

Ce 变质与牵引速度对定向凝固 ZL114A 合金组织与性能的影响

曾扬帆 芦 刚 陈义斯 朱伟明 毛 蒲 涂志新 严青松
(南昌航空大学轻合金加工科学与技术国防重点学科实验室)

摘 要 为明晰 ZL114A 合金在定向凝固条件下的组织演变特征,采用 Bridgman 法获得 ZL114A 母合金及其 Ce 变质定向凝固铸件。研究了牵引速度对合金初生 α -Al、共晶 Si 及杂质 Fe 相尺寸和形貌的影响,揭示了高温梯度下合金的结晶行为及强化机制。结果表明,对于未变质合金,牵引速度的变化将引起 α -Al 相尺寸的变化,共晶 Si 和 β -Fe(Al_5FeSi)相尺寸也相应的发生变化;变质 ZL114A 合金中初生 α -Al 相和共晶 Si 的细化显著,同时 Ce 的引入形成 $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 相,抑制了 β -Fe 相针状生长趋势。当牵引速度为 $200\text{ }\mu\text{m/s}$ 时,二次枝晶间距达到最小值 $23.33\text{ }\mu\text{m}$,且共晶 Si 形貌由针状转变为纤维状; β -Fe 相未转变为 α -Fe 相,但明显细化。归因于组织细化、富 Ce 相析出、杂质 Fe 相形貌转变,牵引速度为 $150\text{ }\mu\text{m/s}$ 时铸态下合金的显微硬度(HV)达到最大值 88.78。T6 热处理后,Ce 固溶强化 ZL114A 合金的抗拉强度最大值达到 346.5 MPa ,伸长率达到 7.8%。

关键词 ZL114A 合金;定向凝固;Ce 变质;显微组织;力学性能

中图分类号 TG249.9;TG146.21

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2023.05.019

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Effect of Pulling Rates on Microstructure and Properties of Cerium Modified ZL114A Aluminum Alloy via Directional Solidification Process

Zeng Yangfan, Lu Gang, Chen Yisi, Zhu Weiming, Mao Pu, Tu Zhixing, Yan Qingsong

(National Defense Key Disciplines Laboratory of Light Alloy Processing Science and Technology, Nanchang Hangkong University)

Abstract: In order to clarify the microstructure evolution characteristics of ZL114A alloy under directional solidification(DS) conditions, the Bridgman method was utilized to fabricate ZL114A base alloy and Ce-modified directional solidification casting specimens. The effect of pulling rates(R) on the size and morphology of primary α -Al, eutectic silicon and Fe impurity in the alloy was systematically investigated, and the crystallization behavior as well as strengthening mechanism of the alloy under high temperature gradient were revealed. The results indicate that the size of α -Al phase is varied with R value, and the size of eutectic silicon and β -Fe(Al_5FeSi) phase are changed accordingly. The primary phase and eutectic silicon in modified ZL114A are refined significantly, and introduction of Ce into $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ phase can effectively hinder the spiculate growth of β -Fe(Al_5FeSi). Therefore, the minimum value of secondary dendrite spacing(SDAS) is $23.33\text{ }\mu\text{m}$ at $200\text{ }\mu\text{m/s}$, where the eutectic silicon is transformed from acicular to fibrous, and the β -Fe phase is clearly refined instead of converting to α -Fe phase. The maximum microhardness of the as-cast alloy reaches up to 88.78 HV at $150\text{ }\mu\text{m/s}$ due to the microstructure refinement, the precipitation of cerium-rich phase and the morphology transformation of impurity Fe phase, and the maximum tensile strength and elongation of ZL114A alloy by Ce solution strengthening after T6 heat treatment are 346.5 MPa and 7.8%, respectively.

Key Words: ZL114A Alloy, Directional Solidification, Cerium Modified, Microstructure, Mechanical Properties

Al-Si 系合金有良好的铸造性能,并且密度低、耐腐蚀性好、耐磨性高、线膨胀系数小、强度和显微硬度较

收稿日期:2022-08-01;修改稿收到日期:2022-08-31
基金项目:国家自然科学基金资助项目(51861027);轻合金加工科学与技术国防重点学科实验室开放课题研究基金资助项目(EG202103418);南昌航空大学研究生创新专项资金资助项目(YC2021-020)
第一作者简介:曾扬帆,男,1998 年出生,硕士研究生,南昌(330063),E-mail:1019523038@qq.com
通信作者:芦刚,男,1982 年出生,副教授,南昌(330063),E-mail:aimulag@163.com
引用格式:曾扬帆,芦刚,陈义斯,等. Ce 变质与牵引速度对定向凝固 ZL114A 合金组织与性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金,2023,43(5):682-689.
ZENG Y F, LU G, CHEN Y S, et al. Effects of pulling rates on microstructure and properties of cerium modified ZL114A aluminum alloy via directional solidification process[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2023, 43(5):682-689.

高,广泛应用于航空航天、船舶和汽车领域^[1-4]。典型亚共晶 Al-Si 合金铸态组织包括初生 α -Al 相、共晶 Si 相和杂质相,其中杂质相多为 Fe 相^[5]。铸态合金共晶 Si 相和 Fe 相为粗大的针状,容易发生应力集中,从而引起 Al-Si 合金力学性能下降^[6-7],尤其是 β -Fe(Al_5FeSi) 相,常常割裂基体,破坏枝晶胞的完整性。为了解决由于上述情况而导致合金性能下降等问题,可采取措施消除或减少二次相负面影响。随着定向凝固理论的快速发展,以及变质处理工艺的成熟,已有研究者尝试通过定向凝固技术来改善铸造铝合金组织^[8],同时大量研究证实了变质处理是提高铸造铝合金性能的有效途径^[9]。

