

• 试验研究 Experimental Research •
DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2026.5233熔体冷速对高铁含量 A356 铝合金中
富铁相尺寸及类型的影响牛云霞¹, 张丽芝¹, 万杰¹, 刘海峰², 陈豫增^{1,3,4}

(1. 西北工业大学凝固技术全国重点实验室, 陕西西安 710072; 2. 中信戴卡股份有限公司, 河北秦皇岛 066011; 3. 西北工业大学宁波研究院, 浙江宁波 315103; 4. 苏州匀晶金属科技有限公司, 江苏苏州 215024)

摘要: 原铝生产面临严峻的环境与能源压力, 回收利用 A356 铝合金废料兼具显著的环保和经济价值。然而, 废铝再生过程铁元素易过量积累, 较低熔体冷速下会形成粗大脆性富铁相, 恶合金力学性能。本研究通过提高熔体冷速优化富铁相的形貌与组成, 以铁含量为 0.36%(质量分数)的 A356 铝合金为研究对象, 采用不同尺寸的铜模调控熔体冷速(15~108 K/s), 对比研究各熔体冷速下富铁相的形貌、尺寸及分布规律。结果表明, 随着熔体冷速的提高, 富铁相显著细化, 分布更趋均匀。相组成分析进一步表明, 提高熔体冷速(72~108 K/s)有效抑制了粗大有害相 β -Fe 的析出, 转而促进形成更为细小、对基体割裂作用较弱的 π -Fe 相。

关键词: 高铁含量 A356 铝合金; 富铁相; 熔体冷速; 微观组织

中图分类号: TG146.2+1

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)08-0870-09

Effect of the Molten Metal Cooling Rate on the Size and Type of
Iron-rich Phases in High Iron Containing A356 Al AlloysNIU Yunxia¹, ZHANG Lizhi¹, WAN Jie¹, LIU Haifeng², CHEN Yuzeng^{1,3,4}

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. China International Trust and Investment Corporation Dicastal Co., Ltd., Qinhuangdao 066011, China; 3. Ningbo Institute of Northwestern Polytechnical University, Ningbo 315103, China; 4. Suzhou Yunjing Metal Technology Co., Ltd., Suzhou 215024, China)

Abstract: The primary Al production industry poses significant environmental and energy challenges, making the recycling of A356 Al alloy scrap highly attractive from both ecological and economic perspectives. A critical issue in recycling is the inevitable accumulation of Fe, which leads to the formation of coarse, brittle iron-rich intermetallics at lower solidification cooling rates, severely degrading the mechanical properties. On this basis, the role of increased cooling rates in modifying the morphology and composition of these iron-rich phases was investigated. Using a copper mold technique to achieve a range of cooling rates (15~108 K/s), their impact on the microstructure of an A356 Al alloy containing 0.36 wt.% Fe was systematically examined. The results demonstrate that higher cooling rates significantly refine the iron-rich phases and promote a more uniform distribution. Phase analysis further revealed that at elevated cooling rates (72~108 K/s), the precipitation of the detrimental β -Fe phase is suppressed, favouring the formation of the less harmful π -Fe phase.

Key words: high-Fe-containing A356 Al alloy; iron-rich phases; cooling rate; microstructure

随着全球工业化进程的持续推进, 铝合金作为支撑高端制造与基础工业的关键材料, 其市场需求量持续攀升, 已成为仅次于钢铁的第二大金属材料^[1-2]。在众多铝合金中, A356 铝合金作为典型的 Al-Si 系

收稿日期: 2025-10-25

基金项目: 国家重点研发计划(2022YFB3707103); 国家自然科学基金(52301197, 52071262); 凝固技术全国重点实验室自主研究课题(2024-ZD-06, 2024-TS-06); 中央高校基本科研业务费专项资金(D5000240144)

作者简介: 牛云霞, 1998 年生, 硕士生。研究方向为冷速对 A356 铝合金中富铁相的影响。Email: nyx@mail.nwpu.edu.cn

通信作者: 万杰, 1992 年生, 博士, 副教授。研究方向为先进金属材料及其液-固成形。Email: wan@nwpu.edu.cn;

陈豫增, 1980 年生, 博士, 教授。研究方向为金属非平衡凝固与相变。Email: yzchen@nwpu.edu.cn

引用格式: 牛云霞, 张丽芝, 万杰, 刘海峰, 陈豫增. 熔体冷速对高铁含量 A356 铝合金中富铁相尺寸及类型的影响[J]. 铸造技术, 2026, 47(8): 870-878.

NIU Y X, ZHANG L Z, WAN J, LIU H F, CHEN Y Z. Effect of the molten metal cooling rate on the size and type of iron-rich phases in high iron containing A356 Al alloys[J]. Foundry Technology, 2026, 47(8): 870-878.

铸造铝合金,兼具较高的强度与硬度、优异的铸造性能及耐腐蚀性能,被广泛应用于航空航天、汽车工业、电子信息等领域^[3-7]。

传统 A356 原铝主要通过电解法从铝土矿中提取,该工艺包含氧化铝提取与电解铝生产两个核心环节^[8]。氧化铝提取阶段的冶金转化效率较低,每生产 1 t 氧化铝(Al_2O_3)需消耗约 6 t 铝土矿^[9];电解铝环节是将提纯后的氧化铝在冰晶石(Na_3AlF_6)熔盐电解槽中,经高强度直流电作用发生电化学反应,最终生成液态铝并浇铸成型^[8,10]。此生产工艺导致传统 A356 原铝生产面临严峻的能耗与环境负荷^[11]。此外,A356 铝制品消费规模的持续扩张使得加工环节产生的废铝量显著增加,这既为资源回收提供了机遇,也对废弃物高效处理提出了现实需求^[12]。

