

DOI: 10.16410/j.issn1000-8365.2025.5062

Ti、Zr 微合金化对铸造 Al-6Ni 共晶合金组织和力学性能的影响

陈吉¹, 陈旭¹, 金通¹, 毛有武², 蔡启舟¹, 蒋文明¹

(1. 华中科技大学材料成形与模具技术全国重点实验室, 湖北武汉 430074; 2. 华中科技大学材料科学与工程国家级示范教学中心, 湖北武汉 430074)

摘要:研究了 Ti、Zr 微合金化对铸造 Al-6Ni 共晶合金凝固过程、微观组织和力学性能的影响。结果表明, 金属型铸造 Al-6Ni 共晶合金组织由初生 α -Al 相和(α -Al+Al₃Ni)共晶组成, 随着 Ti、Zr 的添加, 初生 α -Al 相的数量逐渐增加, 其晶粒尺寸逐渐减小。初生 α -Al 相依附于 Ti、Zr 化合物形核, 形核过冷度减小、形核温度升高, 添加(0.3%Ti+0.3%Zr, 质量分数)时, 其形核温度由 Al-6Ni 合金的 632 °C 升高至 638.5 °C。共晶凝固时间随 Ti、Zr 的添加而逐渐减少, 但共晶 Al₃Ni 的形态和尺寸无明显变化, 当 Ti、Zr 添加量较高时, 共晶团边界形成了少量条状 Al₃(Ti, Zr)相和块状 Al₃Ni 相。添加(0.2%Ti+0.2%Zr)时 Al-6Ni 合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 140 MPa、82 MPa 和 26%, 较 Al-6Ni 合金分别提高了 8%、25%和 61%, 其断口由撕裂棱、韧窝和少量解理面组成, 以韧性断裂为主。

关键词: Al-6Ni 合金; Ti、Zr 微合金化; 凝固过程; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG146.2+1

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2025)07-0665-08

Effect of Ti and Zr Microalloying on the As-cast Microstructure and Mechanical Properties of Al-6Ni Eutectic Alloy

CHEN Ji¹, CHEN Xu¹, JIN Tong¹, MAO Youwu², CAI Qizhou¹, JIANG Wenming¹

(1. State Key Laboratory of Materials Processing and Die & Mould Technology, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China; 2. National Experimental Teaching Demonstration Center of Materials Science and Engineering, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China)

Abstract: The effects of Ti and Zr microalloying on the solidification process, microstructure, and mechanical properties of an as-cast Al-6Ni eutectic alloy were investigated. The results show that the microstructure of the Al-6Ni eutectic alloy cast in the permanent mold is composed of a primary α -Al phase and an (α -Al+Al₃Ni) eutectic. The primary α -Al phase nucleates on the compounds containing Ti and Zr, resulting in a decrease in undercooling and an increase in the nucleation temperature. When adding 0.3 wt.% Ti+0.3 wt.% Zr, the nucleation temperature of the Al-6Ni alloy increases from 632 °C to 638.5 °C. The eutectic solidification time gradually decreases with the addition of Ti and Zr, but there is no significant change in the morphology or size of the eutectic Al₃Ni phase. When the amount of Ti and Zr added is relatively high, a small amount of strip-shaped Al₃(Ti, Zr) phase and blocky Al₃Ni phase are formed at the eutectic boundaries. The tensile strength, yield strength and elongation of the Al-6Ni alloy with the addition of 0.2 wt.% Ti+0.2 wt.% Zr are 140 MPa, 82 MPa and 26%, respectively, which are 8%, 25% and 61% greater than those of the Al-6Ni alloy. The fracture surface is composed of tear ridges, dimples and a small number of cleavage planes, with ductile fracture being the main type.

Key words: Al-6Ni alloy; Ti and Zr microalloying; solidification process; microstructure; mechanical properties

Al-Ni 合金具有优异的力学性能、良好的耐腐蚀性、高温稳定性及铸造成形性, 在航空航天、汽车

制造和电子工业中具有广阔的应用前景。近年来, Al-6.1%Ni(质量分数, 简称 Al-6Ni)共晶合金引起了

收稿日期: 2025-04-11

基金项目: 国家自然科学基金(52075198)

作者简介: 陈吉, 1999 年生, 硕士生。研究方向为高性能铸造铝合金。Email: m202270951@hust.edu.cn

通信作者: 毛有武, 1965 年生, 本科, 高级工程师。研究方向为铸造合金熔炼与微观组织分析、金属材料检测与控制。

Email: ywhust@hust.edu.cn

引用格式: 陈吉, 陈旭, 金通, 毛有武, 蔡启舟, 蒋文明. Ti、Zr 微合金化对铸造 Al-6Ni 共晶合金组织和力学性能的影响[J]. 铸造技术, 2025, 46(7): 665-672.

CHEN J, CHEN X, JIN T, MAO Y W, CAI Q Z, JIANG W M. Effect of Ti and Zr microalloying on the as-cast microstructure and mechanical properties of Al-6Ni eutectic alloy[J]. Foundry Technology, 2025, 46(7): 665-672.