定向凝固是在铸型中建立定向分布的温度梯度引起熔体内定向生长晶体的特殊过程。使用定向凝固的液态金属冷却(LMC)方法,可以获得具有细晶结构和较少缺陷的高性能合金^[10]。牵引速度(R)对铝合金的组织性能的影响机制是通过影响固液界面前沿溶质浓度来实现的^[11]。HE T 等^[8]研究了工艺参数对 ZL114A 合金定向凝固组织和力学性能的影响。结果表明,当 R 为 $150\text{ }\mu\text{m/s}$ 时,晶粒细化,晶粒尺寸为 0.34 mm ,且抗拉强度和显微硬度均达最高值。吴吉文等^[10]研究了未变质及 Sr 变质 Al-7Si 合金定向凝固下的共晶生长行为,发现在未变质 Al-7Si 合金中,3 种不同生长速度下的不同形貌对应有不同的共晶 Si 生长和分枝机制,表明 R 可以改变共晶 Si 相形貌。定向凝固技术虽然在一定程度上细化了晶粒尺寸,但对共晶 Si 和 Fe 相影响不大。变质剂对铝合金的影响机制是通过增加液态中的异质形核数量来实现的,常见的几种变质剂有 Mn^[12-13]、Sc^[14-15]、Er^[16]、Sm^[17]、Y^[18] 和 Ce^[19-21] 等。在 Al-Si 铸造合金中加入 Ce,可以改变共晶 Si 形貌、细化初生 α -Al 并改善 β -Fe 相大小,从而提高合金的力学性能^[19-21]。付原科等^[19]研究了 Ce 添加量($0\sim 0.13\%$)对 ZL114A 合金组织的影响。结果表明,加入 0.07% 的 Ce 可有效地将共晶 Si 从粗针状结构转变为细枝状和短棒状结构。NIU G 等^[21]研究发现,添加 0.3% 的 Ce 后 A356 合金的抗拉强度和伸长率较未添加 Ce 的分别增加了 3.7% 和 32.7% 。NORDIN N A 等^[22]研究表明,在 $20\text{Mg}_2\text{Si/Al}$ 原位复合材料中添加 Ce 会提高 β -Fe 相的形核温度,并导致针状 β 结构的细化。

关于铸态 Al-Si 合金中的共晶 Si 和杂质 Fe 相组织形貌相关报道较多,但是对定向凝固下 Al-Si 合金的共晶 Si 和杂质 Fe 相形貌研究报道较少。研究了不同 R 值和 Ce 变质对 ZL114A 合金定向凝固显微组织形貌的影响,旨在寻求一种更高效的方法来细化 α -Al 和共晶 Si 以及减小富 Fe 相的不利影响,并提高 ZL114A 合金的力学性能。

1 试验方法

将 ZL114A 合金与 Ce 变质的 ZL114A 合金在 Bridgman 真空炉中进行了定向凝固试验。图 1 为定向凝固系统原理图、合金取样和拉伸试样示意图。Ce 变质后 ZL114A 合金棒的化学成分见表 1。试验主要分为 4 个步骤:①将未变质的 ZL114A 合金与 Ce 变质的 ZL114A 合金铸锭加工成 $\phi 9\text{ mm}\times 120\text{ mm}$ 的棒料;②将加工的棒料放入 $\phi 10\text{ mm}\times 160\text{ mm}$ 的刚玉管中,随后将其装入 Bridgman 炉中;③将合金圆棒在真空炉中加热至熔炼温度 $800\text{ }^\circ\text{C}$,直到原材料完全熔化,保温 30 min 均匀化处理;④将熔化的合金液和刚玉管向下拉入冷却区, R 值分别为 100 、 150 和 $200\text{ }\mu\text{m/s}$,熔融的合金液在冷却介质下进行定向凝固。

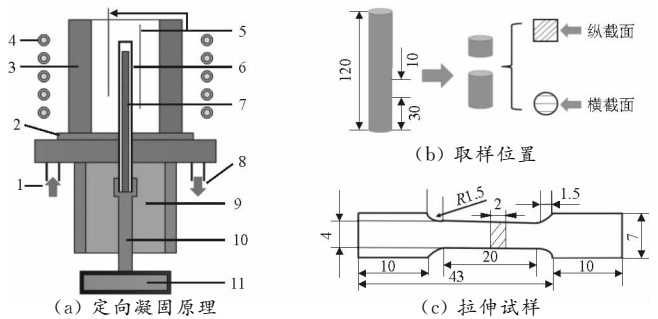


图 1 定向凝固系统原理、合金取样和拉伸试样示意图
Fig.1 Schematic diagram of directional solidification system, ZL114A alloy sampling, and tensile specimen

- 1.冷却水入口 2.隔热屏蔽 3.石墨加热棒 4.线圈 5.热电偶
6. Al_2O_3 坩埚 7.试样 8.冷却水出口 9.Gd-In-Sn 液
10.牵引杆 11.牵引机构

表 1 ZL114A 合金的化学成分
Tab.1 Chemical composition of ZL114A alloy %

W/B										
Si	Mg	Fe	Cu	Zn	Mn	Be	Ti	Ce	其他元素 单一 总量	Al
6.5~7.5	0.4~0.7	<0.2	<0.2	<0.1	<0.1	0.04~0.07	0.04~0.07	≤0.1	<0.05	<0.15 余量

每个参数的试样均取两个金相试样,横截面用于观察组织形态及相分布,纵截面用于测量二次枝晶间距(SDAS),见图 1b。先用砂纸抛光至镜面,然后用体积分数为 0.5% 的 HF 溶液进行腐蚀。采用酒精清洗后用 FL7500 金相显微镜、D8ADVANCE-A25 型 X 射线衍射物相分析仪器和 Quanta2000 型扫描电镜研究合金的显微组织和相组成,用 Image Pro plus6.0 测定 ZL114A 合金中初生 α -Al 相的 SDAS,每个试样测量 30 处并取平均值。利用 HV1000 型维氏显微硬度计测试试样硬度,载荷为 1.98 N ,保荷时间为 10 s ,测 5 次取平均值。采用 WDW-50 型微机控制电子万能试验机对试样进行力学性能测试,拉伸速率为 0.5 mm/min ,拉

伸试样尺寸见图 1c。

2 试验结果与讨论

2.1 R 值与 Ce 变质对初生 α -Al 相形貌的影响

图 2 和图 3 分别为未变质和变质后的 ZL114A 合金铸态的微观组织。由图 2 可知, R 值对 α -Al 有显著的影响, 在 $R=100\ \mu\text{m/s}$ 时, 横截面上的初生 α -Al 相大部分为树枝结构或者蔷薇结构, 棒状和等轴状的结构较少; 纵截面表现为粗大的定向树枝晶结构, 枝晶之

间大部分相互平行, 沿着热流相反方向生长, 见图 2a 和图 2d。当 $R=150\ \mu\text{m/s}$ 时, 横截面中粗大的树枝结构或者蔷薇结构数量减少, 棒状和等轴状的结构增多, 且尺寸明显减小; 纵截面组织中虽然仍有沿着热流相反方向生长的定向树枝晶, 但由于 R 值的增大, 结晶潜热来不及充分释放, 轴向散热能力与径向比值减小, 致使固液界面温度场不稳定, 导致定向生长方向紊乱, 其定向树枝晶只能阶段式生长, 难以形成整体取向完全一致柱状树枝晶, 见图 2b 和图 2e。当 $R=200\ \mu\text{m/s}$, 此时横截面晶粒细化效果较好,

