

DOI: 10.16410/j.issn1000-8365.2024.3267

V 合金化对 Al-9Si 合金凝固组织与力学性能的影响

席卫国, 陈旭, 陈吉, 程靖璠, 蔡启舟

(华中科技大学材料成形与模具技术国家重点实验室, 湖北武汉 430074)

摘要: 研究了 V 合金化对 Al-9Si 合金凝固过程、微观组织和力学性能的影响。结果表明, 在 Al-9Si 合金中添加 V, 析出化合物 Si_2V , 而无 AlV 化合物析出, V 对初生 $\alpha\text{-Al}$ 的析出温度无明显影响。随着 V 量增加, Al-9Si 合金的初生 $\alpha\text{-Al}$ 的形核温度和形核过冷度同步增加, 0.4%V(质量分数)使形核温度由未添加 V 的 607.5 $^{\circ}\text{C}$ 上升至 612.6 $^{\circ}\text{C}$, 过冷度由 24 $^{\circ}\text{C}$ 增加至 27.1 $^{\circ}\text{C}$; 继续增加 V 量, 形核温度略有升高, 但形核过冷度略有减小。V 添加使 Al-9Si 合金初生 $\alpha\text{-Al}$ 晶粒形态由枝晶向等轴晶转变, Al-9Si-0.4V 合金的 $\alpha\text{-Al}$ 晶粒尺寸由 Al-9Si 的 593 μm 细化至 302 μm 。V 对共晶 Si 无变质作用, 但 V 能使针状 $\beta\text{-Al}_3\text{FeSi}$ 转变为鱼骨状的 $\text{Al}_{12}(\text{Fe}, \text{V})_3\text{Si}$ 相。0.6%Sb(质量分数)变质 Al-9Si-0.4V 合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率为 153.9 MPa、78.5 MPa 和 6.56%, 较 Al-9Si 合金分别提高 23.8%、14.1% 和 102.4%; 硬度由 47.3 HV 提高至 59.1 HV。Al-9Si 合金的拉伸断口由撕裂棱和解理台阶组成, 而 Al-9Si-0.4V-0.6Sb 合金断口中的解理台阶显著减少, 撕裂棱变得更加致密, 出现了以共晶 Si 为中心的韧窝, 呈混合断裂特征。

关键词: Al-9Si 合金; V 合金化; 凝固过程; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG146.2+1; TG113.25

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2024)03-0279-09

Effect of V Alloying on the Solidification Microstructure and Mechanical Properties of Al-9Si Alloy

XI Weiguo, CHEN Xu, CHEN Ji, CHENG Jingfan, CAI Qizhou

(State Key Laboratory of Materials Processing and Die & Mould Technology, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China)

Abstract: The effect of V alloying on the solidification process, microstructure, and mechanical properties of an Al-9Si alloy was investigated. The results show that when V is added to the Al-9Si alloy, the Si_2V phase precipitates, but no AlV phase precipitates, and V has no obvious effect on the precipitation temperature of the primary $\alpha\text{-Al}$. With increasing V content, the nucleation temperature and supercooling of the primary $\alpha\text{-Al}$ particles in the Al-9Si alloy increase simultaneously. By adding 0.4 wt. % V, the nucleation increases from 607.5 $^{\circ}\text{C}$ for Al-9Si to 612.6 $^{\circ}\text{C}$, and the supercooling increases from 24 $^{\circ}\text{C}$ to 27.1 $^{\circ}\text{C}$. With increasing V content, the nucleation temperature slightly increases, but the nucleation supercooling slightly decreases. A transition from columnar to equiaxed growth occurs when V is added to the Al-9Si alloy. The $\alpha\text{-Al}$ grain size of the Al-9Si-0.4V alloy is refined from 593 μm for Al-9Si to 302 μm . V has no modifying effect on the eutectic Si, but V could cause the transformation of needle-shaped $\beta\text{-Al}_3\text{FeSi}$ to fishbone-shaped $\text{Al}_{12}(\text{Fe}, \text{V})_3\text{Si}$. The tensile strength, yield strength and elongation of the 0.6 wt. % Sb-modified Al-9Si-0.4V alloy are 153.9 MPa, 78.5 MPa and 6.56%, respectively, which are 23.8%, 14.1% and 102.4% greater than those of the Al-9Si alloy. The hardness increases from 47.3 HV to 59.1 HV. The fracture morphology of the Al-9Si alloy is composed of tearing edges and cleavage steps, while the cleavage steps of the Al-9Si-0.4V-0.6Sb alloy are significantly reduced, the tearing edges become denser, and dimples with eutectic Si as the center appear, revealing mixed fracture features.

Key words: Al-9Si alloy; V alloying; solidification process; microstructure; mechanical properties

收稿日期: 2023-11-10

基金项目: 国家自然科学基金(52075198)

作者简介: 席卫国, 1999 年生, 硕士研究生. 研究方向为铝硅合金的强韧化. Email: m202170966@hust.edu.cn

通讯作者: 蔡启舟, 1964 年生, 博士, 教授. 研究方向为铸造合金凝固及组织控制. Email: caiqizhou@hust.edu.cn

引用格式: 席卫国, 陈旭, 陈吉, 等. V 合金化对 Al-9Si 合金凝固组织与力学性能的影响[J]. 铸造技术, 2024, 45(3): 279-287.

XI W G, CHEN X, CHEN J, et al. Effect of V alloying on the solidification microstructure and mechanical properties of Al-9Si Alloy [J]. Foundry Technology, 2024, 45(3): 279-287.