人们的广泛关注^[1-3]。该合金组织由 α -Al 和具有高纵横比和亚微米直径的纤维状 Al_3Ni 强化相组成,具有较高的屈服强度、电导率、热导率,以及低的膨胀系数^[4-5],能满足电动汽车部件对铝合金的性能要求。此外,共晶合金的凝固范围窄,流动性好,热裂倾向低,因此,Al-6Ni 共晶合金可采用传统铸造和增材制造等技术成形^[6-7]。

但因 Ni 在 α -Al 中扩散率高、固溶度低,Al-6Ni 共晶合金不能通过时效强化提高性能。研究表明,通过在 Al-6Ni 二元合金中添加少量合金元素,如 Sc、Zr 和 Ti 等,这些过渡元素在 Al 中的扩散系数相对较低,在时效过程中会于 Al 基体中形成与基体具有良好共格关系的亚稳 L_{12} 沉淀相,显著提高合金强度、硬度和热稳定性。Suwanpreecha 等^[8]在 Al-6Ni 合金中添加(0.1%~0.3%)Sc 和(0.2%~0.4%)Zr (质量分数),合金组织由共晶组织转变为亚共晶组织;在随后的时效过程中, $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 纳米颗粒在 Al_3Ni 微纤维间的 α -Al 基体中析出,产生显著的沉淀强化效果。Pandey 等^[9]发现,在 Al-6Ni 合金中添加 0.15%(原子分数)的 Zr 后,Zr 在 α -Al 和 Al_3Ni 之间的界面上偏析,减缓了 250 °C 下 Al_3Ni 相的粗化速率。Chen 等^[9]在 Al-4Ni-0.4V 合金中联合添加 Zr、Ti,发现 Zr、Ti 可有效抑制共晶 Al_3Ni 相的粗化,显著提高合金的热稳定性。Kwon 等^[10]通过热力学分析证明, L_{12} - Al_3Ti 析出的主要制约因素是化学驱动力低,需要在 α -Al 中添加超过 3%(质量分数)的 Ti 来克服这些限制,因此,为了发挥 Ti 的析出强化作用,需要与其他过渡族元素联合添加,以获得 L_{12} 析出强化相。如 Malek 等^[11]和 Knipling 等^[12-13]研究发现,铝合金中联合添加 Ti、Zr 时,在时效过程可析出具有 L_{12} 结构的 $\text{Al}_3(\text{Zr}_{1-x}\text{Ti}_x)$ 强化相。但是,目前关于 Ti、Zr 联合添加对铸造 Al-6Ni 共晶合金组织和性能的影响尚不明确,有待深入研究。

为此,本文以 Al-6Ni 共晶合金为研究对象,采用经济实用的 Ti 和 Zr 元素进行微合金化,研究 Ti 和 Zr 对铸造 Al-6Ni 共晶合金凝固过程、微观组织及力学性能的影响,并探明 Ti、Zr 对铸造 Al-6Ni 共晶合金组织的影响机制。

1 实验材料与方法

1.1 试样制备

以 Al-10Ni(质量分数,%,下同)中间合金和工业纯 Al 为原料配置 Al-6Ni 二元合金。在石墨坩埚电阻炉中熔炼,当熔炼温度达到 800 °C 后通入高纯氩气除气、扒渣,静置降温至 750 °C,浇注如图 1a 所示

的金属型,制备 Al-6Ni 合金锭,浇注前金属型预热至 (220±5) °C。在熔化的 Al-6Ni 合金液分别添加 Al-5Ti 和 Al-5Ti 中间合金制备 Ti、Zr 微合金化 Al-6Ni 合金,基于前期研究结果^[9],选取 Ti、Zr 的加入量分别为 0%~0.3%,制备的合金用代号 Al-6Ni- x Ti- x Zr ($x=0.1, 0.2, 0.3$)表示。采用 ELANDRC-e 型电感耦合等离子体质谱仪(inductively coupled plasma mass spectrometry, ICP-MS)分析合金成分,结果如表 1 所示。

表1 Al-6Ni- x Ti- x Zr合金化学成分

Tab.1 Chemical compositions of the Al-6Ni- x Ti- x Zr alloys (mass fraction/%)

Alloys	Ni	Si	Ti	Zr	Al
Al-6Ni	5.89	0.12	-	-	Bal.
Al-6Ni-0.1Ti-0.1Zr	5.92	0.15	0.12	0.14	Bal.
Al-6Ni-0.2Ti-0.2Zr	5.91	0.17	0.21	0.22	Bal.
Al-6Ni-0.3Ti-0.3Zr	5.91	0.18	0.29	0.31	Bal.

1.2 凝固曲线

采用树脂砂热分析杯、K 型热电偶和 NI-9213 数据采集仪器对 Al-6Ni 合金的凝固过程进行记录,冷端补偿精度为 0.8 °C,测量灵敏度小于 0.02 °C,采样频率 75 Hz,利用 DAQ-Express 热分析软件记录 750~400 °C 范围冷却曲线。