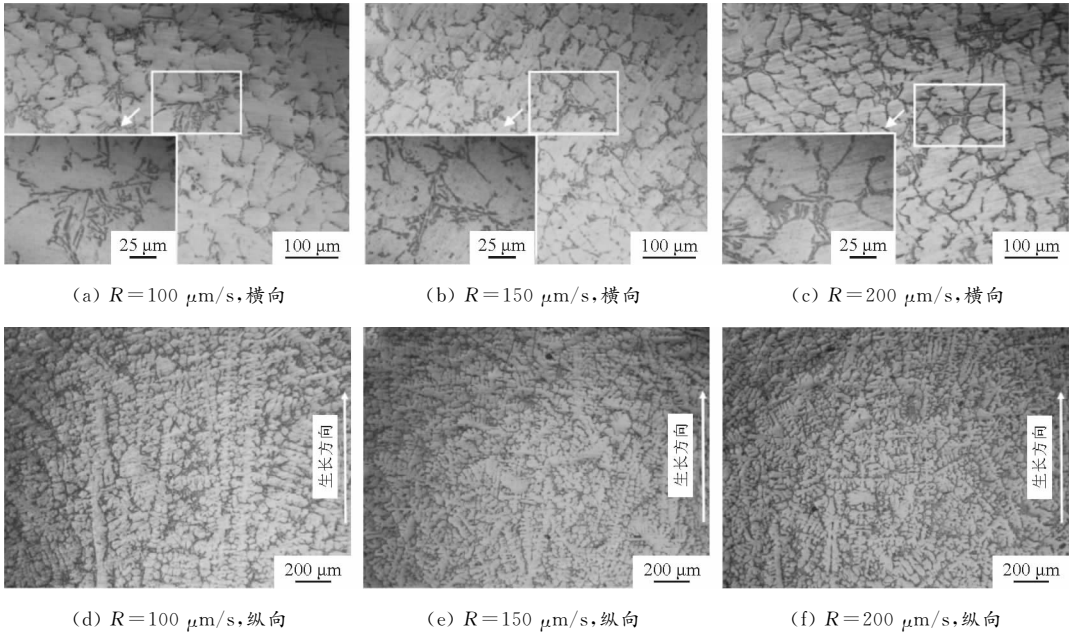


图 2 未变质时不同 R 值的 ZL114A 合金的铸态组织

Fig.2 Microstructure of as-cast ZL114A alloy at different pulling rates before modification

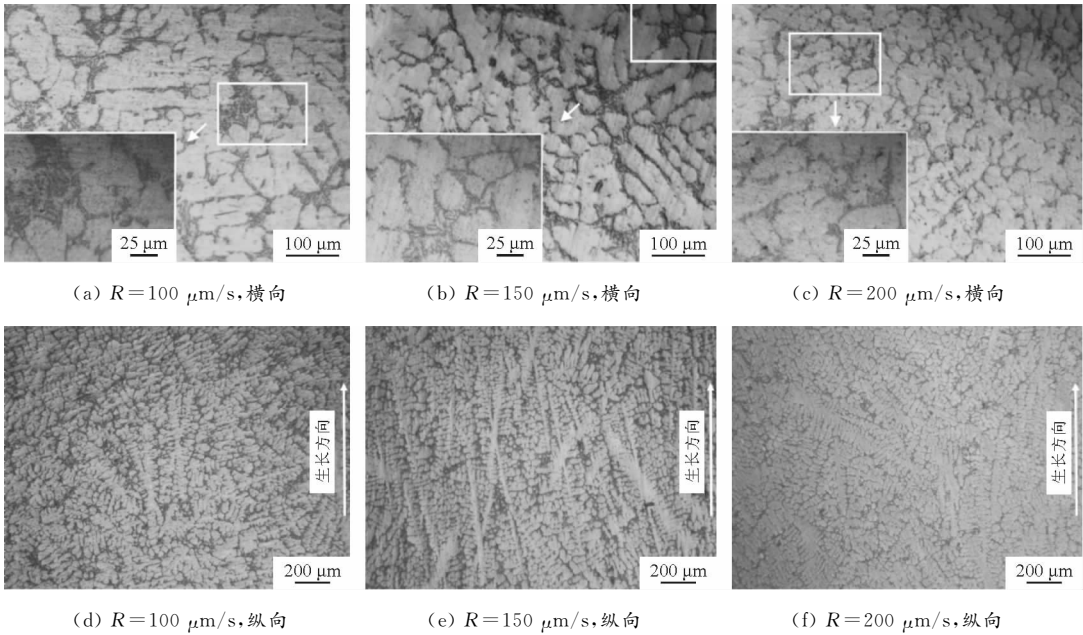


图 3 Ce 变质下不同 R 值的 ZL114A 合金的铸态组织

Fig.3 Microstructure of as-cast ZL114A alloy at different pulling rates under Ce modification

树枝状结构更加均匀;纵截面定向树枝晶结构的生长方向被破坏,出现大量朝横向生长的树枝晶,见图 2c 和图 2f。由凝固理论可知, R 值越大,固液界面处的散热能力也就越强,从而获得了较为细密的枝晶组织,导致 α -Al 相的 SDAS 减小。但同时 R 值的增加也导致结晶潜热来不及充分释放,轴向散热能力与径向的比值减小,促使定向组织效果减弱。对比图 3 与图 2,在相同 R 值下,Ce 变质后 ZL114A 合金横截面上初生 α -Al 相尺寸细化,且棒状和等轴状晶粒数量增加;纵截面上 SDAS 减小,但定向生长效果并没有提升。

图 4 为纵截面二次枝晶间距和 β -Fe 相长度。从图 4a 可以看出,未变质的合金组织中二次枝晶臂较为粗大,最大尺寸达 $30.75\ \mu\text{m}$,最小尺寸为 $24.33\ \mu\text{m}$ 。经 Ce 变质后,最大尺寸达 $29.12\ \mu\text{m}$,最小尺寸为 $23.32\ \mu\text{m}$ 。上述结果表明,添加变质剂和提高牵引速度均有