相较于电解法制备原铝,回收再生 A356 废铝可显著降低能耗并减少污染物排放,是铝工业实现“双碳”战略目标的重要途径^[13-14]。然而,废铝的循环利用在带来显著经济和环境效益的同时,也导致部分合金元素的持续积累。由于废铝来源复杂,且在熔炼过程中与铁质工具接触,Fe 元素极易溶入铝熔体并不断富集^[15-16]。当 Fe 元素在 A356 合金中累积到一定含量时,会与基体中的 Al、Si 等元素结合形成大量富铁相^[17]。这些富铁相在 A356 合金中多呈粗大针状或片状形态,不仅破坏基体连续性,还易成为应力集中位点,引起材料性能恶化,严重制约高 Fe 含量再生铝在结构件领域的应用^[18-19]。因此,探索通过工艺调控而非单纯化学成分限制的方法来抑制高 Fe 含量 A356 合金中粗大富铁相的生成具有重要的现实意义。研究表明,Al-Fe-Si 合金中富铁相的形貌、尺寸及分布与铸造过程中的熔体冷速密切相关。作为关键工艺参数,熔体冷速通过影响富铁相的析出动力学行为(如形核率、生长速率),可有效调控其微观特征^[20-21]。再生铝合金中的 Fe 含量通常处于 0.25%~0.8%(质量分数,下同)范围内^[22],在较低熔体冷速下,富铁相易于粗化,成为应力集中源,损害合金力学性能,而提高熔体冷速则可抑制富铁相的不利影响,减轻其对性能的危害^[23]。

本研究以 Fe 含量为 0.36% 的 A356 铝合金为对象,通过调控铜模型腔尺寸,制备不同熔体冷速的系列合金试样。重点研究铸态 A356 合金中富铁相特征与熔体冷速的关联性,旨在揭示熔体冷速对 Fe 含量为 0.36% 的 A356 铝合金中富铁相微观组织的影响机制;为研究 Fe 元素积累对再生 A356 铝合金铸件性能的危害、提升其性能稳定性提供理论依据,促进 A356 再生铝的高值化循环利用。

1 实验材料与方法

1.1 合金制备

采用高频感应炉(220 V,1 000 °C)加热石墨坩埚中的 A356 基体合金至 760 °C 使其完全熔化。随后加入 Al-Fe 中间合金(Fe:10.75%),搅拌 10~20 min 至其完全溶解。将熔体降温至 740 °C 进行精炼、除气及扒渣处理。继续降温至 720 °C 保温 20 min,随后浇注到方形紫铜模具中,制备 Fe 含量为 0.36% 的 A356 铝合金(记为 A356-0.36Fe)。合金化学成分见表 1。

表1 A356-0.36Fe铝合金化学成分
Tab.1 Chemical composition of the A356-0.36Fe aluminium alloy

(mass fraction/%)								
Alloy	Si	Mg	Fe	Cu	Zn	Mn	Ti	Al
A356-0.36Fe	6.38	0.27	0.34	0.01	<0.01	0.01	0.15	Bal.

1.2 模具参数与熔体冷速调控

实验所用紫铜模具结构如图 1a 所示,模具侧面设有直径为 5 mm 的通孔,用于安装 K 型热电偶以实时监测温度变化,所得温度-时间曲线如图 1c 所示。通过改变型腔厚度(4、8、10 及 40 mm),并基于 ProCAST 软件开展模拟分析,验证了实测结果的可靠性。

在模拟过程中,采用 UG 软件构建不同型腔厚度的三维模型,导入 ProCAST 后进行重力铸造模拟。铸件材料为 EN AC-42100 AlSi7Mg0.3(A356),浇注温度 973 K,初始填充量设为 0;模具材料为紫铜,鉴于软件材料库中无紫铜选项,需在其数据库中自定义紫铜成分,并选用“凝固扩展模型”以自动计算模具的热物性参数,模具初始温度设为 293 K,初始填充量为 100%。在界面换热系数设置中,模具间因材料相同且网格节点共享,设为 EQUIV;铸件与模具因材料不同且界面节点不共用,设为 CONIC。在工艺条件管理中,设定模具外表面为空冷边界条件,换热系数 FilmCo=10,环境温度 20 °C;选定浇口面并输入相应浇注温度与充填时间,生成边界条件。模拟参数选用预定义的重力填充模式,完成参数设置后进行模拟计算。模拟结束后,提取铸件二分之一高度、距外壁 5 mm 的厚度中心位置(图 1b)的温度-时间曲线,以 A356 铝合金液相线温度 886 K 以上线性冷却阶段的斜率作为熔体冷却速率。最终获得对应型腔厚度的合金试样冷却速率分别为 108、72、44 和 15 K/s(图 1d),其模拟结果与实测数据良好吻合。