1.3 组织表征

如图 1a 所示,从距离铸锭底部 40 mm 处线切割截取 10 mm×10 mm×10 mm 的立方体试样,经预磨后在 XRD-7000s X 射线衍射仪上进行物相分析。工作电压 40 kV,工作电流 100 mA,Cu 靶 $\text{K}\alpha$,衍射角 10°~90°,扫描速度 3 (°)/min。试样经预磨抛光后采用浓度 0.5%(体积分数)HF 水溶液腐蚀 10 s,利用 DMM-580C 光学显微镜观察合金的显微组织。在金相照片上采用线性截距法 (linear intercept method, LIM)测定初生 α -Al 晶粒尺寸(100×,测量精度 ±2 μm),每个样品随机取 10 个视野的平均值。利用 Quanta 650 FEG 型场发射扫描电镜观察金属间化合物的形貌,并用能谱仪(energy dispersive spectrometer, EDS)进行化合物成分分析。用 10%(体积分数)HCl 水溶液对每个样品进行 10 min 深腐蚀后,通过场发射扫描电子显微镜 (field emission scanning electron microscopy, FSEM)观察共晶 Al_3Ni 相的三维形貌。

1.4 力学性能

在铸锭距离中心线 10 mm 处,采用线切割沿纵向截取拉伸试样,拉伸试样截取部位及其形状与尺寸如图 1b 所示,在 Zwick Z020 万能材料试验机上进行常温拉伸试验,拉伸速度为 1 mm/min。采用 Wilson 430 SVD 维氏硬度计测量合金的常温硬度,试验力为 4.9 N,加载时间为 15 s,每个试样测试 10

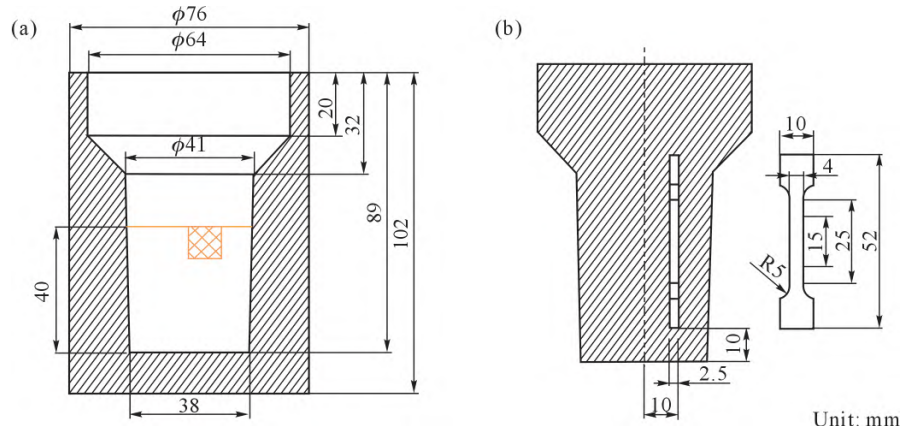


图1 模具与取样示意图:(a)金属型;(b)拉伸试样

Fig.1 Permanent mold and sampling positions: (a) permanent mold; (b) tensile sample

次,去除明显偏差数据后取平均值。

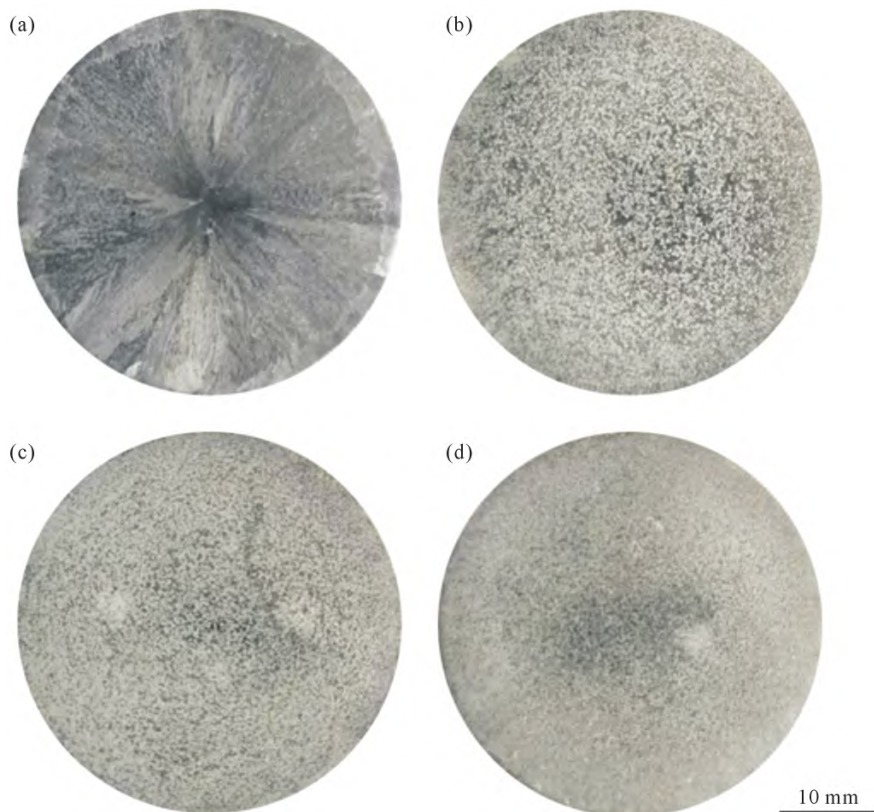
2 实验结果及讨论

2.1 宏观组织

图2为不同Ti、Zr添加量Al-6Ni合金试样横截面的宏观组织,从图2a可以看出,Al-6Ni合金宏观组织全部为粗大柱状晶,沿径向延伸至中心,形成了穿晶组织。Al-6Ni-0.1Ti-0.1Zr合金宏观组织中柱状晶消失,全部为细小等轴晶(图2b);Al-6Ni-0.2Ti-0.2Zr和Al-6Ni-0.3Ti-0.3Zr合金晶粒尺寸进一步减小,肉眼难以分辨晶粒大小,如图2c和d所示。