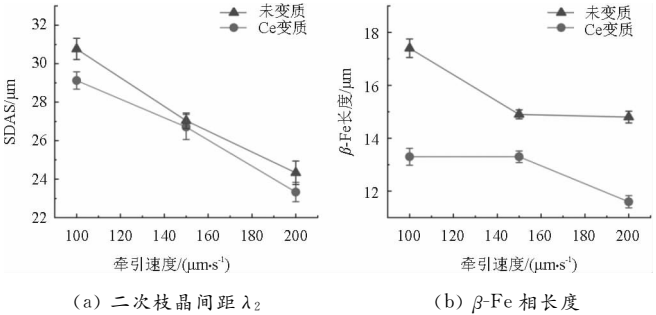


图 4 纵截面二次枝晶间距和 β -Fe 相长度
Fig.4 The secondary dendrite spacing of the longitudinal section and length of β -Fe phase

利于减小 SDAS。目前对于稀土变质 α -Al 机理的解释,主要是稀土会导致结晶过冷度增大,显著提高结晶时间^[23]。由于 Ce 原子尺寸相对于 Al 原子来说较大,在铝基体中难以达到较高的固溶度,因此在 α -Al 相生长过程中(合金凝固阶段),由于溶质再分配的原因,合金的成分过冷度得到提高;同时,Ce 会富集在固液相界面前沿的液相边界层中^[19],这使得界面前沿熔体的凝固温度被降低,并迫使 ZL114A 合金组织的形核温度降低。当合金组织的形核温度被降低时,导致合金实际过冷度进一步增大,从而有效抑制了晶粒的进一步生长,最终使得 α -Al 相细化。成分过冷还能够促使大量的细小枝晶的分枝生成,这些细小分枝的形成进一步阻碍了部分枝晶的长大,同时又促使了树枝晶向球形的转变,有效增加了形核核心,从而有效细化了 α -Al,使其尺寸形貌发生改变。

2.2 R 值与 Ce 变质对共晶 Si 形貌的影响

图 5 为未变质时不同 R 值下铸态试样的 SEM 图。可以看出,当 $R = 100\ \mu\text{m/s}$ 时(见图 5a),共晶 Si 多为长针状和长棒状,这对合金性能不利;当 $R = 150\ \mu\text{m/s}$ 时(见图 5b),大部分共晶 Si 变短变圆滑,长针状和长棒状共晶 Si 减少;当 $R = 200\ \mu\text{m/s}$ 时(见图 5c),共晶 Si 细化进一步加深,尺寸明显减小,出现点状或细小纤维状共晶 Si,但同时也发现显微缩松(见图 5c 圆圈处),合金的性能将会受到影响。图 6 为 Ce 变质情况下试样的

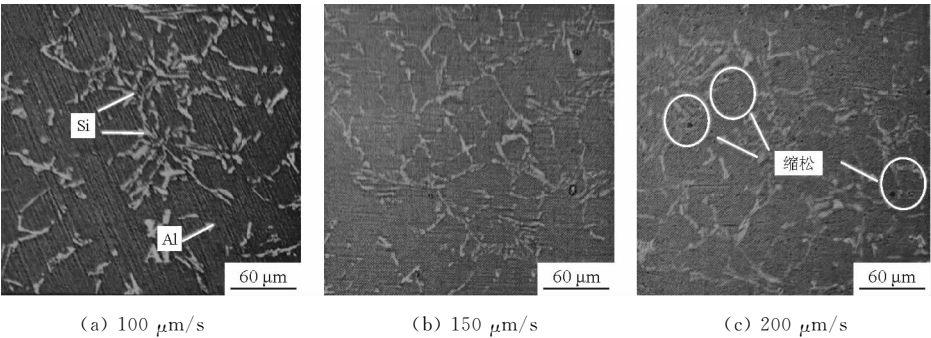


图 5 未变质时不同 R 值的 ZL114A 合金的 SEM 图
Fig.5 SEM images of ZL114A alloy at different pulling rates before modification

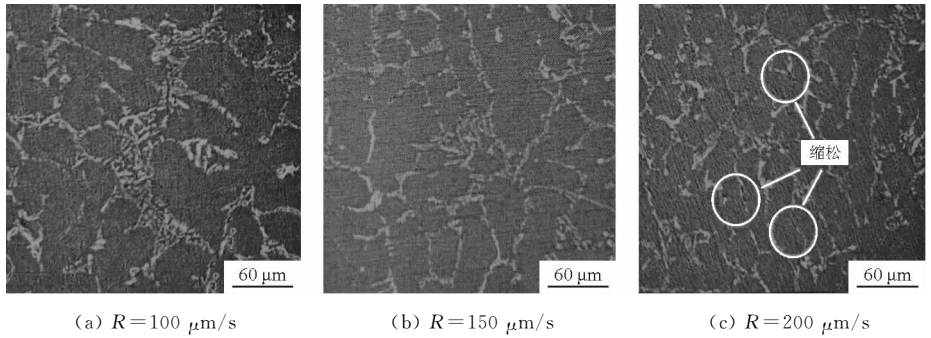


图 6 Ce 变质时不同 R 值的 ZL114A 合金的 SEM 图
Fig.6 SEM images of ZL114A alloy at different pulling rates under Ce modification

SEM 图像。可以看出,在加入 Ce 变质后,共晶 Si 的形貌发生改变,与未变质前相比,共晶 Si 的变质效果更显著,在相同的 R 值下,变质后的共晶 Si 更加细小且弥散,同时其显微缩松尺寸也减小。结果表明,向 ZL114A 合金中添加变质剂,能更有效地变质共晶 Si,得到颗粒细小、分布均匀的 Si 相组织。

Ce 元素对共晶 Si 的变质机理与 Sr 元素类似,都是通过杂质诱导孪晶机制产生作用^[24]。LU S Z 等^[25]指出,当引入原子半径与 Si 原子半径之间的比值接近 1.65 时,变质合金中的 Si 开始容易形成孪晶,产生大量的分支,从而呈现出纤维状结构。稀土 Ce 的原子半径

与 Si 的比值约为 1.55,和 1.65 相差很小,这说明稀土 Ce 可以通过杂质诱导孪晶机制变质共晶 Si 并使共晶 Si 转化为纤维状,从而细化共晶 Si 相。

2.3 R 值与 Ce 变质对 Fe 相形貌的影响

在图 5 和图 6 中还观察到长条状亮白色相,对其进行 SEM 和能谱分析,见图 7 和图 8。图 7 中亮白相为 β -Fe 相;图 8 中的亮白色相分为两种,其中呈长条或者针状的为 β -Fe 相,而呈纤维状或者絮状的则为稀土相,并且两相常有连接,见图 8b。图 9 为 $R=150\text{ }\mu\text{m/s}$ 时添加 0.1% 的 Ce 后的 XRD 图谱,其中 PDF # 45-1841 是 $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 相的标准 PDF 卡片。证明生成的亮白色稀