含 Si 量 9%~11%(质量分数)的亚共晶铝硅合金因具有高强度比、低热膨胀系数、高耐磨性和良好的铸造性能等优点,广泛应用于汽车发动机的耐热部件^[1-4],如 Al-9Si-Cu^[5]、Al-10Si-Cu^[6]等合金应用于汽缸盖、发动机缸体等。但是,Al-Si 合金中粗大的 α -Al 枝晶和粗片状共晶 Si 严重损害合金的力学性能^[7]。另一方面,当温度高于 200 °C 时,合金化元素扩散能力急剧增强,固溶效果大幅削弱;时效亚稳相转化为稳定相,失去了与基体的共格关系,力学性能大幅度降低^[8-9]。因此,改善高 Si 亚共晶 Al-Si 合金的铸态组织,提高其高温性能,以满足高功率密度发动机的高爆压和高服役温度的需求。

在 Al-Si 合金中添加过渡族元素,可细化初生 α -Al 相、变质共晶相;而且,过渡族元素在 Al 基体中的溶解度低,并且能够形成具有较高热稳定性的金属间化合物,降低合金的热膨胀系数,提升合金的高温性能^[10-14]。Li 等^[15]在 Al-7Si 合金添加 1.5%Ni(质量分数),初生 α -Al 由粗枝晶转变为等轴枝晶,SDAS(secondary dendrite arm spacing)由未添加 Ni 的 16.2 μm 减小至 9.5 μm ,针状共晶 Si 转变为细片状和短棒状,平均长度缩小了 63.6%。当 Ni 和 Y 联合添加时,共晶 Si 变质为细小纤维状。Li 等^[16]研究表明,Cr 可以改善 Al-Si-Cu-Mn 合金中的富 Mn 相,从而提升合金的高温强度。此外,Cr 还能使 Al-Si-Cu-Ni 合金中长针状的 β -Al₃FeSi 相转变为鱼骨状的 α -Al(Fe, Cr)Si^[17]。

V 在铝中具有很低的溶解度和扩散率,可形成高熔点的 Al₃V 或 Al₁₀V 等化合物,有利于提高铝合金的高温性能^[18-19]。Wang 等^[20]研究发现,当钒含量为 0.4%(质量分数)时,纯 Al 的晶粒由柱状晶向等轴晶转变,晶粒尺寸细化至 154 μm 。并基于 TEM 观察结果证明了 Al₁₀V 颗粒与 α -Al 晶体具有相同的面心立方结构和良好的晶格对应关系,因而通过包晶反应为 α -Al 晶体提供异质形核。Rakhmonov 等^[21]

的研究结果显示,添加 0.25%V(质量分数)可以将 Al-7Si-3Cu-0.3Mg 合金晶粒尺寸从 1 200 μm 细化至 700 μm ,V 的作用并非 Al₁₀V 颗粒的异质形核,而是增加了成分过冷,激活某些颗粒从而促进 α -Al 形核。但是, Ludwig 等^[22]发现,V 对铸态 A356 铝合金的 α -Al 晶粒尺寸无明显作用。上述研究结果说明,V 对 Al 合金晶粒细化作用和细化机理尚不明确,有待深入研究。

为此,本文研究了 V 添加对 Al-9Si 合金凝固组织的影响,探讨 V 细化初生 α -Al 的机理。为了减少粗片状共晶 Si 对性能的影响,采用 Sb 变质共晶 Si,研究 V 对 Al-9Si 合金力学性能的影响。

1 实验材料与方法

1.1 金属熔炼

为了排除其他元素对亚共晶铝硅合金的影响,以 Al-20Si、工业纯 Al 锭为原料配置 Al-9Si 二元合金,将涂氧化锌涂料的石墨坩埚置于 SG-5-12 型井式电阻炉中熔炼,熔炼温度为(740±5) °C。熔化后通入高纯氩气除气,扒渣,加入 Al-5V 中间合金,保温 30 min。再除气、扒渣,静置 10 min 后,于 730 °C 浇注如图 1 所示的金属型。浇注前金属型预热至 230 °C。V 加入量(质量分数,下同)分别为 0%、0.2%、0.4%、0.6%、0.8%,其对应的合金用 Al-9Si-xV(x=0、0.2、0.4、0.6、0.8)表示。合金的实际化学成分如表 1 所示(采用美国 PerkinElmer 公司 ELAN DRC-e 型电感耦合等离子体质谱仪 ICP-MS 测得)。

基于作者前期的实验结果^[7],选取 0.6%Sb 对合金的共晶 Si 变质。熔炼时,先加入 0.4%V,熔化后保温 30 min,再加入金属 Sb 颗粒,熔化后,保温 15 min,除气、扒渣,于 730 °C 浇注图 1 所示的金属型。

1.2 凝固曲线

将与测量系统相连接的由陶瓷管保护的高灵敏 K 型热电偶置于模具中心(热电偶精度为 0.04%T, T

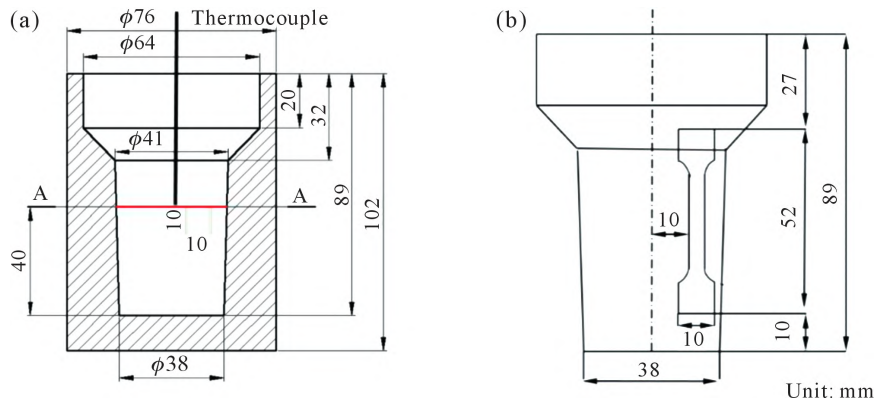


图 1 金属型模具及试样:(a) 金属型模具,(b) 试样
Fig.1 Metal mold and sample: (a) metal mold, (b) sample

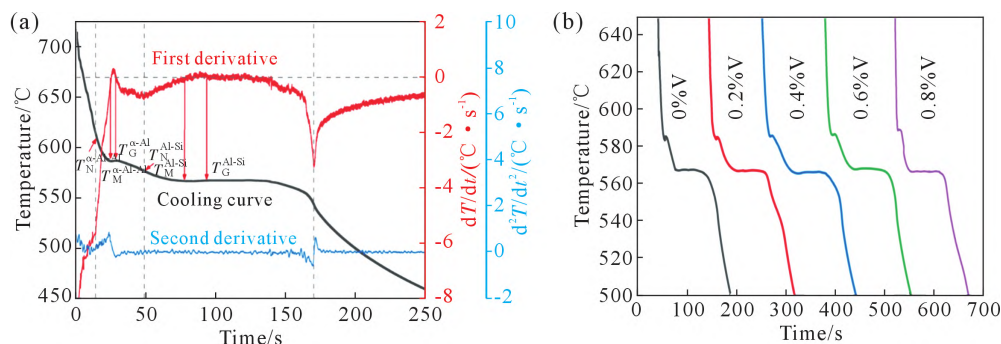


图 4 Al-9Si 合金凝固曲线:(a) Al-9Si 合金一阶导、二阶导曲线,(b) Al-9Si-xV 合金的冷却曲线

Fig.4 Solidification curves of the Al-9Si alloy: (a) first and second derivative curves of the Al-9Si alloy, (b) cooling curve of the Al-9Si-xV alloy

