin, JIANG Yong, ZHANG Tie-zhu, et al. Status and prospect of aluminum alloy pressure die casting technology[J]. Foundry, 2007, 56(12): 1247–1250.
- [11] FU J L, WANG K K. Modelling and simulation of die casting process for A356 semi-solid alloy[J]. Procedia Engineering, 2014, 81: 1565–1570.
- [12] HIDALGO R, ESNAOLA J A, LLAVORI I, et al. Fatigue life estimation of cast aluminium alloys considering the effect of porosity on initiation and propagation phases[J]. International Journal of Fatigue, 2019, 125: 468–478.
- [13] JAHANGIRI A, MARASHI S P H, MOHAMMADALIHA M, et al. The effect of pressure and pouring temperature on the porosity, microstructure, hardness and yield stress of AA2024 aluminum alloy during the squeeze casting process[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2017, 245: 1–6.
- [14] 郑志文, 程科升, 孟祥豹, 等. 浇注温度对铝合金制动泵体流变挤压铸造的影响[J]. 热加工工艺, 2015, 44(19): 115–117.
- ZHENG Zhi-wen, CHENG Ke-sheng, MENG Xiang-bao, et al. Effect of casting temperature on rheological squeeze casting of aluminum alloy brake pump cylinder[J]. Hot Working Technology, 2015, 44(19): 115–117.
- [15] 文春领. 液态金属在冷室压铸机压室中运动的理论与分析[J]. 铸造技术, 2006, 27(6): 558–561.
- WEN Chun-ling. Theory and analysis of the motion of the liquid metal in the chamber of the cold die-casting machine[J]. Foundry Technology, 2006, 27(6): 558–561.
- [16] SUN S C, YUAN B, LIU M P. Effects of moulding sands and wall thickness on microstructure and mechanical properties of Sr-modified A356 aluminum casting alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(8): 1884–1890.
- [17] DHANESWARA D, SYAHRIAL A Z, AYMAN M T. Mechanical properties of nano SiC-reinforced aluminum A356 with Sr modifier fabricated by stir casting method[J]. Procedia Engineering, 2017, 216: 43–50.
- [18] MARZOUK M, JAIN M, SHANKAR S. Effect of Sr-modification on the bendability of cast aluminum alloy A356 using digital image correlation method[J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 598: 277–287.
- [19] 汪勇, 余申, 王成辉, 等. Sr变质对亚共晶铝硅合金中共晶硅形貌的影响[J]. 热加工工艺, 2020, 49(3): 71–73, 76.
- WANG Song, YU Shen, WANG Cheng-hui, et al. Effect of Sr modification on eutectic silicon morphology in hypoeutectic Al-Si alloy [J]. Hot Working Technology, 2020, 49(3): 71–73, 76.
- [20] 刘学, 薛力强, 常国威, 等. Sr变质对过共晶铝硅合金组织的影响[J]. 辽宁工业大学学报(自然科学版), 2017, 37(1): 41–43.
- LIU Xue, XUE Li-qiang, CHANG Guo-wei, et al. Effect of Sr on the modification of hypereutectic Al-Si alloy[J]. Journal of Liaoning University of Technology(Natural Science Edition), 2017, 37(1): 41–43.
- [21] 李松. 铝硅合金中共晶硅 Sr变质机理的理论和实验研究[D]. 南昌: 南昌大学, 2016.
- LI Song. Theoretical and experimental study on Sr-modification mechanism of eutectic silicon phase in Al-Si alloy[D]. Nanchang: Nanchang University, 2016.
- [22] 孙德润, 张宏, 门正兴, 等. 冷却速度对铸件二次枝晶臂间距影响的模拟研究[J]. 大型铸锻件, 2014, 4: 1–3.
- SUN De-run, ZHANG Hong, MEN Zheng-xing, et al. Simulation research on the effect of cooling rate on secondary dendrite arm spacing in casting[J]. Heavy Castings and Forgings, 2014, 4: 1–3.
- [23] 何娟, 邹勇志, 黄文貌, 等. 冷却速度对 ZL114A 合金二次枝晶臂间距的影响[J]. 铸造技术, 2008, 29(9): 1214–1216.
- HE Juan, ZOU Yong-zhi, HUANG Wen-mao, et al. Effect of cooling rate on secondary dendrite arm spacing of ZL114A alloy[J]. Foundry Technology, 2008, 29(9): 1214–1216.
- [24] 黄晓锋, 田载友, 曹喜娟, 等. 压射速度和浇注温度对 Al-10%Si 合金组织与硬度的影响[J]. 热加工工艺, 2009, 38(1): 1–4.
- HUANG Xiao-feng, TIAN Zai-you, CAO Xi-juan, et al.

- Influence of pouring temperature and injection speed on microstructure and hardness of Al-10%Si alloy[J]. Hot Working Technology, 2009, 38(1): 1–4.
- [25] NIU X P, HU B H, PINWILL I, et al. Vacuum assisted high pressure die casting of aluminium alloys[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2000, 105(1): 119–127.
- [26] OKAYASU M, OHKURAM Y, TAKEUCHI S, et al. A study of the mechanical properties of an Al-Si-Cu alloy (ADC12) produced by various casting processes[J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 543: 185–192.

Simulation optimization of die-casting process, microstructure and mechanical properties of Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti alloys

LIU Wen-cai¹, DING De-hua¹, WANG Yong-bo², LU Ye-jun²

(1. National Engineering Research Center of Light Alloy Net Forming,
School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China;
2. Shanghai NATE Automobile Fastener Co., Ltd., Shanghai 201111, China)

Abstract: The effects of micro Sr modification on the microstructure and mechanical properties of Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti alloy were firstly studied. Then, the pouring temperature and injection speed of 0.06% Sr modified Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti alloy in the die casting process were calculated by numerical simulation technology, and the experimental verification was carried out. The simulation results show that when the pouring temperature is 680 °C, the secondary dendrite arm spacing is smaller; with the increase of injection speed (1 m/s, 2 m/s, 4 m/s), although the air entrainment is more obvious, the position and quantity of air entrainment are more, but the pore size is relatively small. The results of die casting verification experiment show that, with the increase of injection speed from 1 m/s to 4 m/s, the primary α (Al) phase changes from cellular dendrite to globular or near globular, and the average grain size decreases gradually; the volume gas in the casting changes from large-size pores to small-size shrinkage porosity, which is basically consistent with the numerical simulation results. At the same time, the ultimate tensile strength and elongation of the die casting alloys increase by 23.7% and 188.5%, respectively. And the fracture mechanism of the tested alloys changes from the brittle fracture determined by large pores at 1 m/s to mixed fracture mode of brittle fracture and ductile fracture determined by eutectic Si phase at 4 m/s.

Key words: Al-7Si-0.35Mg-0.1Ti alloy; die casting; numerical simulation; pouring temperature; injection speed

Foundation item: Project(2016YFB0301004) supported by the National Key Research and Development Program of China; Project(2019MHC019) supported by Industry-University-Research Cooperation Project of Minhang District, Shanghai, China

Received date: 2020-05-04; **Accepted date:** 2021-06-20

Corresponding author: LIU Wen-cai; Tel: +86-21-54742630; E-mail: liuwc@sjtu.edu.cn

(编辑 龙怀中)