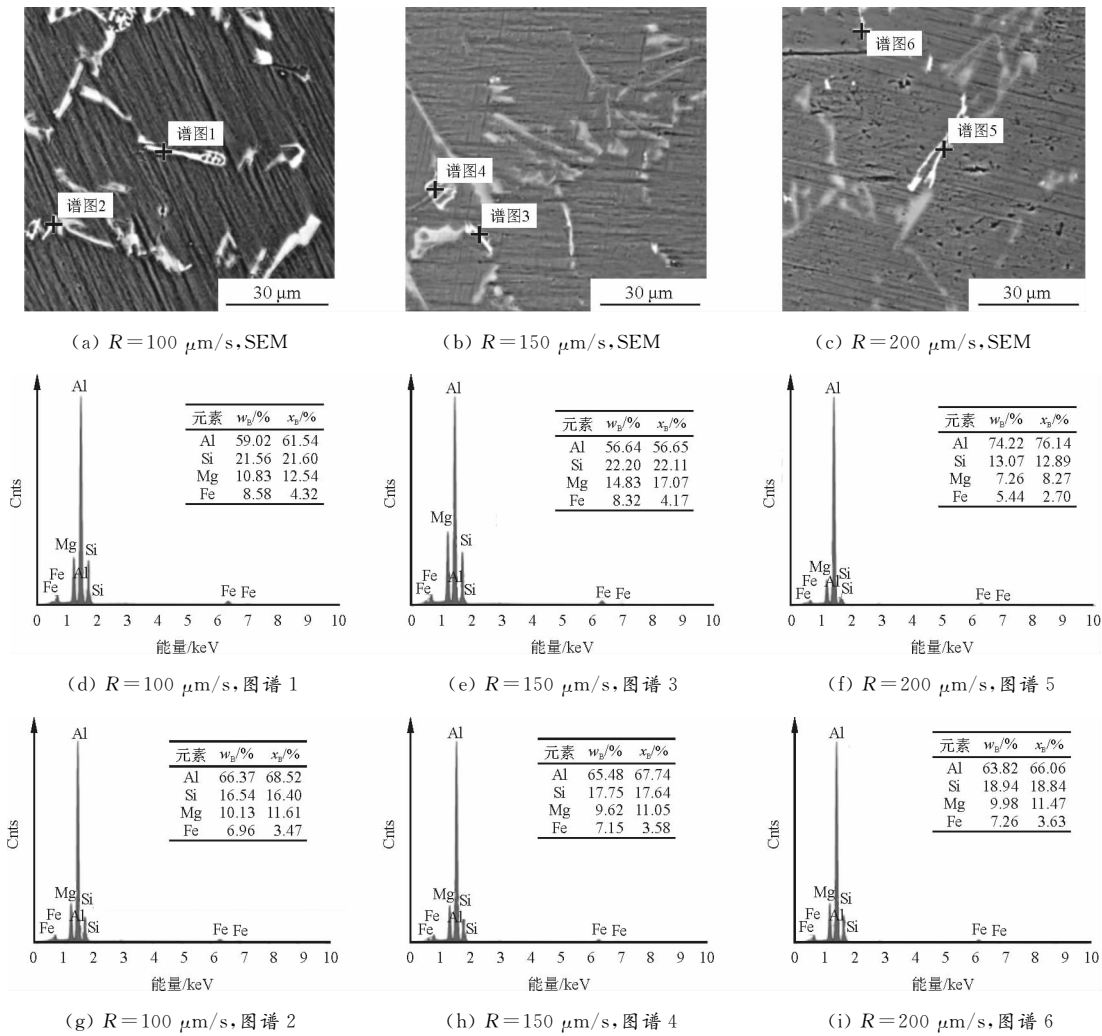


图 7 未变质下不同 R 值的 ZL114A 合金的 SEM 和能谱分析

Fig.7 SEM and EDS images of ZL114A alloy at different pulling rates before modification

土相为 $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$,这与刘春海等^[26]的研究结果一致。

β -Fe 相通常被认为是 Al-Si 铸造合金中最常见、最有害的杂质,限制了铝合金性能提升。表 2 为 ZL114A 合金典型的凝固反应。通过测量图 7 和图 8 中 β -Fe 相的大小后发现, R 值的改变对 β -Fe 相的形貌和尺寸影响较小,添加 Ce 后能减小针状 β -Fe 相的尺寸,从而降低了 β -Fe 相的危害。但由能谱分析也发现,添加 Ce 并

没有观察到针状 β -Fe 相转变成 α -Fe 相,这表明 Ce 变质对 Fe 相的作用仅局限于尺度方面,并不涉及相转变。

能谱分析可知,稀土 Ce 对 β -Fe 相的细化有显著的影响。根据郑志强等^[23]的研究结果可知,在 $637\sim 642\text{ }^\circ\text{C}$ 时发生共晶反应 $L \rightarrow \alpha\text{-Al} + \text{Al}_{11}\text{Ce}_3$, $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 的金属间化合物熔点超 $1\text{ }200\text{ }^\circ\text{C}$,明显高于 α -Al