表 2 Al-9Si 合金中 α -Al、Al-Si 共晶的特征参数
Tab.2 Characteristic parameters of the α -Al and Al-Si eutectic in the Al-9Si alloy

Characteristic temperature	Temperature description
$T_N^{\alpha-Al}$	α -Al 的形核温度
$T_M^{\alpha-Al}$	α -Al 的最低形核温度
$\Delta T_N^{\alpha-Al}$	α -Al 的形核过冷度
$T_G^{\alpha-Al}$	α -Al 的生长温度
$\Delta T_R^{\alpha-Al}$	α -Al 的再辉温度 ($\Delta T_R^{\alpha-Al} = T_G^{\alpha-Al} - T_M^{\alpha-Al}$)
T_N^{Al-Si}	Al-Si 共晶的形核温度
T_M^{Al-Si}	Al-Si 共晶的最低形核温度
T_C^{Al-Si}	Al-Si 共晶的生长温度
ΔT_R^{Al-Si}	Al-Si 共晶的再辉温度 $\Delta T_R^{Al-Si} = T_G^{Al-Si} - T_M^{Al-Si}$

表 3 不同 V 加入量下 α -Al 形核过程特征温度
Tab.3 Characteristic temperature of the α -Al nucleation process with different V additions

$w(V)/\%$	$T_N^{\alpha-Al}/^{\circ}C$	$T_M^{\alpha-Al}/^{\circ}C$	$\Delta T_N^{\alpha-Al}/^{\circ}C$	$T_G^{\alpha-Al}/^{\circ}C$	$\Delta T_R^{\alpha-Al}/^{\circ}C$
0	607.5	583.5	24	585.9	2.4
0.2	609.0	584.0	25	585.6	1.6
0.4	612.6	585.5	27.1	586.1	0.5
0.6	612.9	586.3	26.6	587.2	0.9
0.8	613.7	587.7	26	589.0	1.4

表 4 不同 V 加入量下 Al-Si 共晶阶段特征温度
Tab.4 Characteristic temperature of the Al-Si eutectic stage with different V additions

$w(V)/\%$	$T_N^{Al-Si}/^{\circ}C$	$T_M^{Al-Si}/^{\circ}C$	$T_G^{Al-Si}/^{\circ}C$	$\Delta T_R^{Al-Si}/^{\circ}C$
0	576.1	565.2	565.4	0.2
0.2	576.0	565.1	565.2	0.1
0.4	576.3	565.8	566.3	0.4
0.6	576.2	566.0	566.5	0.5
0.8	575.8	565.4	565.5	0.1

的形核温度逐渐升高,形核过冷度逐渐增大,当 V 加入量为 0.4% 时,合金的形核温度由未添加 V 的 607.5 $^{\circ}C$ 上升至 612.6 $^{\circ}C$,形核过冷由 24 $^{\circ}C$ 增加至 27.1 $^{\circ}C$,这表明初生 α -Al 的形核将会提前,形核率

提高。继续增加 V 加入量至 0.8%,初生 α -Al 的形核温度略有升高,形核过冷度略有减小。另一方面,初生 α -Al 结晶的再辉温度随 V 加入量的增加逐渐减小,当 V 加入量为 0.4 % 时最低,为 0.5 $^{\circ}C$,说明 V 抑制了 α -Al 晶体的生长速度。继续增加 V 加入量,再辉温度又开始升高,初生 α -Al 晶体生长速度增加。

共晶阶段特征温度值随 V 加入量变化如表 4 所示。表中的数据显示,V 对共晶凝固的各特征温度的影响很小,共晶形核温度、共晶生长温度以及共晶再辉温度均无明显变化。共晶生长温度通常被作为描述变质程度的参数之一,生长温度越低,变质效果越好^[25],因此,热分析的结果表明,V 对 Al-9Si 合金的共晶凝固(即共晶 Si 的变质)无影响。

2.3 XRD 物相分析

图 5 为不同 V 加入量 Al-9Si 合金的 XRD 图谱。从图中可以看出,Al-9Si 合金由 α -Al 相、Si 相组成和少量的 β -Al₃SiFe(又称 β -Fe)组成,其中, β -Fe 相是由于杂质 Fe 形成的。当 V 含量为 0.4% 时,开始出现了微弱的 Si₂V 衍射峰,表明 V 与合金中 Si 相反应生成了化合物 Si₂V。图 3a 显示,当 V 含量超过 0.04% 析出 Si₂V 相,XRD 检测结果和计算相图不一致。一方面,本实验为金属型铸造冷却速度较快(7 K/s),为非平衡凝固;另一方面,当 V 含量较低时,形成的 Si₂V 相的量低于 XRD 检测范围。

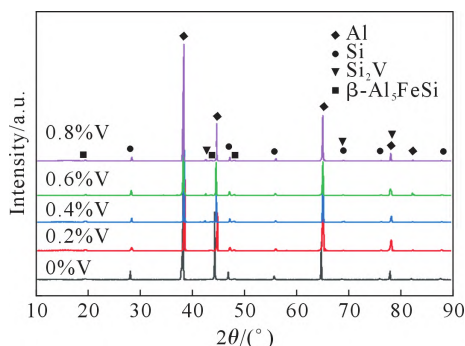


图 5 不同 V 加入量 Al-9Si 合金的 XRD 谱图

Fig.5 XRD patterns of Al-9Si alloys with different V additions

2.4 显微组织

2.4.1 初生 α -Al

图6为不同V加入量的Al-9Si-xV合金的初生 α -Al的形态。由图可知,向Al-9Si合金中加入V后,合金中的长条状枝晶破碎,开始逐渐向等轴晶转变。V添加量0.4%时,晶粒细化效果最好。V含量添加至0.6%, α -Al晶粒又开始粗化。