1.3 铸态金相组织分析

为研究熔体冷速对 A356-0.36Fe 合金富铁相的影响机制,实验从四种熔体冷速的铸态合金热电偶

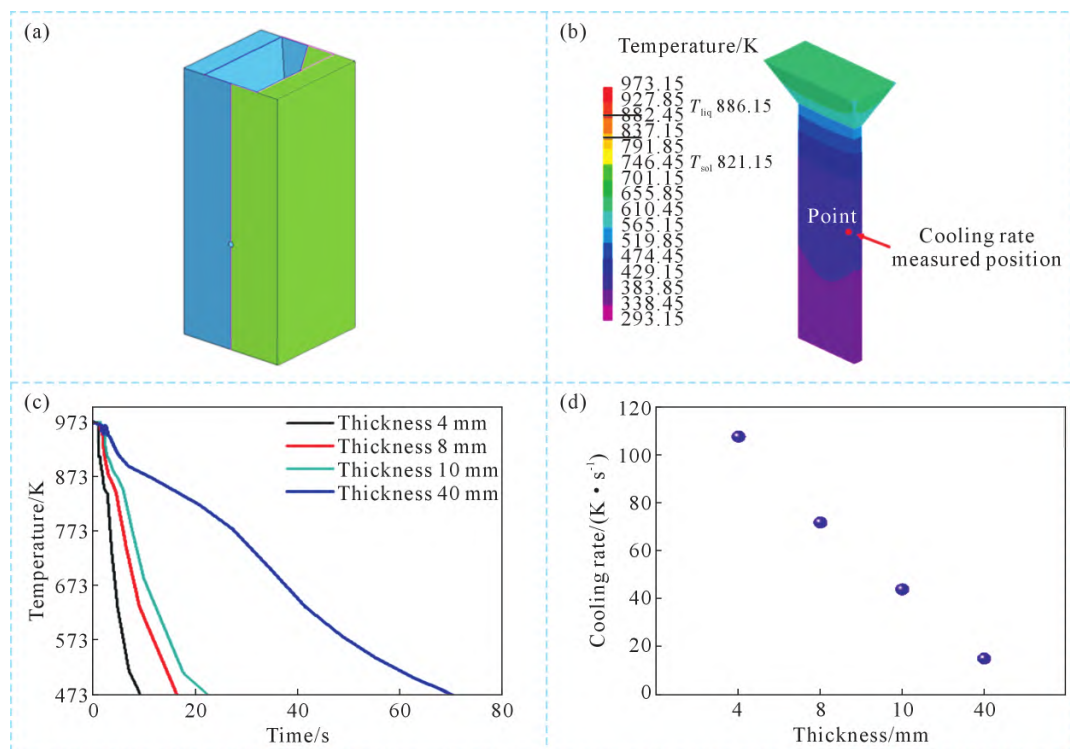


图1 模具与熔体冷速:(a)紫铜模具;(b)测量冷速位置;(c)温度-时间曲线;(d)不同型腔厚度下的熔体冷速

Fig.1 Mold and melt cooling rates: (a) copper mold; (b) cooling rate measurement location; (c) temperature-time curve; (d) melt cooling rate for different mold cavity thicknesses

附近取样。样品经打磨、抛光及 Keller 试剂腐蚀后,利用金相显微镜(optical microscope, OM)、扫描电子显微镜(scanning electron microscope, SEM)及配套能谱仪(energy dispersive spectrometer, EDS)对其进行显微组织观察与成分分析。同时采用 Image Pro Plus 软件统计富铁相尺寸参数,研究熔体冷速对铸态 A356 铝合金中富铁相种类、尺寸和分布的影响。

2 实验结果及讨论

2.1 不同熔体冷速下铸态 A356 铝合金中富铁相的形貌

对熔体冷速分别为 15、44、72 和 108 K/s 的 A356-0.36Fe 合金试样,在热电偶测量点附近区域取样,并采用光学显微镜进行显微组织观察。结果表明,随着熔体冷速提高,合金组织显著细化。A356 铝合金主要由白色 α -Al 基体与深灰色共晶硅相组成,富铁相在该合金中呈浅灰色,主要沿共晶硅相界面分布或贯穿共晶硅相生长,其典型形貌如图 2 所示。

为进一步明确 A356-0.36Fe 合金中富铁相的组成,选取熔体冷速为 15 K/s 的铸态金相试样,经腐蚀处理后,采用 SEM 及其 EDS 对样品表面进行显微组织观察与微区成分分析(图 3)。黑色区域为铝基体,灰色相主要为形状呈现多边形、树枝状或卵石状的共晶硅相,富铁相则呈现出亮白色的金属光泽,形貌涵盖汉字状、鱼骨状、板条状及针状等多种

类型。结合形貌特征与 EDS 结果,可进一步将该富铁相鉴别为含 Mg 的 π -AlSiMgFe 相(π -Fe 相)和不含 Mg 的 β -AlFeSi 相(β -Fe 相)。其中, π -Fe 相多呈现为汉字状、鱼骨状等不规则形态,而 β -Fe 相则主要呈板条状或粗大针状,且在熔体冷速为 15 K/s 时,A356-0.36Fe 合金中的富铁相以 β -Fe 相为主,同时伴有少量的 π -Fe 相。

2.2 熔体冷速对铸态 A356 铝合金中富铁相种类的影响

为深入探究富铁相种类随熔体冷速的演变规律,进一步对 44、72、108 K/s 熔体冷速条件下 A356-0.36Fe 合金的微观组织及元素分布状态开展系统的表征与分析。结合图 4 所示微观形貌与表 2 结果可知,在较低熔体冷速条件下(15~44 K/s),合金中 β -Fe 相所占比例显著高于 π -Fe 相。随着熔体冷速的提高, π -Fe 相含量增加,而 β -Fe 相的含量则逐渐减少,且当熔体冷速提高至 72~108 K/s 区间时,合金中富铁相逐渐以 π -Fe 相为主,说明较高的熔体冷速可以抑制 β -Fe 相的析出,促进生成更多的 π -Fe 相。

2.3 熔体冷速对铸态 A356-0.36Fe 铝合金富铁相分布及尺寸的影响

熔体冷速是调控 A356-0.36Fe 合金中富铁相形貌与尺寸的核心因素。当熔体冷速为 15 K/s 时,富铁相主要呈粗大层片状,形貌不规则且长径比较大,分布稀疏且不均匀(图 5a);当熔体冷速提升至 44 和