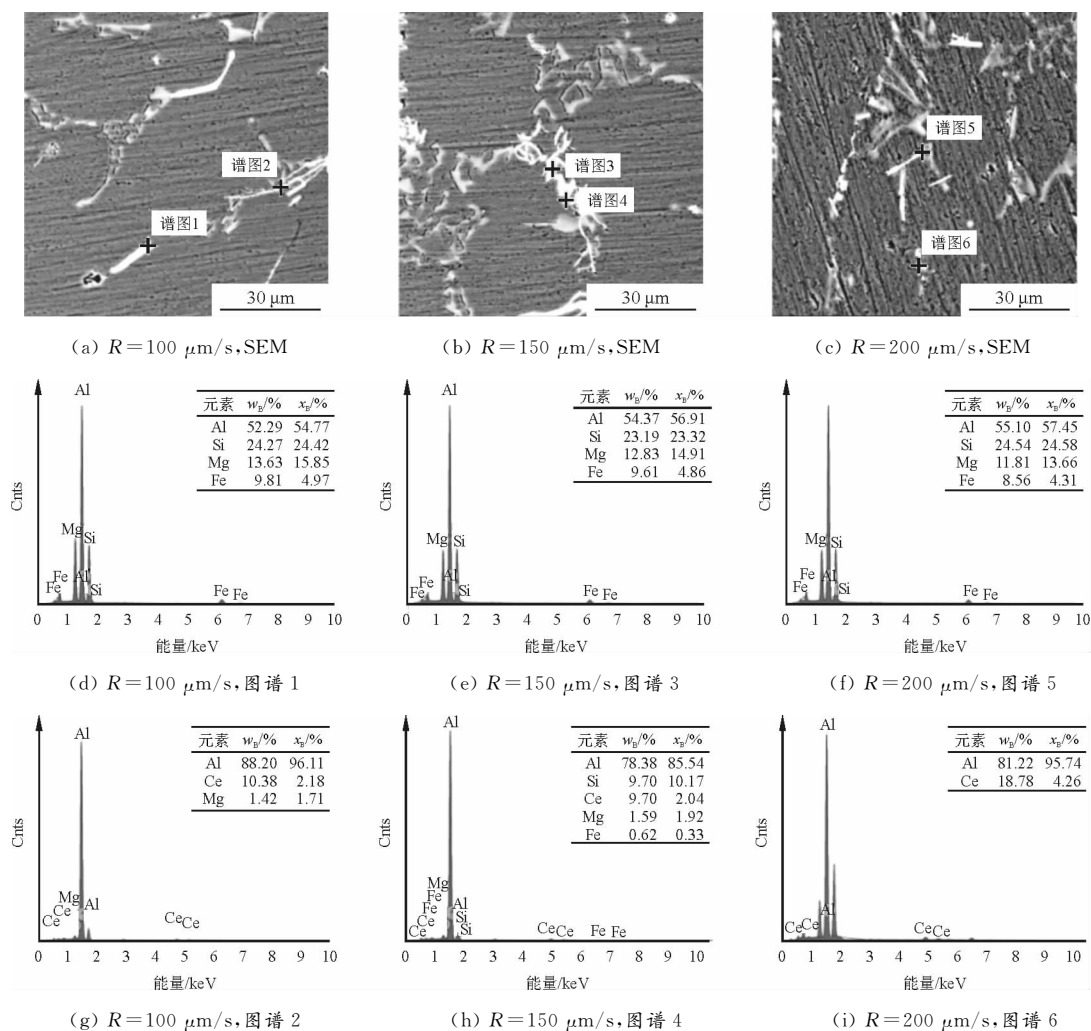


图 8 Ce 变质和不同 R 值下 ZL114A 合金的 SEM 和能谱分析

Fig.8 SEM and EDS images of ZL114A alloy at different pulling rates under Ce modification

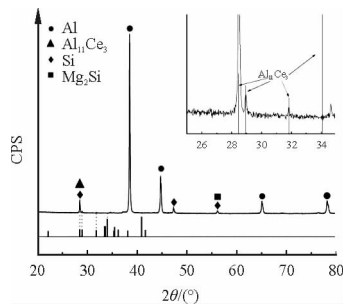


图 9 $R=150\ \mu\text{m/s}$ 时 Ce 变质 ZL114A 合金的 XRD 谱图

Fig.9 XRD patterns of Ce-modified ZL114A alloy at $R=150\ \mu\text{m/s}$

表 2 Al-Si 合金典型的凝固反应^[27]

Tab.2 Typical solidification reactions of ZL114A alloy ^[27]		
编号	反应	开始温度/℃
1	$L \rightarrow \alpha\text{-Al}$	611~614
2	$L \rightarrow \alpha\text{-Al} + \text{Si}$	577
3	$L \rightarrow \alpha\text{-Al} + \text{Si} + \beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$	575
4	$L + \text{Al}_5\text{FeSi} \rightarrow \alpha\text{-Al} + \text{Si} + \pi\text{-Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$	567
5	$L \rightarrow \alpha\text{-Al} + \text{Si} + \text{Mg}_2\text{Si}$	555
6	$L \rightarrow \alpha\text{-Al} + \text{Si} + \text{Mg}_2\text{Si} + \pi\text{-Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$	550~554

的形成温度(见表 2)。并且 $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 和 $\alpha\text{-Al}$ 的晶体结构高度相似,且二者的晶格常数也能相对应,因此 $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 共晶体能够作为异质形核点首先析出^[25]。见图 8b, $\beta\text{-Fe}$ 相和稀土相常常相连出现,从而认为是稀土相作为了 $\beta\text{-Fe}$ 相的非均相形核位点。ASHTARI P 等^[28]研究表明, $\beta\text{-Fe}$ 相可以在 AA319 铝熔体中的氧化钾相上形核,从而导致 $\beta\text{-Fe}$ 相的细化。本研究中,稀土相也是最先析出的相,因此大量细小的稀土相颗粒的析出可使 $\beta\text{-Fe}$ 相在较低过冷条件下结晶,比未变质的合金更容易促进 $\beta\text{-Fe}$ 相的形核。

2.4 R 值与变质对力学性能与显微硬度的影响

图 10 为 R 值与 Ce 变质对 ZL114A 合金力学性能的影响。由图 10a 可知,未变质与 Ce 变质的合金抗拉强度随着 R 值的增加先增大后减小,在 $R=150\ \mu\text{m/s}$ 时,未变质合金的抗拉强度达最大值 328.7 MPa, Ce 变质下合金的抗拉强度最大值为 346.5 MPa,提高了 5.4%,然而,当 $R=200\ \mu\text{m/s}$ 时,合金抗拉强度降低,这可归因于显微组织出现显微缩松。由图 10b 可知,未

变质时伸长率最大值为 7.0%，Ce 变质下伸长率最大值为 7.8%，提高了 11.4%。从图 10c 可知，未变质时合金

最高硬度(HV)为 76.98,Ce 变质可使铸态下合金的显微硬度(HV)提高 15.3%，达到 88.78。

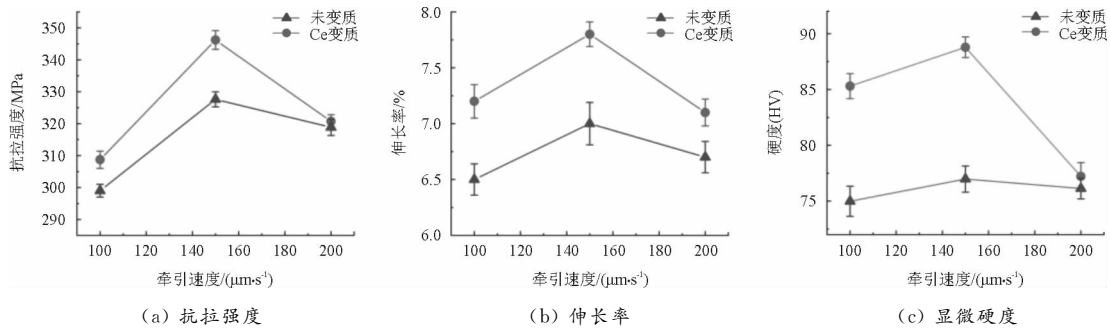


图 10 牵引速度和变质对 ZL114A 合金性能的影响
Fig.10 Effect of pulling rates and modification on properties of ZL114A alloy