在Al-9Si-0.4V合金中添加0.6%Sb,结果如图6f所示。共晶Si出现明显细化,但 α -Al晶粒无明显变化。

对初生 α -Al的晶粒尺寸进行统计分析,结果示于图7。从图7中可以看出,当V加入量为0.2%时,合金的晶粒明显的细化,从Al-9Si合金的593 μm 细化到了401 μm 。加入0.4%V时, α -Al晶粒尺寸细化至最小302 μm 。随着V含量的增加, α -Al的尺寸开始增大,当添加0.8%V时,晶粒尺寸增加至431 μm 。

2.4.2 初生 α -Al的细化机理

图6~7表明,添加适量的V可使Al-9Si合金的初生 α -Al由长条枝晶向等轴枝晶转变,尺寸显著降低。在纯铝或不含Si的铝合金中,V细化机理是由于 Al_{10}V 颗粒的异质形核^[20]。从计算相图(图3)和XRD检测结果(图5)可知,在Al-9Si合金添加V,凝固时无 Al_{10}V 相析出,而析出 Si_2V 。尽管 Si_2V 与 α -Al的原子失配为6.64%,满足良好的晶格匹配要求($f_i < 10\%$),但Zhao等^[26]研究发现 Si_2V 无法作为初生 α -Al的异质核心。

由图4的凝固曲线和表2的分析结果可知,V含量低于0.4%时提高 α -Al的形核温度,增加其形核过冷度,并降低再辉温度。这说明适量的V在结晶前沿形成的成分过冷,激活某些固体颗粒成核 α -Al相,使 α -Al相的形核温度升高。而且V限制 α -Al的生长,细化晶粒。限制生长因子 Q 被定义为

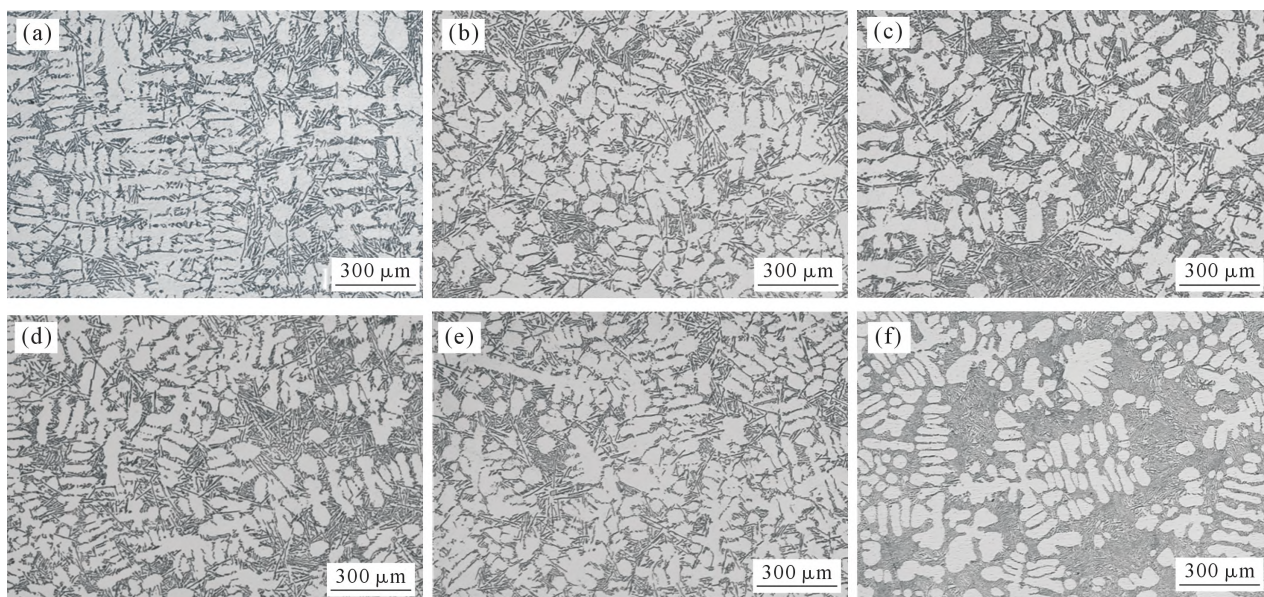


图6 不同V加入量下添加Sb的Al-9Si合金初生 α -Al枝晶:(a) 0%V, (b) 0.2%V, (c) 0.4%V, (d) 0.6%V, (e) 0.8%V, (f) 0.4%V + 0.6%Sb

Fig.6 Primary α -Al dendrites of Al-9Si alloy with different V and Sb additions: (a) 0 wt. %V, (b) 0.2 wt. %V, (c) 0.4 wt. %V, (d) 0.6 wt. %V, (e) 0.8 wt. %V, (f) 0.4 wt. %V + 0.6 wt. %Sb

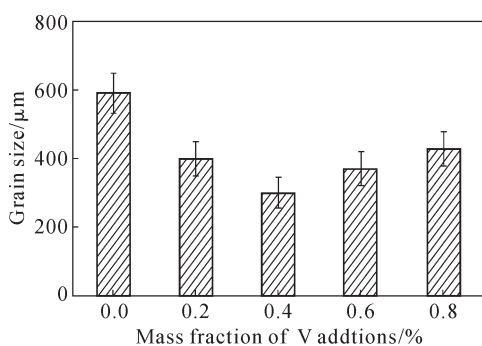


图7 不同V加入量下Al-9Si合金晶粒尺寸
Fig.7 Grain size of Al-9Si alloy with different V additions

由元素含量产生过冷影响下的初生相的生长速率,是衡量溶质对晶粒细化影响的参数^[27],对于多组元合金, Q 应当为各种元素作用总和。并且,理论上晶粒尺寸与溶质含量呈现出半经验关系^[28-29]。

$$Q = mc_0(k-1) \quad (1)$$

$$d = a + b/Q \quad (2)$$

式中, m 为液相线斜率; c_0 为合金成分; k 为凝固分配系数; d 为晶粒尺寸; a 为与形核质点数量密度相关的常数; b 为形核质点活性的常数。在溶质浓度相同的情况下,V的 $m(k-1)$ 因子达到了30,仅低于Ti的220,远高于Ni、Cr、Mn等^[27],在凝固过程中对固