2.2 XRD 物相分析

图3为Al-6Ni和Ti、Zr微合金化Al-6Ni合金XRD谱。结果显示,Al-6Ni合金由 α -Al相和 Al_3Ni 相组成。而Al-6Ni-0.1Ti-0.1Zr中除 α -Al相和 Al_3Ni 相的衍射峰外,出现了较明显的 Al_3Ti 衍射峰,其(200)晶面峰强为2 473.8 a.u.,以及微弱的 Al_3Zr 衍射峰,其(224)晶面峰强为1 206.6 a.u.。随着Ti、Zr含量的增加, Al_3Zr 的峰强逐渐增加,Al-6Ni-0.2Ti-0.2Zr合金的 $\text{Al}_3\text{Zr}(224)$ 晶面峰强为1 350.3 a.u.,Al-6Ni-0.3Ti-0.3Zr合金的峰强增强至1 454 a.u.,而 Al_3Ti 的峰强则无明显变化。

图2 Al-6Ni-xTi-xZr合金宏观组织:(a) $x=0$; (b) $x=0.1$; (c) $x=0.2$; (d) $x=0.3$ Fig.2 Macrostructures of the Al-6Ni-xTi-xZr alloys: (a) $x=0$; (b) $x=0.1$; (c) $x=0.2$; (d) $x=0.3$

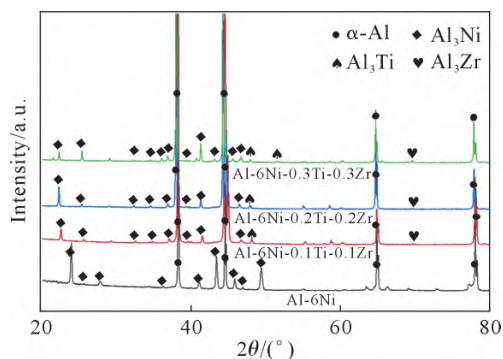


图3 Al-6Ni-xTi-xZr 合金的 XRD 谱
Fig.3 XRD patterns of the Al-6Ni-xTi-xZr alloys

2.3 显微组织

(1)初生 α -Al 相 图4为 Al-6Ni-xTi-xZr 合金显微组织。从图4a 可以看出 Al-6Ni 合金由枝晶状初生 α -Al 和(α -Al-Al₃Ni)共晶团组成,呈典型的亚共晶组织特征。随着 Ti、Zr 的加入,初生 α -Al 由粗大的枝晶向细小等轴生长转变,晶粒尺寸明显减小,且组织中初生 α -Al 的比例逐渐增加。当添加量超过 (0.2%Ti+0.2%Zr)时,晶粒尺寸与初生 α -Al 相比比例的变化不明显。

对组织中初生 α -Al 相的数量和尺寸进行了统

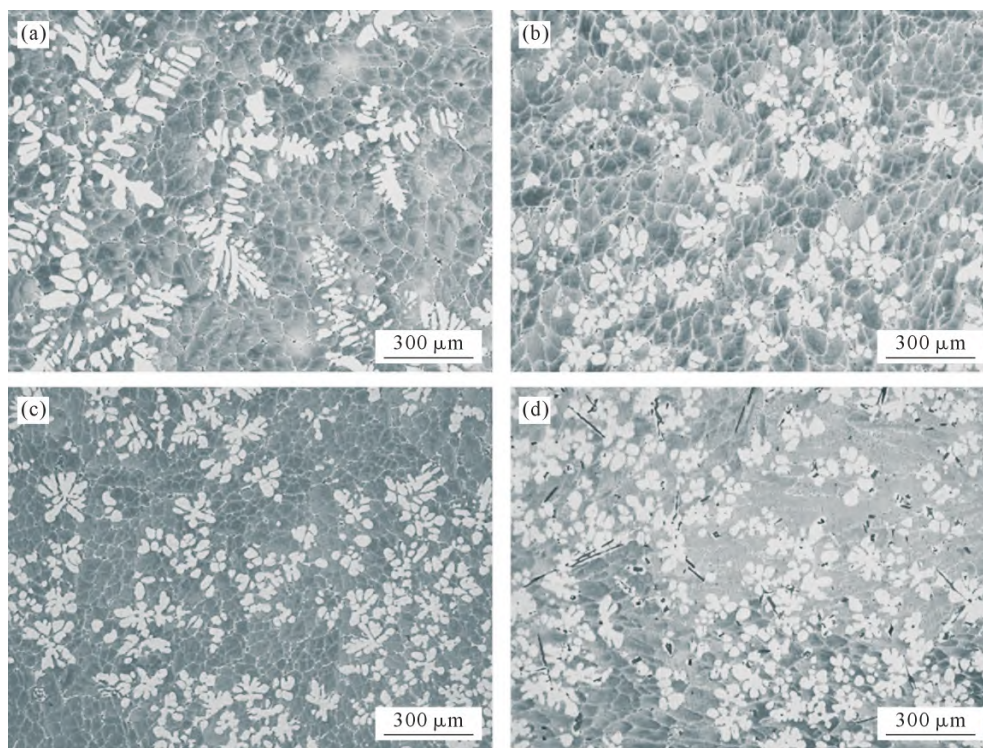


图4 Al-6Ni-xTi-xZr 合金显微组织:(a) $x=0$; (b) $x=0.1$; (c) $x=0.2$; (d) $x=0.3$

Fig.4 Microstructures of the Al-6Ni-xTi-xZr alloys: (a) $x=0$; (b) $x=0.1$; (c) $x=0.2$; (d) $x=0.3$