图 11 为未变质下不同 R 值时铝合金的的断口形貌。可见 $R=100\ \mu\text{m/s}$ 时，断口形貌内部分布着块状光滑的解理面，局部区域存在较少较浅的韧窝。 R 值增大到 $150\ \mu\text{m/s}$ 时，断面分布大量纤维状组织，同时出现蜂窝状细小韧窝坑和少量缩松，局部区域为解离断裂以及准解离断裂模式。当 $R=200\ \mu\text{m/s}$ 时，韧窝坑的大小及数量与 $150\ \mu\text{m/s}$ 的类似，但缩松数量显著增多。由图 2f 可知，该定向凝固铸件枝晶取向紊乱，因此其性能下降可归因于致密度下降和组织差异。图 12 为

Ce 变质不同 R 值时铝合金的断口形貌。相较于图 11，在相同的牵引速度下，定向凝固 Ce 变质 ZL114A 合金韧窝数量更多，尺寸更细小，合金有韧性断裂发展趋势。杨亮等^[29]研究表明，定向凝固牵引速度将影响凝固界面前沿固液共存区宽度， R 值增加时局域熔池数量增加，熔体仅在重力作用下难以充分补缩，因此，高牵引速度试样中仍可观察到显微缩松（见图 12c）。当 R 为 $200\ \mu\text{m/s}$ 时，合金组织细化程度最高，但基体缩松缺陷易成为裂纹萌生的断裂源，进而导致试样承载时发生宏

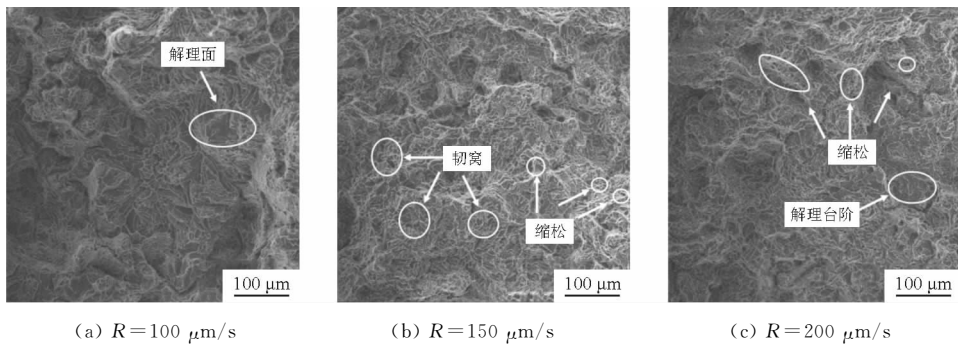


图 11 未变质下不同 R 值的 ZL114A 合金的断口形貌
Fig.11 Fracture morphologies of ZL114A alloy at different pulling rates before modification

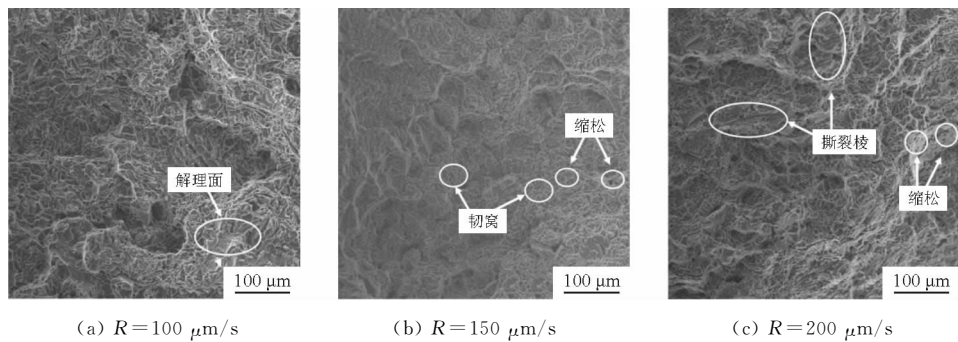


图 12 Ce 变质下不同 R 值的 ZL114A 合金的断口形貌
Fig.12 Fracture morphologies of ZL114A alloy at different pulling rates under Ce modification

观断裂。一般地，合金的组织形貌对其力学性能有显著影响。共晶 Si 是变形过程中裂纹萌生源和扩展通道，裂纹易在 $\alpha\text{-Al}$ 相内部及 Si 相和基体的界面处萌生和扩

展。变质前，合金内部共晶 Si 粗大且棱角尖锐（见图 5），容易在尖角处产生应力集中，使得合金在变形时裂纹较早出现和扩展，因此，ZL114A 合金的抗拉强度较低。经 Ce 变质后，根据能谱分析结果可知，Ce 的加入会使

得在合金凝固过程中发生共晶反应,形成 Al-Al₁₁Ce₃ 共晶体,从而有效细化晶粒;共晶 Si 由长针状转变为短棒状和显微状,且棱角尖锐程度明显降低; β -Fe 尺寸减小,这些结果的综合作用导致合金的力学性能增加。

3 结 论

(1)随着牵引速度增加,初生 α -Al 的尺寸明显细化,二次枝晶间距(SDAS)减小,在 $R = 200 \mu\text{m/s}$ 时,SDAS 最小尺寸为 $24.33 \mu\text{m}$,但牵引速度对 Fe 相尺寸及形状影响不明显。添加 Ce 后, α -Al 的尺寸细化更加明显,虽然 β -Fe(Al₅FeSi)相没有转变为 α -Fe 相,但针状 β -Fe 相明显细化,从未变质的 $14.8 \mu\text{m}$ 减小到 $11.6 \mu\text{m}$,认为是 Al₁₁Ce₃ 相抑制了 β -Fe(Al₅FeSi)针状生长趋势。