液界面前面的液相成分过冷能产生较大的影响,致使液相中异质形核颗粒活化,从而促进形核,提高了形核温度。当熔体中 V 高于 0.4% 时,会形成大量 Si_2V ,降低了凝固前沿的 V 含量,成分过冷和限制生长因子降低,初生 $\alpha\text{-Al}$ 晶粒出现粗化。

2.4.3 共晶 Si

图 8 为不同 V 加入量 Al-9Si 合金的共晶 Si 形貌。图 8a 显示,未变质 Al-9Si 合金的共晶 Si 为粗大片状,随着 V 添加量的增加,共晶 Si(图 8b~e)的形貌与尺寸无明显变化,仍为粗片状。图 9 为 Al-9Si 和 Al-9Si-0.4V 合金共晶 Si 深腐蚀后的形貌,可见共晶 Si 的立体形貌未发生改变,表明,在 Al-9Si 合金添加 V 对共晶硅无变质作用,这一观察结果和热分析曲线及特征温度分析是一致的。根据已有的变质理论,对于未变质的 Al-Si 共晶, Si 晶体形成具有特定 $\{111\}$ 晶面的外晶面,且仅沿 $\langle 112 \rangle$ 晶向生长。这种特殊的各向异性决定了其生长方向很难改变,更容易在共晶凝固阶段形成保持片层间距的长共晶^[30-31]。根据 Lu 和 Hellawell^[32]提出的杂质诱导孪晶

(impurity induced twinning, IIT)理论,计算出理想的原子半径比 $r_{\text{V}}:r_{\text{Si}}$ 为 1.65,而 V 原子与 Si 的半径比为 1.23,这从理论上解释了 V 对共晶 Si 无变质作用的原因。

如图 8f 所示,在 Al-9Si-0.4V 合金中添加 0.6% Sb,共晶 Si 由粗片状转变为细片状。与文献报道的结果一致,也说明了 V 对 Sb 的变质作用无影响^[7]。

2.4.4 富 Fe 相

图 10 为 Al-9Si 和 Al-9Si-0.4V 合金中富铁相和 Si_2V 相,各相的 EDS 分析结果如表 5 所示。图 10a 中可以观察到原始合金中含有许多长针状的 $\beta\text{-Al}_5\text{SiFe}$ 相,具体形貌如图 10b 所示,和普通 Al-Si 合金中的富铁相相同^[33]。从图 10c 可以观察到鱼骨状 $\beta\text{-Fe}$ 相,其组成为 $\text{Al}_{12}(\text{Fe}, \text{V})_3\text{Si}$,这是由于一部分的 V 溶解在富铁相中,使富铁相由长针状转变为鱼骨状。富铁相形态的改变可降低长针状 $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ 对合金的拉伸性能存在不利影响。另一方面, $\text{Al}_{12}(\text{Fe}, \text{V})_3\text{Si}$ 相是铝合金中的耐热强化相,在高温下具有良好的稳定性。Ashrafi 等^[34]研究表明, $\text{Al}_{12}(\text{Fe}, \text{V})_3\text{Si}$ 析出物

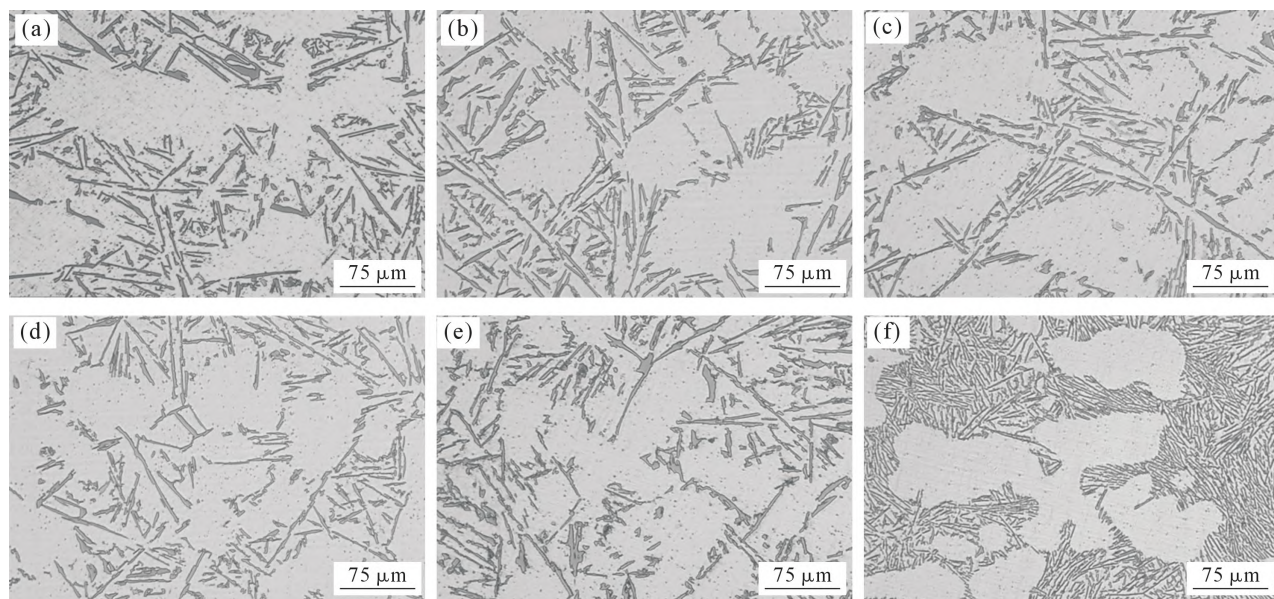


图 8 不同 V 加入量及 Sb 变质 Al-9Si 合金共晶组织形貌:(a) 0%V, (b) 0.2%V, (c) 0.4%V, (d) 0.6%V, (e) 0.8%V, (f) 0.4%V+0.6%Sb

Fig.8 Eutectic microstructure morphology of Al-9Si alloy with different V additions and Sb modifications: (a) 0 wt. %V, (b) 0.2 wt. %V, (c) 0.4 wt. %V, (d) 0.6 wt. %V, (e) 0.8 wt. %V, (f) 0.4 wt. %V+0.6 wt. %Sb