计分析,如图5所示。结果显示,Al-6Ni 合金中初生 α -Al 相占比为 18.2%,随着 Ti 和 Zr 量增加,初生 α -Al 相的数量增加,Ti 和 Zr 量分别超过 0.2%后,初生 α -Al 相数量增加不明显。初生 α -Al 相的晶粒尺寸随 Ti、Zr 的添加逐渐细化,添加(0.1%Ti+0.1%Zr),初生 α -Al 相的晶粒尺寸由 Al-6Ni 的 571 μm 细化至 152 μm ,继续增加 Ti、Zr 添加量,初生 α -Al 相的晶粒尺寸呈小幅下降。

上述结果显示,Al-6Ni 合金和微合金化 Al-6Ni 合金均出现了一定数量初生 α -Al,且随着 Ti、Zr 含量的增加,初生 α -Al 数量增加,晶粒细化。初生 α -Al 的形成与 Al-Al₃Ni 的非对称型伪共晶共生区有关^[4],如图6所示。因 Al-Al₃Ni 的共晶共生区偏向 Al₃Ni 一层,共晶成分的液相表象点 a 不会过冷到伪共晶区内,只有先结晶出 α -Al 相, α -Al 相向液体中

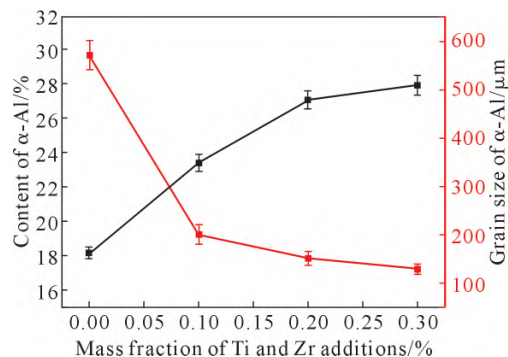


图5 初生 α -Al 相含量与尺寸随 Ti、Zr 添加量的变化
Fig.5 Changes in the primary α -Al phase content and size with the addition of Ti and Zr

排出溶质原子 Ni,当液体的成分达到 b 点(共晶共生区内)时,才能发生共晶转变。其结果类似共晶点右移,共晶合金获得了亚共晶组织。当添加 Ti、Zr 后,铝液形成 Al₃Zr、Al₃Ti,促进 α -Al 形核生长,增加

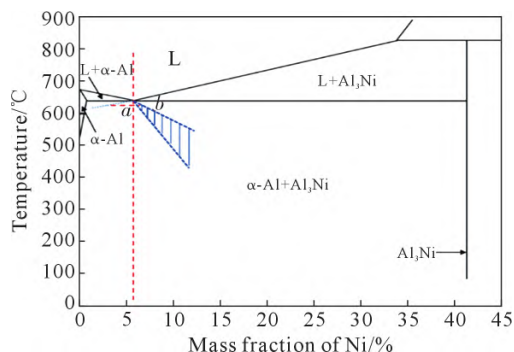


图6 Al-Ni 合金共晶共生区

Fig.6 Eutectic zone of the Al-Ni alloy

α -Al 的数量,并细化 α -Al 相。

(2)共晶组织 图7为不同含量的Ti、Zr联合添加Al-6Ni合金的共晶组织。Al-6Ni合金的共晶组织由中心棒状共晶和边缘层状共晶组成,在共晶边界处存在粗粒状共晶 Al_3Ni 相,这是凝固后期Ni元素偏析形成的粗大 Al_3Ni 。随着微合金化元素添加量的增加,合金中共晶 Al_3Ni 的形貌与尺寸无明显变化。

(3)Ti、Zr化合物 图3的XRD衍射峰显示,添加(0.1%Ti+0.1%Zr)合金中出现了 Al_3Ti 和 Al_3Zr 的衍射峰,对Al-6Ni-0.2Ti-0.2Zr和Al-6Ni-0.3Ti-0.3Zr合金进行了SEM高倍观察分析,如图8所示。由图8a和b可以看出,白色化合物位于初生 α -Al和共晶团边界,表2的EDS成分分析(点1~3)表明,白色化合物包含 $\text{Al}_3(\text{Ti}, \text{Zr})$ 和 Al_3Ni ,这是因为Ni、Ti、Zr在 α -Al中的固溶度极低,偏析于最后凝固的液相,形

表2 图8中化合物的EDS成分分析
Tab.2 EDS analysis of the compounds in Fig. 8
(atomic fraction/%)