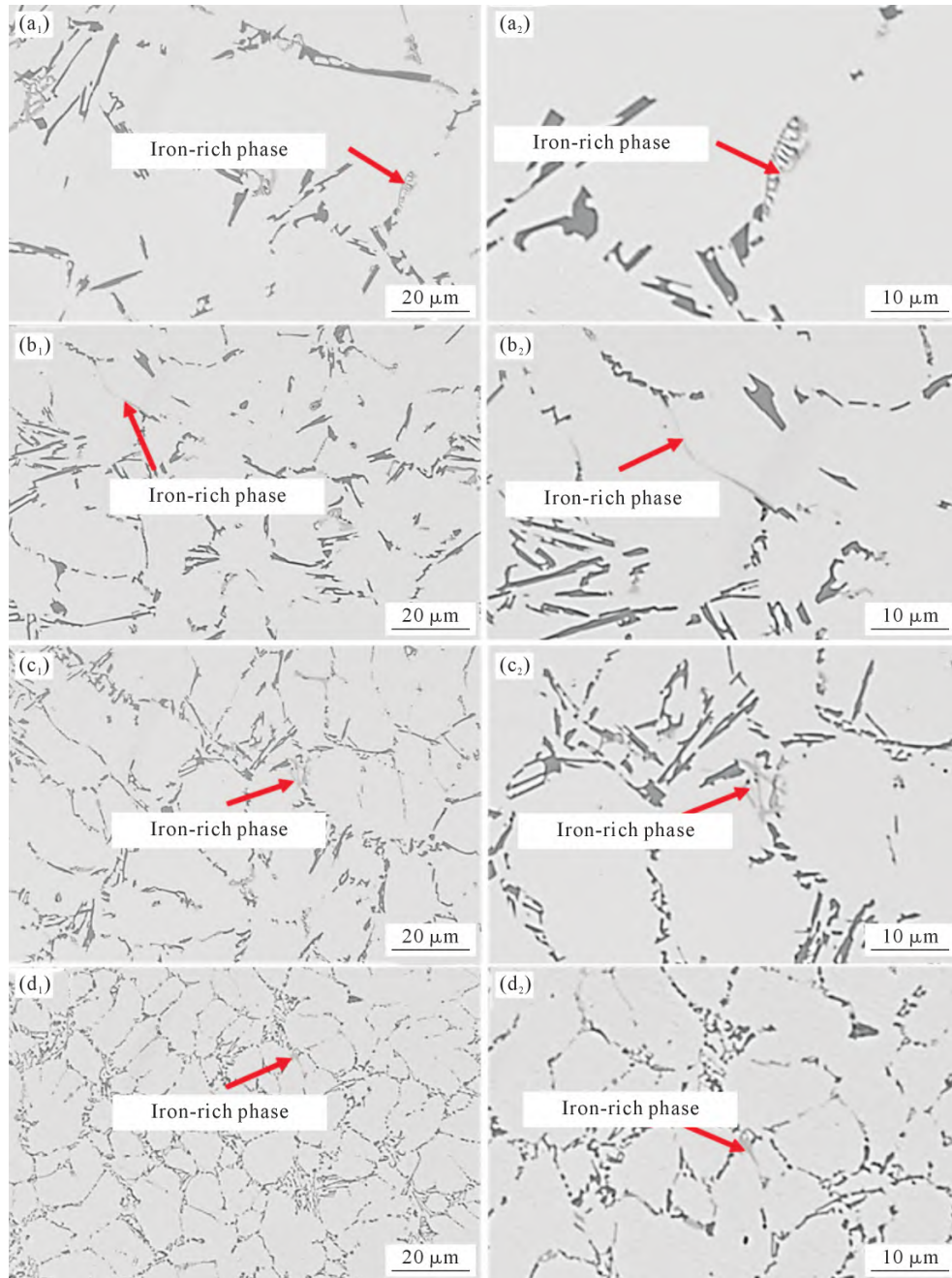


图2 不同熔体冷速下 A356-0.36Fe 合金中富铁相形貌:(a₁, a₂) 15 K/s; (b₁, b₂) 44 K/s; (c₁, c₂) 72 K/s; (d₁, d₂) 108 K/s
Fig.2 Morphology of the iron-rich phases in the A356-0.36Fe alloy under different melt cooling rates: (a₁, a₂) 15 K/s; (b₁, b₂) 44 K/s; (c₁, c₂) 72 K/s; (d₁, d₂) 108 K/s

表2 不同熔体冷速下 A356-0.36Fe 合金富铁相能谱分析
Tab.2 EDS compositional analysis of the iron-rich intermetallic phases in the A356-0.36Fe alloy under different melt cooling rates
(mass fraction/%)

Cooling rate /(K·s ⁻¹)	Chemical composition of iron-rich intermetallics				Phase fraction/%	
	Al	Si	Mg	Fe	β-Fe	π-Fe
15	Bal.	7.79	0.17	6.35	4.8	3.2
44	Bal.	6.58	0.28	7.87	5.17	3.75
72	Bal.	6.78	0.31	5.04	2.8	5.67
108	Bal.	7.70	0.48	6.02	0.8	7.35

72 K/s 时,富铁相整体尺寸减小,部分转变为短棒状,分布均匀性得到改善(图 5b 和 c);随后,在 108 K/s 的高熔体冷速条件下,富铁相进一步细化为近颗粒状,长针状相基本消除(图 5d),表明较高的熔体冷速可通过细化组织使其富铁相分布更加均匀。

图 6 为不同熔体冷速下 A356-0.36Fe 合金中富铁相的尺寸分布,可以看出随着熔体冷速的不断提高, A356-0.36Fe 合金中富铁相的尺寸逐渐减小。对不同熔体冷速下富铁相尺寸的统计结果表明,当熔体冷速为 15 K/s 时(图 6a),0~2 μm 范围内的富铁相仅占 4.2%,其主要尺寸分布于 2~12 μm 区间,其中 2~

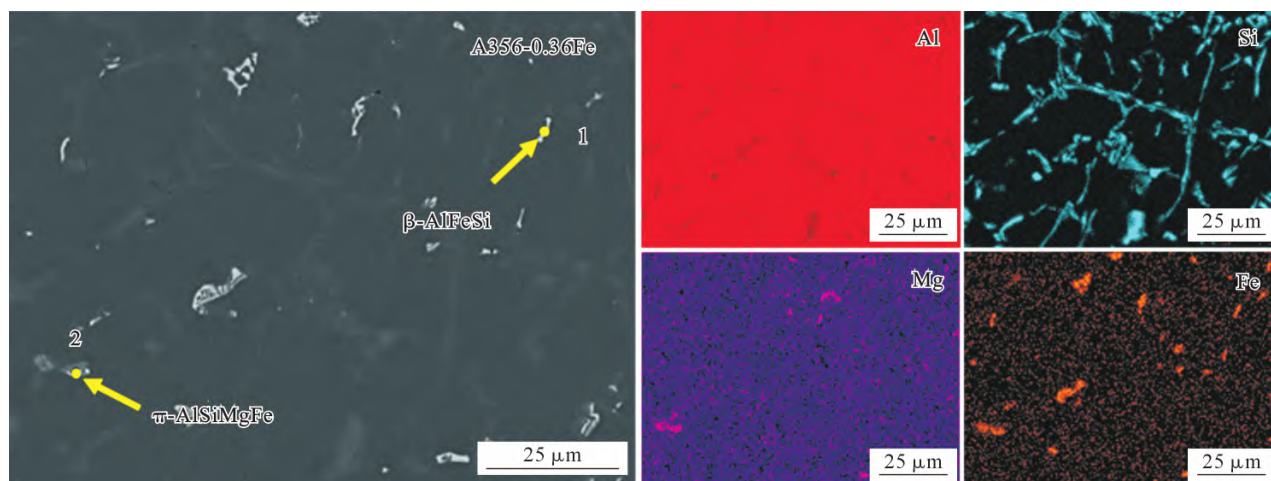


图3 熔体冷速为 15 K/s 时 A356-0.36Fe 中富铁相形貌及元素分布

Fig.3 Morphology and elemental distribution of the iron-rich phases in the A356-0.36Fe Al alloy at melt cooling rate of 15 K/s