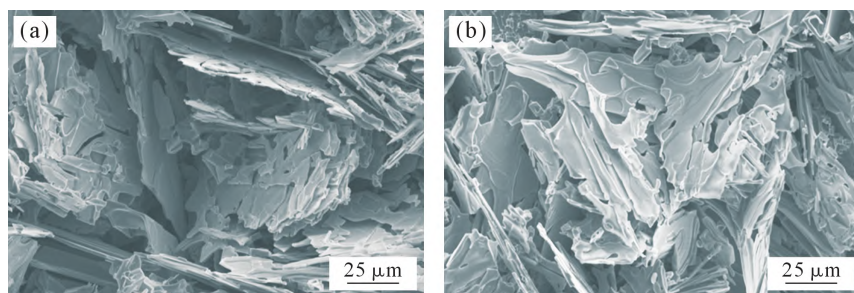


图 9 Al-9Si 合金深腐蚀共晶硅形貌:(a) Al-9Si, (b) Al-9Si-0.4V

Fig.9 Deep corrosion eutectic silicon morphology of the Al-9Si alloy: (a) Al-9Si, (b) Al-9Si-0.4V

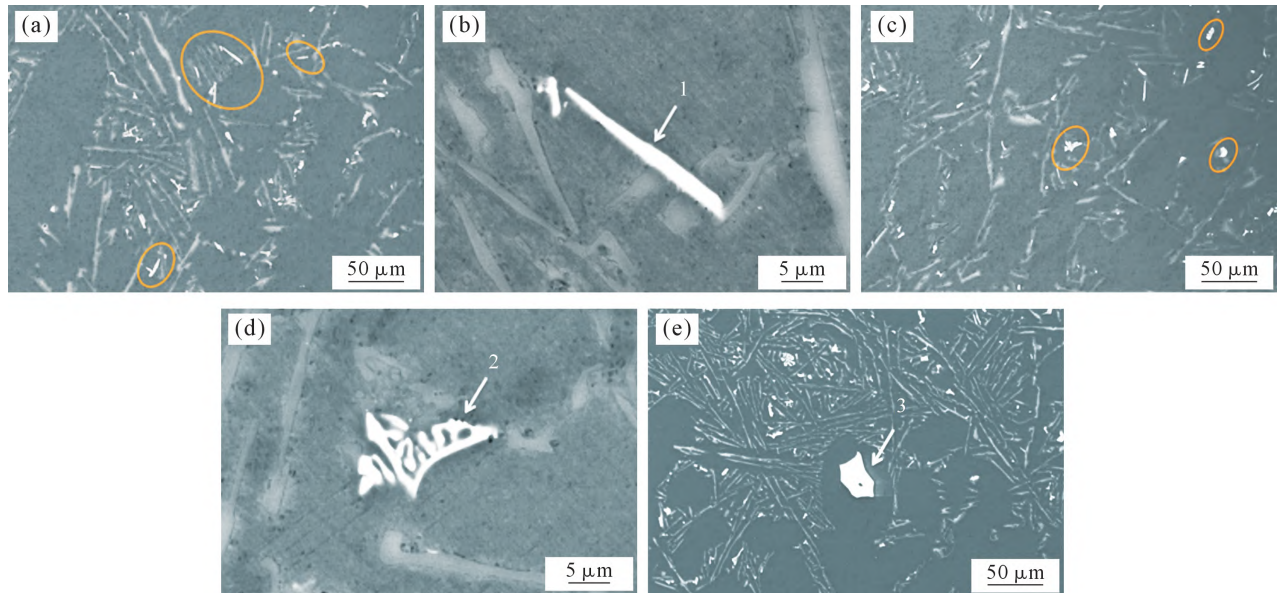


图 10 Al-9Si 和 Al-9Si-0.4V 合金 BSE 显微组织:(a~b) Al-9Si, (c~e) Al-9Si-0.4V
Fig.10 BSE images of the Al-9Si and Al-9Si-0.4V alloys: (a~b) Al-9Si, (c~e) Al-9Si-0.4V

表5 图10中相的EDS分析

Tab.5 EDS analysis of the phases in Fig.10

(atomic percent/%)					
Point	Al	Si	Fe	V	Phase
1	75.48	12.67	11.84	0.00	β -Al ₃ FeSi
2	82.97	4.70	2.07	10.26	Al ₁₂ (Fe, V) ₃ Si
3	5.58	61.21	0.00	33.21	Si ₂ V

能够提高铝合金的耐磨性。图 10e 显示, Si₂V 多为块状相, 尺寸约为 20~30 μm, 分布于 α-Al 晶粒内。

2.5 力学性能

图 11 为 Al-9Si 和 Al-9Si-0.4V 合金的拉伸性能。由图可知, Al-9Si 合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 124.3 MPa、68.8 MPa 和 3.24%, 而 Al-9Si-0.4V 合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率为 133.4 MPa、72.3 MPa 和 4.92%, 较 Al-9Si 合金分别提高了 7.3%、6.5%和 30.2%。这是因为 V 的加入使 α-Al 长条树枝晶转变为等轴枝晶, 晶粒尺寸显著降低, 合金的性能得到改善; 另一方面, 添加 V 使脆性长针状的 β-Fe 转变成了鱼骨状 Al₁₂(Fe, V)₃Si, 降低

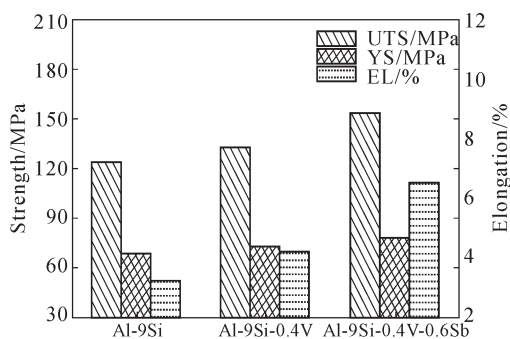


图 11 未变质及变质后 Al-9Si 合金的拉伸性能

Fig.11 Tensile properties of unmodified and modified Al-9Si alloys

了富铁相对性能的危害。

采用 Sb 对 Al-9Si-0.4V 合金的共晶 Si 进行变质处理, 其抗拉强度、屈服强度和伸长率为 153.9 MPa、78.5 MPa 和 6.56%, 较 Al-9Si-0.4V 合金分别提高了 15.3%、7.1%和 55.5%。由此可见, 在添加 V 细化 Al-9Si 合金初生 α-Al 的同时, 需要对共晶 Si 进行变质处理, 以获得良好的综合性能, 作者将进行深入研究。