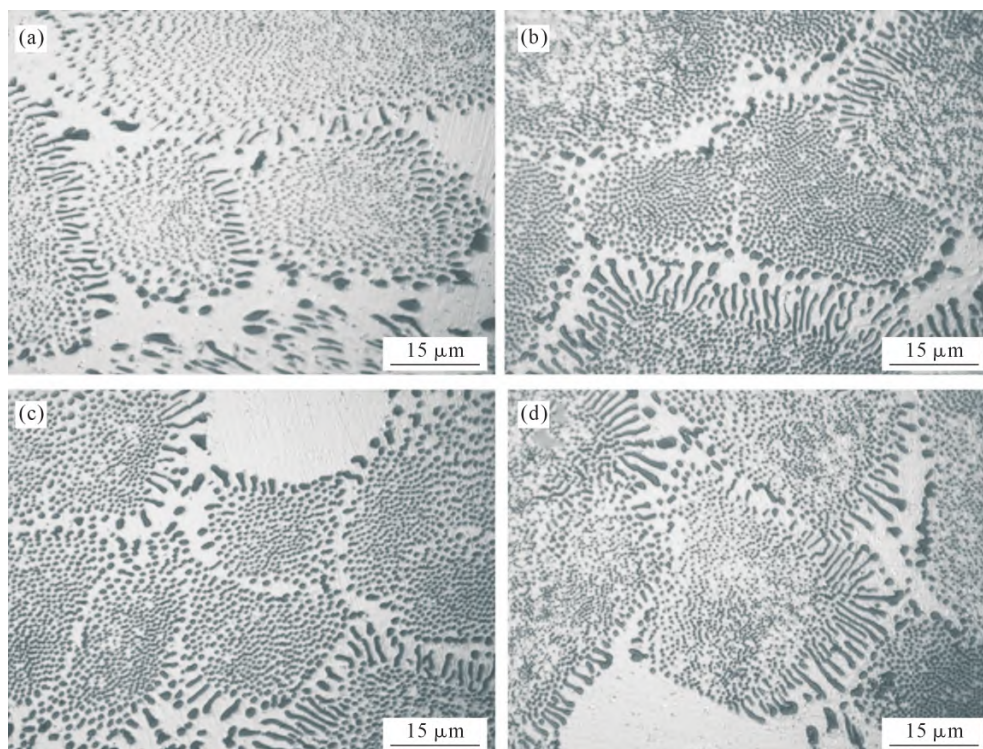
Point	Al	Ni	Ti	Zr	Phase
1	75.78	24.22	0.00	0.00	Al_3Ni
2	81.70	0.17	12.31	5.82	$\text{Al}_3(\text{Ti}, \text{Zr})$
3	74.81	25.19	0.00	0.00	Al_3Ni
4	74.75	25.25	0.00	0.00	Al_3Ni
5	78.66	0.00	17.18	4.16	$\text{Al}_3(\text{Ti}, \text{Zr})$

成颗粒状 $\text{Al}_3(\text{Ti}, \text{Zr})$ 和块状 Al_3Ni 。由图8c和d可知,添加(0.3%Ti+0.3%Zr)时,形成条状 $\text{Al}_3(\text{Ti}, \text{Zr})$ 分布于 α -Al中;而偏析于共晶团边界的Ni形成了针状 Al_3Ni 相。基于二元Al-Ti和Al-Zr相图可知,Al-Ti的包晶点和Al-Zr合金的包晶点分别为0.15%Ti和0.28%Zr^[15],当添加(0.2%Ti+0.2%Zr)时析出少量 Al_3Ti 和 Al_3Zr 相,而添加(0.3%Ti+0.3%Zr)时,析出条状初生 Al_3Ti 和 Al_3Zr 相。在铝合金中, Al_3Ti 和 Al_3Zr 化合物中的Ti和Zr可以相互置换,形成初生 $\text{Al}_3(\text{Ti}, \text{Zr})$ 相。

2.4 凝固过程

图9a为Al-6Ni合金凝固曲线及一阶微分与二阶微分曲线,基于一阶微分和二阶微分曲线可确定合金凝固的特征参数。图9b为Al-6Ni-xTi-xZr合金的凝固曲线,基于图9a的分析方法获得各凝固曲线的特征温度,如表3所示。

由图9b可知,Al-6Ni及微合金化Al-6Ni合金的

图7 Al-6Ni-xTi-xZr 合金共晶组织:(a) $x=0$; (b) $x=0.1$; (c) $x=0.2$; (d) $x=0.3$ Fig.7 Eutectic microstructures of the Al-6Ni-xTi-xZr alloys: (a) $x=0$; (b) $x=0.1$; (c) $x=0.2$; (d) $x=0.3$