4 μm 占比 25.5%, 4~6 μm 占比 32.3%, 6~8 μm 占比 15.1%, 同时仍有 22.8% 的富铁相为尺寸不小于 8 μm 的长针状相。当熔体冷速提高至 44 K/s 时(图 6b), 0~2 μm 区间的富铁相比比例增加至 25.1%, 2~4 μm 区间的比例显著上升至 39.5%, 而不小于 8 μm 的长尺寸相比比例明显下降至 5.5%; 富铁相的主要分布区间由 2~12 μm 转变为 0~8 μm。进一步提高熔体冷速至 72 K/s(图 6c), 富铁相尺寸集中分布于 0~6 μm 范围内。在 108 K/s 的极高熔体冷速下(图 6d), 富铁相进一步细化, 呈现近似颗粒状形态, 长针状相基本消失; 其尺寸分布高度集中于较小区间, 0~2 μm 范围内的富铁相占比达到 54.1%, 2~4 μm 区间占 33.7%, 而不小于 8 μm 的长尺寸相仅占 1%。结果表明, 较高熔体冷速阻碍富铁相粗化, 使其平均尺寸明显减小(图 6e)、尺寸分布范围更为集中。

2.4 熔体冷速对富铁相形成的影响机制

熔体冷速显著影响 A356 铝合金中富铁相的析出与长大行为。在较高的熔体冷速下, 熔体过冷度增大, 液-固两相自由能差提高, 相变驱动力增强, 凝固过程加快, 从而促进晶粒细化并减小二次枝晶臂间距。根据 Puncreobutr 等^[24]的研究, 富铁相倾向于在枝晶间或铝基体中的氧化物表面形核, 当其生长方向与枝晶臂存在夹角时, 富铁相尺寸受晶界和二次枝晶臂间距约束; 若与枝晶臂平行, 则可沿枝晶方向延伸生长。较高熔体冷速普遍抑制富铁相尺寸的增长。因此, 在 A356-0.36Fe 合金中, 提高熔体冷速有助于细化富铁相尺寸并改善其分布均匀性。同时, 较高的熔体冷速导致凝固过程中固-液界面前沿排出的 Fe 原子数量有所减少, 溶质再分配区域变窄, 界面前沿 Fe 元素浓度梯度降低, 难以达到 β-Fe 相持续长大所需的临界 Fe 含量, 从而抑制其生长。

此外, 熔体冷速对富铁相的相组成也具有显著影响。β-Fe 相是较高温度下平衡凝固的产物, 而提高熔体冷速使凝固过程由平衡转向非平衡, 从而抑制 β-Fe 相的析出^[25-26]。研究表明, 在较高熔体冷速下, π-Fe 相成为主导。其形成机制如下: 在 β-Fe 相与初生 α-Al 形核和生长过程中, 其固-液界面持续向熔体中排出 Mg 元素。凝固初期, β-Fe 相尺寸较小且游离分布于熔体中, 界面前沿的 Mg 元素具有较高迁移能力, 尚未在 β-Fe 相表面显著富集。随着凝固进行, 在高熔体冷速导致的细小枝晶间, β-Fe 相生长被限制并发生搭接, 将残余铝液分割为孤立的小熔池, 导致 Mg 元素在搭接区域或小熔池内不断富集, 局部成分过冷增大, 促使 β-Fe 相与熔体发生包晶反应生成 π-Fe 相。另一方面, β-Fe 相搭接区域形成的微观缺陷和低能区, 为 π-Fe 相的异质形核提供了有利位置, 降低了包晶反应的能量势垒。随着熔体冷速的提高, 凝固组织细化增加了 β-Fe 相的搭接点与缺陷密度, 极大地促进了 π-Fe 相通过包晶反应大量生成。如图 7 所示, 在 A356-0.36Fe 合金中, 当熔体冷速较低(15~44 K/s)时, 富铁相以 β-Fe 相为主; 而当熔体冷速提高至 72~108 K/s 时, 尖锐针状、长片状的 β-Fe 相含量被显著抑制, 转而形成以细小汉字状、鱼骨状为主的 π-Fe 相。这种由粗大针状 β-Fe 相向细小汉字状 π-Fe 相的转变, 是合金力学性能得以改善的关键原因。

3 结论

(1) 熔体冷速显著影响富铁相的尺寸。在 15~108 K/s 的冷却速率范围内, 富铁相平均尺寸随熔体冷速的提高而逐渐减小。当熔体冷速为 15 K/s 时, A356-0.36Fe 合金中富铁相的平均尺寸为 6.6 μm; 而当熔体冷速提高至 108 K/s 时, 其平均尺寸减小