图 12 为 Al-9Si、Al-9Si-0.4V、Al-9Si-0.4V-0.6Sb 合金的拉伸断口截面图。从图 12a 可以看出, 未改性合金的拉伸断口有明显的撕裂棱, 并且存在着大而光滑的平面以及解理台阶。拉伸时, 由于粗大的板片状共晶 Si 沿晶界无规则分布, 共晶 Si 的棱角处会产生裂纹, 进而造成沿晶脆断。含 0.4%V 的合金断口(图 12b)同样由撕裂棱和解理台阶构成, 也呈现出脆性断裂。在添加 0.4%V 和 0.6%Sb 的合金中, 由于共晶 Si 的显著细化, 断口中的解理台阶显著减少, 撕裂棱变得更加致密, 出现了以共晶 Si 为中心的韧窝, 合金的塑性显著提升。

表 6 为 Al-9Si、Al-9Si-0.4V 和 Al-9Si-0.4V-0.6Sb 合金的显微硬度。由表可知, Al-9Si 合金显微硬度为 47.3 HV, Al-9Si-0.4V 合金的硬度为 52.6 HV, 较 Al-9Si 合金提高了 11.2%。而 Al-9Si-0.4V-0.6Sb 合金硬度为 59.1 HV, 较 Al-9Si-0.4V 合金相较提高了 13.5%。

表6 未变质与变质Al-9Si合金显微硬度

Tab.6 Microhardness of unmodified and modified Al-9Si alloys

Alloy	Al-9Si	Al-9Si-0.4V	Al-9Si-0.4V-0.6Sb
Vickers hardness(HV)	47.3±2	52.6±2.3	59.1±2

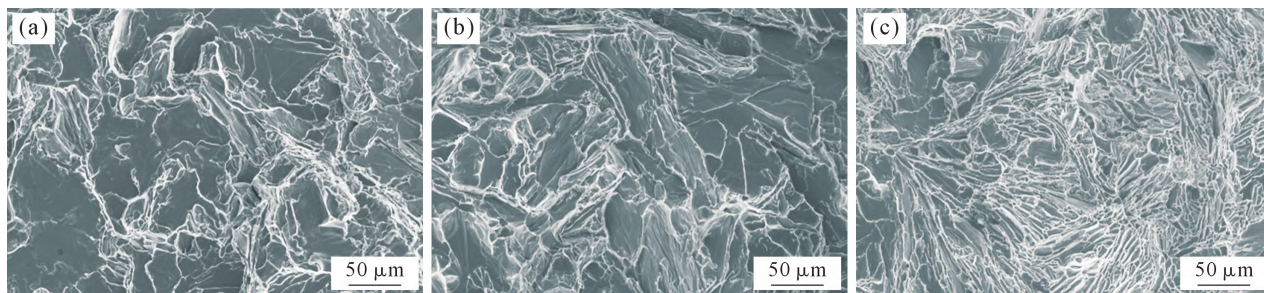


图 12 未变质及变质 Al-9Si 合金的断口形貌: (a) Al-9Si, (b) Al-9Si-0.4V, (c) Al-9Si-0.4V-0.6Sb

Fig.12 Fracture morphology of unmodified and modified Al-9Si alloys: (a) Al-9Si, (b) Al-9Si-0.4V, (c) Al-9Si-0.4V-0.6Sb

添加 V 提高 Al-9Si 合金显微硬度,一方面,因为 V 使 α -Al 树枝晶向等轴转变、晶粒尺寸减小;另一方面,V 在合金中形成 Si_2V 化合物,有利于合金硬度的提高。而 V 和 Sb 复合添加时,Sb 变质共晶 Si,可进一步提高其硬度。

3 结论

(1)热力学计算表明,在 Al-9Si 合金中添加 V,析出含 V 的化合物 Si_2V ,而无 Al 与 V 化合物析出,V 添加对 Al-9Si 合金初生 α -Al 析出温度和共晶凝固温度无明显影响。

(2)随着 V 量增加,初生 α -Al 的形核温度和形核过冷度逐渐增加,0.4%V 使形核温度由未添加 V 的 607.5 $^{\circ}\text{C}$ 上升至 612.6 $^{\circ}\text{C}$,形核过冷由 24 $^{\circ}\text{C}$ 增加至 27.1 $^{\circ}\text{C}$;继续增加 V 加入量至 0.8%,形核温度略有升高,但形核过冷度略有减小。

(3)V 添加时 Al-9Si 合金初生 α -Al 晶粒由枝晶向等轴晶转变,Al-9Si-0.4V 的 α -Al 晶粒尺寸由 Al-9Si 的 593 μm 细化至 302 μm ,V 量超过 0.4%后,晶粒尺寸开始增加。V 的加入对共晶 Si 无变质作用。V 溶解于 β - Al_3FeSi 相,使其转变为鱼骨状的 $\text{Al}_{12}(\text{Fe}, \text{V})_3\text{Si}$ 。

(4)0.6%Sb 变质 Al-9Si-0.4V 合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 153.9 MPa、78.5 MPa 和 6.56%,较 Al-9Si 合金分别提高 23.8%、14.1%和 102.4%;硬度由 47.3 HV 提高至 59.1 HV。Al-9Si 合金的拉伸断口由撕裂棱和解理台阶组成,而 Al-9Si-0.4V-0.6Sb 合金断口中的解理台阶显著减少,撕裂棱变得更加致密,出现了以共晶 Si 为中心韧窝。

参考文献:

[1] HEKIMOĞLUH A P, BAYRAKTAR Ş. Experimental research on machinability characteristics of Al-9Si alloy: Effect of Sr and Mg additives[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, 2022, 236(13): 1807-1816.

[2] WANG G Y, CHE X, ZHANG Z P, et al. Microstructure and low-cycle fatigue behavior of Al-9Si-4Cu-0.4Mg-0.3Sc alloy with different casting states[J]. Materials, 2020, 13(3): 638.

[3] WANG P D, LEI H S, ZHU X L, et al. Influence of manufacturing geometric defects on the mechanical properties of AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 789: 852-859.