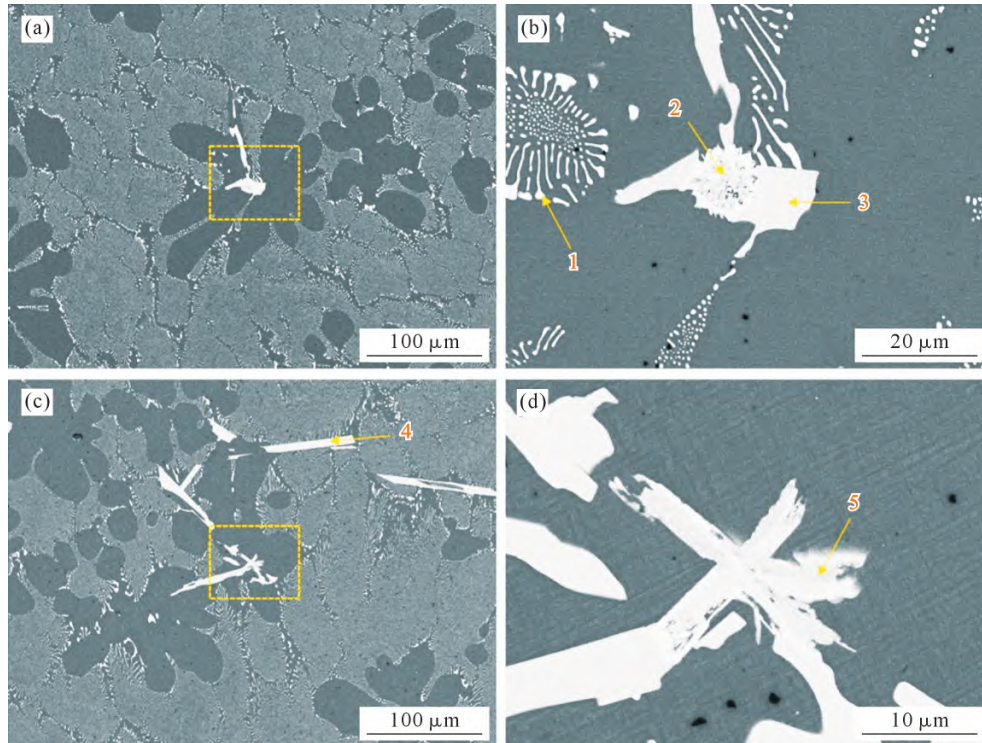


图 8 Al-6Ni-xTi-xZr 合金中含 Ti、Zr 金属化合物:(a, b) $x=0.2$; (c, d) $x=0.3$

Fig.8 Compounds containing Zr and Ti in Al-6Ni-xTi-xZr alloys: (a, b) $x=0.2$; (c, d) $x=0.3$

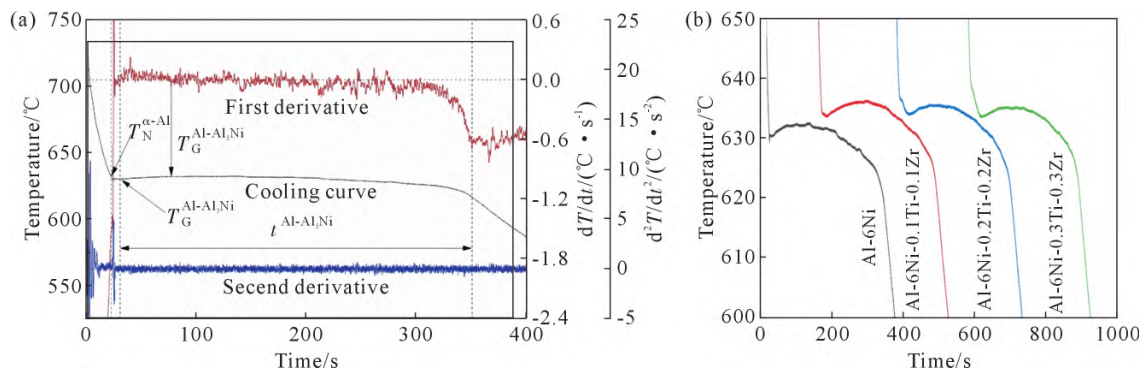


图 9 凝固曲线及分析:(a) Al-6Ni 合金凝固曲线及一阶、二阶微分;(b) Al-6Ni-xTi-xZr 合金凝固曲线

Fig.9 Solidification curve and analysis: (a) solidification curve of the Al-6Ni alloy and differential transformation; (b) solidification curves of the Al-6Ni-xTi-xZr alloys

表 3 Al-6Ni-xTi-xZr 合金凝固曲线特征参数

Tab.3 Characteristic parameters of the Al-6Ni-xTi-xZr alloy solidification curves

Alloys	$T_N^{\alpha-Al}$ /°C	$T_N^{Al-Al_3Ni}$ /°C	$T_G^{Al-Al_3Ni}$ /°C	$\Delta T_R^{Al-Al_3Ni}$ /°C	t^{Al-Al_3Ni} /s
Al-6Ni	632.0	630.4	631.9	1.6	318
Al-6Ni-0.1Ti-0.1Zr	634.3	633.8	635.7	2.4	312
Al-6Ni-0.2Ti-0.2Zr	636.7	635.2	635.4	1.8	310
Al-6Ni-0.3Ti-0.3Zr	638.5	635.8	634.8	1.4	306

凝固曲线上均有初生 α -Al 析出平台, 表明共晶 Al-6Ni 合金中析出了初生 α -Al 相。从表 3 可以看出, Al-6Ni 合金初生 α -Al 相形核温度为 632.0 °C, 随着 Ti、Zr 含量的增加, 形核温度逐渐提高, 当添加(0.3% Ti+0.3%Zr)时形核温度为 638.5 °C, 这是由于添加 Ti、Zr 后形成 Al_3Zr 或 Al_3Ti , 初生 α -Al 相依附于这些化合物形核, 过冷度降低, 形核温度升高^[16-17]。