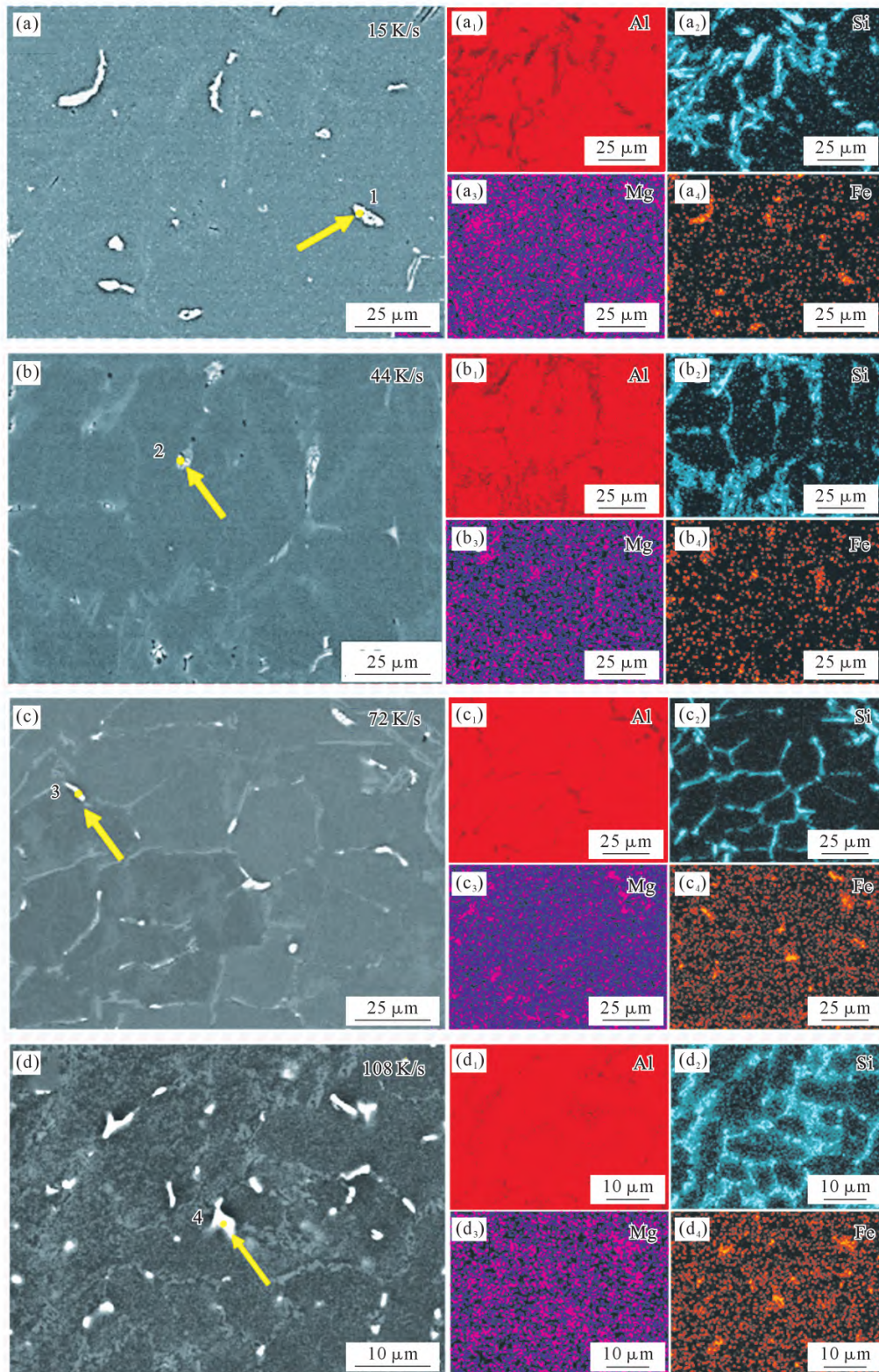


图4 不同熔体冷速下 A356-0.36Fe 合金中富铁相显微组织及元素分布:(a) 冷速 15 K/s 下的显微组织;(a₁~a₄) 熔体冷速 15 K/s 下的元素分布;(b) 冷速 44 K/s 下的显微组织;(b₁~b₄) 熔体冷速 44 K/s 下的元素分布;(c) 冷速 72 K/s 下的显微组织;(c₁~c₄) 熔体冷速 72 K/s 下的元素分布;(d) 冷速 108 K/s 下的显微组织;(d₁~d₄) 熔体冷速 108 K/s 下的元素分布

Fig.4 Microstructure and elemental distribution of the iron-rich phases in the A356-0.36Fe alloy under different melt cooling rates: (a) microstructure at 15 K/s; (a₁~a₄) corresponding elemental maps; (b) microstructure at 44 K/s; (b₁~b₄) corresponding elemental maps; (c) microstructure at 72 K/s; (c₁~c₄) corresponding elemental maps; (d) microstructure at 108 K/s; (d₁~d₄) corresponding elemental maps

至 2.2 μm。

(2)熔体冷速对富铁相的相组成具有决定性作用。

A356-0.36Fe 合金中主要存在 π -Fe 和 β -Fe 两种富铁相。在较低熔体冷速(15~44 K/s)下, β -Fe 相为主要

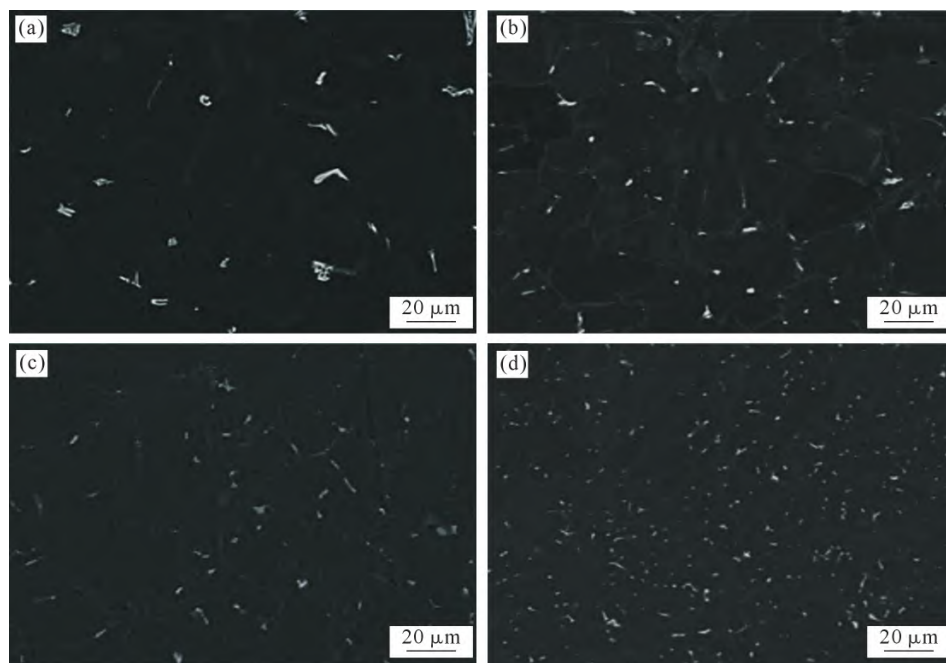


图5 不同熔体冷速下 A356-0.36Fe 合金中富铁相分布:(a) 15 K/s; (b) 44 K/s; (c) 72 K/s; (d) 108 K/s

Fig.5 Distribution of iron-rich phases in the A356-0.36Fe alloy under different melt cooling rates: (a) 15 K/s; (b) 44 K/s; (c) 72 K/s; (d) 108 K/s