[4] LU T, WU J L, PAN Y, et al. Optimizing the tensile properties of Al-11Si-0.3Mg alloys: Role of Cu addition[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 631: 276-282.

[5] FAN K L, HE G Q, LIU X S, et al. Tensile and fatigue properties of gravity casting aluminum alloys for engine cylinder heads[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 586: 78-85.

[6] LIU T, PEI Z R, BARTON D L, et al. Characterization of nanostructures in a high pressure die cast Al-Si-Cu alloy[J]. Acta Materialia, 2022, 224: 117500.

[7] CAI Q Z, LIU B, CHEN X, et al. Effect of Sb modification and B refinement on the microstructure and properties of as-Cast Al-7Si-0.35Mg alloy [J]. International Journal of Metalcasting, 2023, 17: 1065-1076.

[8] FARKOOSH A R, CHEN X G, PEKGULERYUZ M. Dispersoid strengthening of a high temperature Al-Si-Cu-Mg alloy via Mo addition[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 620: 181-189.

[9] JAVIDANI M, LAROUCHE D. Application of cast Al-Si alloys in internal combustion engine components[J]. International Materials Reviews, 2014, 59(3): 132-158.

[10] HERNANDEZ-SANDOVAL J, GARZA-ELIZONDO G H, SAMUEL A M, et al. The ambient and high temperature deformation behavior of Al-Si-Cu-Mg alloy with minor Ti, Zr, Ni additions[J]. Materials & Design, 2014, 58: 89-101.

[11] JIN L F, LIU K, GRANT CHEN X. Evolution of dispersoids and their effects on elevated-temperature strength and creep resistance in Al-Si-Cu 319 cast alloys with Mn and Mo additions[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 770: 138554.

[12] LIU B Y, MA C C, LI L, et al. Morphologies and compositions of α - $\text{Al}_{13}\text{Fe}_3\text{Si}_2$ -type intermetallics in Al-Si-Fe-Mn-Cr alloys[J]. International Journal of Metalcasting, 2023, 17: 1156-1164.

[13] LI D, LIU K, CHEN X. Influence of transition elements (V, Zr and Mo) and cooling rate on the precipitation of dispersoids in Al-7Si-0.6 Cu-0.35 Mg foundry alloy[J]. MATEC Web of Conferences, 2020, 326: 02003.

[14] SUN J B, ZENG G K, RAO D W, et al. Microstructure and tensile

- properties of a cast eutectic Al-Si-Cu alloy modified by Zr and V [J]. *Metals and Materials International*, 2021, 27: 5436-5449.
- [15] LI Q L, ZHANG Y, ZHANG X Y, et al. Influence of Ni and Y plus Ni complex additions on microstructure and mechanical properties of Al-7Si alloy [J]. *International Journal of Metalcasting*, 2022, 16: 1796-1808.
- [16] LI G J, LIAO H C, SUO X J, 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: A*, 2018, 709: 90-96.
- [17] YANG Y Y, ZHONG S Y, CHEN Z, et al. Effect of Cr content and heat-treatment on the high temperature strength of eutectic Al-Si alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, 647: 63-69.
- [18] KNIPLING K E. Development of a nanoscale precipitation-strengthened creep-resistant aluminum alloy containing trialuminide precipitates[D]. Evanston: Northwestern University, 2006.
- [19] MENG Y, CUI J Z, ZHAO Z H, et al. Study on microstructures of Al-4 wt pct V master alloys[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, 45: 3741-3747.
- [20] WANG F, CHIU Y L, ESKIN D, et al. A grain refinement mechanism of cast commercial purity aluminium by vanadium[J]. *Materials Characterization*, 2021, 181: 111468.
- [21] RAKHMONOV J, TIMELLI G, BONOLLO F. Characterization of the solidification path and microstructure of secondary Al-7Si-3Cu-0.3Mg alloy with Zr, V and Ni additions[J]. *Materials Characterization*, 2017, 128: 100-108.
- [22] SADLER B A. *Light metals 2013*[M]/LUDWIG T H, SCHAFFER P L, ARNBERG L. Influence of vanadium on the microstructure of A356 foundry alloy. Pittsburgh: The Minerals, Metals & Materials Society, 2016: 1023-1028.
- [23] DÖRNER P, HENIG E T, KRIEG H, et al. Optimization and calculation of the binary system Al-Si[J]. *Calphad*, 1980, 4(4): 241-254.
- [24] OKMOTO H. Al-V (aluminum-vanadium)[J]. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 2012, 33: 491.
- [25] FARAHANY S, OURDJINI A, BAKAR T A A, et al. A new approach to assess the effects of Sr and Bi interaction in ADC12 Al-Si die casting alloy[J]. *Thermochimica Acta*, 2014, 575: 179-187.
- [26] ZHAO C X, LI Y, XU J, et al. Enhanced grain refinement of Al-Si alloys by novel Al-VB refiners[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, 94: 104-112.
- [27] EASTON M, STJOHN D. An analysis of the relationship between grain size, solute content, and the potency and number density of nucleant particles[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2005, 36: 1911-1920.
- [28] EASTON M, STJOHN D. Grain refinement of aluminum alloys: Part II. Confirmation of, and a mechanism for, the solute paradigm [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1999, 30: 1625-1633.
- [29] CHAI G, BÄCKERUD L, ARNBERG L. Relation between grain size and coherency parameters in aluminium alloys[J]. *Materials Science and Technology*, 1995, 11(11): 1099-1103.
- [30] SHANKAR S, RIDDLE Y W, MAKHLOUF M M. Eutectic solidification of aluminum-silicon alloys[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2004, 35: 3038-3043.
- [31] HELLAWELL A. The growth and structure of eutectics with silicon and germanium[J]. *Progress in Materials Science*, 1970, 15(1): 3-78.
- [32] LU S Z, HELLAWELL A. The mechanism of silicon modification in aluminum-silicon alloys: Impurity induced twinning[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1987, 18: 1721-1733.
- [33] ZOU J, ZHANG H T, YU C, et al. Investigating the influences of Fe, Mn and Mo additions on the evolution of microstructure and mechanical performances of Al-Si-Mg cast alloys [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 25: 319-332.
- [34] ASHRAFI H, ENAYATI M H, EMADI R. Tribological properties of nanostructured Al/Al₁₂(Fe, V)₃Si alloys[J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2015, 28: 83-92.