(2)Ce 变质后,ZL114A 合金中的 α -Al、共晶 Si 颗粒相较于变质前更加细小圆整, β -Fe 相尺寸也降低。抗拉强度由变质前的 328.7 MPa 提升到 346.5 MPa,伸长率由变质前的 7.0%提升到 7.8%。

参 考 文 献

- [1] 芦刚,陈义斯,严青松,等.自适应调压铸造下 ZL114A 合金微观组织及蠕变行为[J].特种铸造及有色合金,2022,42(1): 1-6.
- [2] ARANDA V A, FIGUEROA I A, GONZÁLEZ G, et al. Effect of small additions of Cr, Ti, and Mn on the microstructure and hardness of Al-Si-Fe-X alloys[J]. Metals, 2019, 9(2): 136.
- [3] LI G, LIAO H, SUO X, et al. Cr-induced morphology change of primary Mn-rich phase in Al-Si-Cu-Mn heat resistant aluminum alloys and its contribution to high temperature strength[J]. Materials Science and Engineering, 2018, A709: 90-96.
- [4] KAISER M S, SABBIR S H, KABIR M S, et al. Study of mechanical and wear behaviour of hyper-eutectic Al-Si automotive alloy through Fe, Ni and Cr addition[J]. Materials Research, 2018, 21(4): e20171096.
- [5] 吴晓波,张恒华,李敏敏,等. Fe 相及其形貌对共晶 Al-Si 合金性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金,2007,27(1): 64-67.
- [6] BELOV N A, AKSENOV A A, ESKIN D G. Iron in Aluminium Alloys: Impurity and Alloying Element[M]. Boca Raton, USA: CRC Press, 2002.
- [7] DINNIS C M, TAYLOR J A, DAHLE A K. As-cast morphology of iron-intermetallics in Al-Si foundry alloys[J]. Scripta Materialia, 2005, 53(8): 955-958.
- [8] HE T, XU Y, HUO Y, et al. Effects of process parameters on microstructure and mechanical properties of ZL114A alloy under directional solidification[J]. Materials Express, 2020, 10(7): 1 109-1 115.
- [9] 樊振中,熊艳才,陆政,等.真空脱氢对 Sr 变质 ZL114A 焊缝组织性能影响[J].稀有金属材料与工程,2019,48(1): 227-234.
- [10] 吴吉文,邓绍振,谭峰亮,等. Al-7Si 合金定向凝固下共晶生长行为研究[J]. 特种铸造及有色合金,2022,42(2): 209-214.
- [11] TRIVEDI R. Theory of dendritic growth during the directional solidification of binary alloys[J]. Journal of Crystal Growth, 1980,

- 49(2): 219-232.
- [12] HWANG J Y, DOTY H W, KAUFMAN M J. The effects of Mn additions on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu casting alloys[J]. Materials Science and Engineering, 2008, A488(1-2): 496-504.
- [13] BIDMESHKI C, ABOUEI V, SAGHAFIAN H, et al. Effect of Mn addition on Fe-rich intermetallics morphology and dry sliding wear investigation of hypereutectic Al-17.5Si alloys[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2016, 5(3): 250-258.
- [14] TZENG Y C, WU C T, BOR H Y, et al. Effects of scandium addition on iron-bearing phases and tensile properties of Al-7Si-0.6Mg alloys[J]. Materials Science and Engineering, 2014, A593: 103-110.
- [15] 石博,崔晓明,王伟,等. Sc 含量对 ZL101 合金组织和力学性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金,2021,41(6): 726-730.
- [16] 唐鹏,刘裔源,黄惠毅,等.稀有元素 Er 对 Al-Si-Fe-Co 合金组织与性能的影响[J].稀有金属材料与工程,2020,49(10): 3 528-3 535.
- [17] RAO Y S, YAN H, HU Z. Modification of eutectic silicon and β -Al₅FeSi phases in as-cast ADC12 alloys by using samarium addition[J]. Journal of Rare Earths, 2013, 31(9): 916-922.
- [18] WAN B, CHEN W, LIU L, et al. Effect of trace yttrium addition on the microstructure and tensile properties of recycled Al-7Si-0.3Mg-1.0Fe casting alloys[J]. Materials Science and Engineering, 2016, A666: 165-175.
- [19] 付原科,杜义涵,段红阳,等.稀土 Ce 对 ZL114 合金的细化变质[J]. 哈尔滨理工大学学报,2021,26(4): 14-19.
- [20] 杨怀德,龙思远,朱妹晴,等.硼化物、富 Ce 混合稀土对再生 Al-Si 合金中富 Fe 相变质行为的影响[J].稀有金属材料与工程,2016,45(1): 187-191.
- [21] NIU G, WANG J, LI J, et al. Characterization of in-situ reinforced (Al,Si)₃(Ti,Ce) precipitates in T6 treated A356-0.3Ce-1.5TiCN composite and its effects on mechanical properties[J]. Materials Characterization, 2022, 185: 111 756.
- [22] NORDIN N A, FARAHANY S, BAKAR T A A, et al. Microstructure development, phase reaction characteristics and mechanical properties of a commercial Al-20Mg₂Si-xCe in situ composite solidified at a slow cooling rate[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 650: 821-834.
- [23] 郑志强,易荣喜,陈克燕.稀土元素对铝硅合金凝固的影响[J].南昌大学学报(工科版),2005(3): 10-13.
- [24] 钟鼓,吴志斌,吴树森,等.稀土对 Al-20Si-2Cu-1Ni 铝合金组织和性能的影响[J].稀有金属材料与工程,2016,45(11): 3 004-3 009.
- [25] LU S Z, HELLAWELL A. The mechanism of silicon modification in aluminum-silicon alloys: Impurity induced twinning[J]. Metallurgical Transactions, 1987, A18(10): 1 721-1 733.
- [26] 刘春海,李天,吴大勇,等.稀土 Ce 对 Al-7Si-0.7Mg-0.2Fe 合金组织和性能的影响[J].铸造,2019,68(2): 152-157.
- [27] 陈忠伟,介万奇.Mg 含量对 Al-Si-Mg 铸造合金微观组织与力学性能的影响[J].材料科学与工程学报,2004(5): 647-652.
- [28] ASHTARI P, TEZUKA H, SATO T. Modification of Fe-containing intermetallic compounds by K addition to Fe-rich AA319 aluminum alloys[J]. Scripta Materialia, 2005, 53(8): 937-942.
- [29] 杨亮,李嘉荣,金海鹏,等. DD6 单晶精铸薄壁试样定向凝固过程数值模拟[J]. 材料工程,2014(11): 15-22.

(编辑:栗万仲)