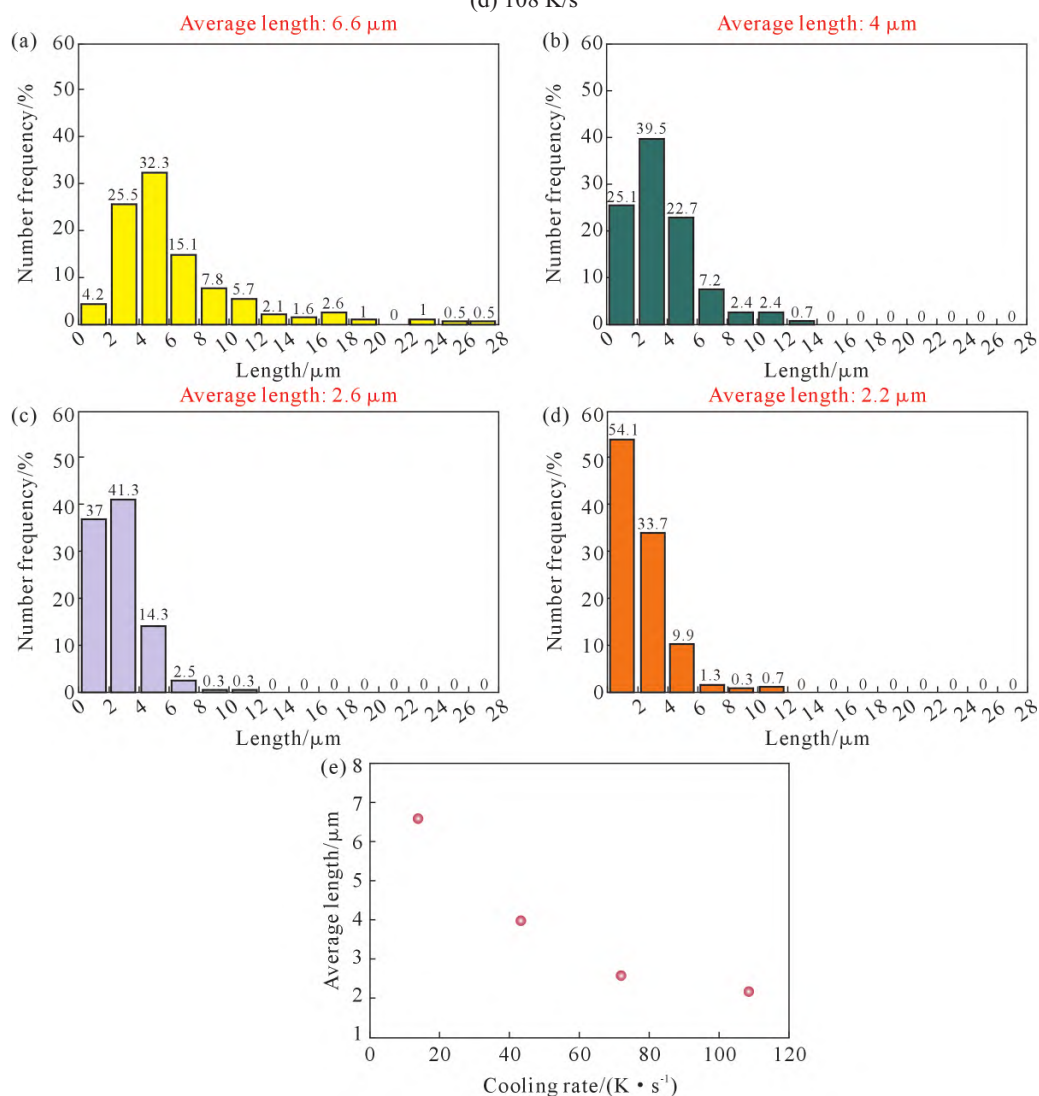


图6 不同熔体冷速下 A356-0.36Fe 合金中富铁相尺寸分布:(a) 15 K/s; (b) 44 K/s; (c) 72 K/s; (d) 108 K/s; (e) 富铁相平均尺寸

Fig.6 Size distribution of the iron-rich phase in the A356-0.36Fe alloy as a function of the melt cooling rate: (a) 15 K/s; (b) 44 K/s; (c) 72 K/s; (d) 108 K/s; (e) average size of iron-rich phase

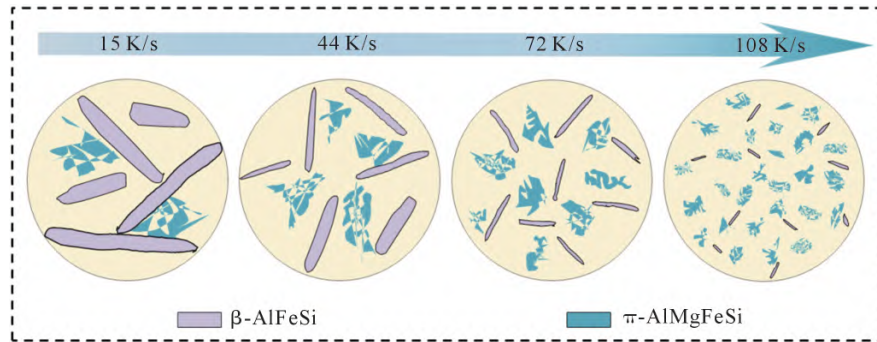


图 7 不同熔体冷速下 A356-0.36Fe 合金中富铁相组成

Fig.7 iron-rich phase formation in the A356-0.36Fe alloy under different melt cooling rates

的富铁相；随着熔体冷速增大， β -Fe 相的析出受到明显抑制。当熔体冷速升高至 72~108 K/s 时， π -Fe 相逐渐转变为合金的主导富铁相。

(3)熔体冷速对富铁相的形貌及分布具有显著调控作用。随着熔体冷速的提高，合金中富铁相的形貌由粗大针状、板条状的 β -Fe 相逐渐转变为细小汉字状、骨骼状的 π -Fe 相，且其分布趋于弥散，这种形貌与分布的演变有效减轻了富铁相对铝基体的割裂作用，有利于改善合金的力学性能。

参考文献:

- [1] PADAMATA S K, YASINSKIY A, POLYAKOV P. A review of secondary aluminum production and its byproducts[J]. JOM, 2021, 73: 2603-2614.
- [2] 田滕,查敏,殷皓亮,花珍铭,贾海龙,王慧远. 低温高应变量衬板控轧高固溶 Al-Mg 合金高强度与高热稳定性机制[J]. 金属学报, 2024, 60(4): 473-484.
TIAN T, ZHA M, YIN H L, HUA Z M, JIA H L, WANG H Y. Mechanisms of high strength-ductility and thermal stability in high solid solution Al-Mg alloy controlled by cryogenic high strain rolling plate[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2024, 60(4): 473-484.
- [3] ZHOU L, WANG L, LIU S F. In-situ investigation on β -Fe induced tensile fracture mechanism of A356 aluminium alloy[J]. Materials Letters, 2024, 361: 136073.
- [4] NELATURU P, JANA S, MISHRA R S, GRANT G, CARLSON B E. Effect of temperature on the fatigue cracking mechanisms in A356 Al alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 780: 139175.
- [5] ANGELONI M, RUCHERT C O T R, BOSE FILHO W W, POMMIER S. Fatigue life assessment of A356 aluminum alloy used for engine cylinder head[J]. Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering, 2025, 47: 175.
- [6] SILVA F S. Fatigue on engine pistons - A compendium of case studies[J]. Engineering Failure Analysis, 2006, 13(3): 480-492.
- [7] HASKEL T, VERRAN G O, BARBIERI R, DA SILVA J, NOVAK D. Effects of strontium addition and T6 heat treatment on uniaxial fatigue of A356 aluminum alloy: Fatigue life and cyclic behavior [J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2022, 45(8): 2141-2424.
- [8] YANG F, YU Q B, ZUO Z L, HOU L M. Thermodynamic analysis of waste heat recovery of aluminum dross in electrolytic aluminum industry[J]. Energy Sources, Part A: Recovery, Utilization, and Environmental Effects, 2019, 43(9): 1047-1059.
- [9] METSON J. Production of alumina[M]//LUMLEY R. Fundamentals of Aluminium Metallurgy. Cambridge: Woodhead Publishing, 2011: 23-48.
- [10] KVANDER H. Production of primary aluminium[M]//LUMLEY R. Fundamentals of Aluminium Metallurgy. Cambridge: Woodhead Publishing, 2011: 49-69.
- [11] GAUTAM M P, PANDEY B, AGRAWAL M[M]//MUTHU S S. Environmental Carbon Footprints. Oxford: Butterworth-heinemann, 2018: 197-228.
- [12] SUN B L, GUO L, WANG Z, LAN X, GUO Z C. Sustainable recycling of pure aluminum from waste chips under supergravity-enhanced separation: A cleaning process[J]. Sustainable Materials and Technologies, 2024, 42: e01148.
- [13] 王冀敏. 中国再生铝产业的回顾与展望[J]. 资源再生, 2007(6): 6-9.
WANG G M. Review and outlook: China secondary aluminium industry[J]. Resource Recycling, 2007(6): 6-9.
- [14] TANG P, LI W F, ZHAO Y J, WANG K, LI W Z, ZHAN F. Influence of strontium and lanthanum simultaneous addition on microstructure and mechanical properties of the secondary Al-Si-Cu-Fe alloy[J]. Journal of Rare Earths, 2017, 35(5): 485-493.
- [15] LIAN X, GAO H C, SHEN T L, YU Y L, WANG Y L, PENG Z H. Life cycle assessment of primary aluminum production[J]. Processes, 2025, 13(2): 419.
- [16] 宋东福,张卫文,郑开宏,赵愈亮,乡家发,陈苏坚,王顺成,贾义旺,周楠,周立智,宋秋福,杨莉,黄正华,徐静,李升,卢剑玉. 再生铝高效循环利用关键技术及产业化应用研究[R]. 广州:广东省科学院新材料研究所, 2022.
- [17] KUCHARIKOVÁ L, PASTIEROVIČOVÁ L, TILLOVÁ E, UHRÍČIK M, ZATKALIKOVÁ V, ŠAJGALÍK M. The influence of a corrosive environment on fatigue and mechanical properties of an Al-cast alloy with higher Fe content [J]. Metals, 2023, 13(6): 1019.
- [18] BOROMEI L, CESCHINI L, MORRI A, NICOLETTO G, RIVA E. Influence of the solidification microstructure and porosity on the fatigue strength of Al-Si-Mg casting alloys[J]. Metallurgical Science and Technology, 2010, 28(2): 18-24.
- [19] KASINŠKA J, BOLIBRUCHOVÁ D, MATEJKA M. The influence

- of remelting on the properties of AlSi9Cu3 alloy with higher iron content[J]. *Materials*, 2020, 13(3): 575.
- [20] LAN X Y, LI K, WANG J, YANG M J, LU Q, DU Y. Developing Al-Fe-Si alloys with high thermal stability through tuning Fe, Si contents and cooling rates[J]. *Intermetallics*, 2022, 144: 107505.
- [21] HTOO A T, MIYASHITA Y, OTSUKA Y, MUTOH Y, SAKURAI S. Variation of local stress ratio and its effect on notch fatigue behavior of 2024-T4 aluminum alloy[J]. *International Journal of Fatigue*, 2016, 88: 19-28.
- [22] KUCHARIKOVÁ L, MEDVECKÁ D, TILLOVÁ E, BELAN J, KRITIKOS M, CHALUPOVÁ M, UHRÍČIK M. The effect of the β -Al₃FeSi phases on microstructure, mechanical and fatigue properties in A356.0 cast alloys with higher Fe content without additional alloying of Mn[J]. *Materials*, 2021, 14(8): 1943.
- [23] SWEET L, ZHU S M, GAO S X, TAYLOR J A, EASTON M A. The effect of iron content on the iron-containing intermetallic phases in a cast 6060 aluminum alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2011, 42: 1737-1749.
- [24] PUNCREOBUTR C, PHILLION A B, FIFE J L, ROCKETT P, HORSFIELD A P, LEE P D. In situ quantification of the nucleation and growth of Fe-rich intermetallics during Al alloy solidification[J]. *Acta Materialia*, 2014, 79: 292-303.
- [25] YU J M, WANDERKA N, RACK A, DAUDIN R, BOLLER E, MARKÖTTER H, MANZONI A, VOGEL F, ARLT T, MANKE I, BANHART J. Formation of intermetallic δ phase in Al-10Si-0.3Fe alloy investigated by in-situ 4D X-ray synchrotron tomography[J]. *Acta Materialia*, 2017, 129: 194-202.
- [26] NARAYANAN L A, SAMUEL F H, GRUZLESKI J E. Crystallization behavior of iron-containing intermetallic compounds in 319 aluminum alloy [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1994, 25: 1761-1773.
- (责任编辑: 杨浩雪)