共晶凝固阶段, 与 Al-6Ni 合金相比, 添加(0.1%Zr +0.1%Ti), 共晶的形核温度 $T_N^{Al-Al_3Ni}$ 、生长温度 $T_G^{Al-Al_3Ni}$ 和共晶再辉 $\Delta T_R^{Al-Al_3Ni}$ 均有提高, 而共晶凝固时间 t^{Al-Al_3Ni} 缩短。继续增加 Ti、Zr 量, $T_N^{Al-Al_3Ni}$ 小幅升高, 而 $T_G^{Al-Al_3Ni}$ 、 $\Delta T_R^{Al-Al_3Ni}$ 和 t^{Al-Al_3Ni} 连续减小, 这是因为 Ti、Zr 的添加, 初生 α -Al 相形核和长大的温度升高, 共晶

形核温度升高。但是,由于 α -Al 相的数量增加,共晶共生生长需要更低的温度(图 6),造成共晶再辉温度和生长温度下降,且共晶体的数量相应减少,共晶凝固时间缩短。

2.5 力学性能

由图 10 Al-6Ni- x Ti- x Zr 合金的拉伸应力-应变曲线可知 Al-6Ni-0.2Ti-0.2Zr 和 Al-6Ni-0.3Ti-0.3Zr 合金的强度和塑性较好。表 4 为 Al-6Ni- x Ti- x Zr 合金的拉伸性能和维氏硬度。由表可知,Al-6Ni 合金抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 129 MPa、66 MPa 和 16%,而 Al-6Ni-0.2Ti-0.2Zr 合金抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 140 MPa、82 MPa 和 26%,较 Al-6Ni 合金分别提高了 8%、25%和 61%。这是因为 Ti 和 Zr 的联合添加使初生 α -Al 由粗大树枝状向花瓣状转变,并显著减小初生 α -Al 的晶粒尺寸,但共晶组织并未因 Ti、Zr 的添加而发生显著变化。Al-6Ni-0.3Ti-0.3Zr 合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 133 MPa、71 MPa 和 17%,均较 Al-6Ni-0.2Ti-0.2Zr 合金有降低。虽然 Al-6Ni-0.3Ti-0.3Zr 合金的初生 α -Al 相晶粒较小,但当 Ti、Zr 含量高时,合金中出现少量条状 $\text{Al}_3(\text{Ti}, \text{Zr})$ 相和块状 Al_3Ni 相,这些条状或块状相在受力时易引起应力集中,萌生裂纹,造成材料的早期断裂,对合金的强度和塑性均造成不利影响^[8]。

表 4 的硬度数值显示,随着 Ti、Zr 的添加,Al-6Ni- x Ti- x Zr 合金的硬度逐渐升高,这与初生 α -Al 相的晶粒细化、高 Ti、Zr 含量时析出的条状 $\text{Al}_3(\text{Ti}, \text{Zr})$ 相和块状 Al_3Ni 相有关。

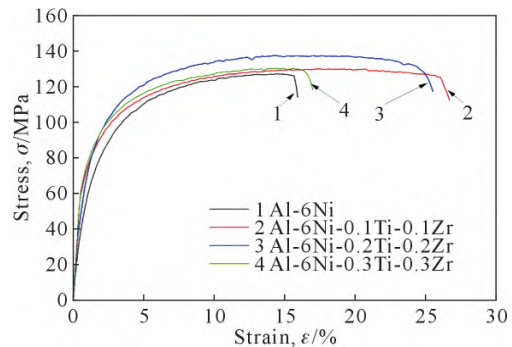


图 10 Al-6Ni- x Ti- x Zr 合金拉伸应力-应变曲线
Fig.10 Tensile stress-strain curves of the Al-6Ni- x Ti- x Zr alloys

表 4 Al-6Ni- x Ti- x Zr 合金力学性能
Fig.4 Mechanical properties of Al-6Ni- x Ti- x Zr alloys

Alloys	R_m/MPa	$R_{p0.2}/\text{MPa}$	$A/\%$	Hardness(HV)
Al-6Ni	129±4.0	66±1.7	16±0.4	52±1.4
Al-6Ni-0.1Ti-0.1Zr	136±3.6	70±1.8	24±0.4	60±1.6
Al-6Ni-0.2Ti-0.2Zr	142±3.9	82±2.0	26±0.5	62±1.6
Al-6Ni-0.3Ti-0.3Zr	133±3.6	71±1.9	17±0.4	63±1.7

图 11 为 Al-6Ni- x Ti- x Zr 合金拉伸试样的断口形貌。如图 11a 所示,Al-6Ni 合金断口呈现出由撕裂棱、韧窝和解理面组成的混合形态,共晶区以共晶 Al_3Ni 相为中心形成韧窝。随着 Ti、Zr 的添加,解理面减少,韧窝区增加,当加入(0.2%Zr+0.2%Ti)时,断口由撕裂棱、韧窝和少量解理面组成,这是因为初生 α -Al 相的晶粒细化,合金韧性提高。但是,当加入(0.3%Zr+0.3%Ti)时,由于组织中出现了少量条状 $\text{Al}_3(\text{Ti}, \text{Zr})$ 相和针状、块状 Al_3Ni 相,解理面占比又开始增加,合金塑性下降,断口的形态变化与合金的组织 and 拉伸性能呈现良好的对应关系。

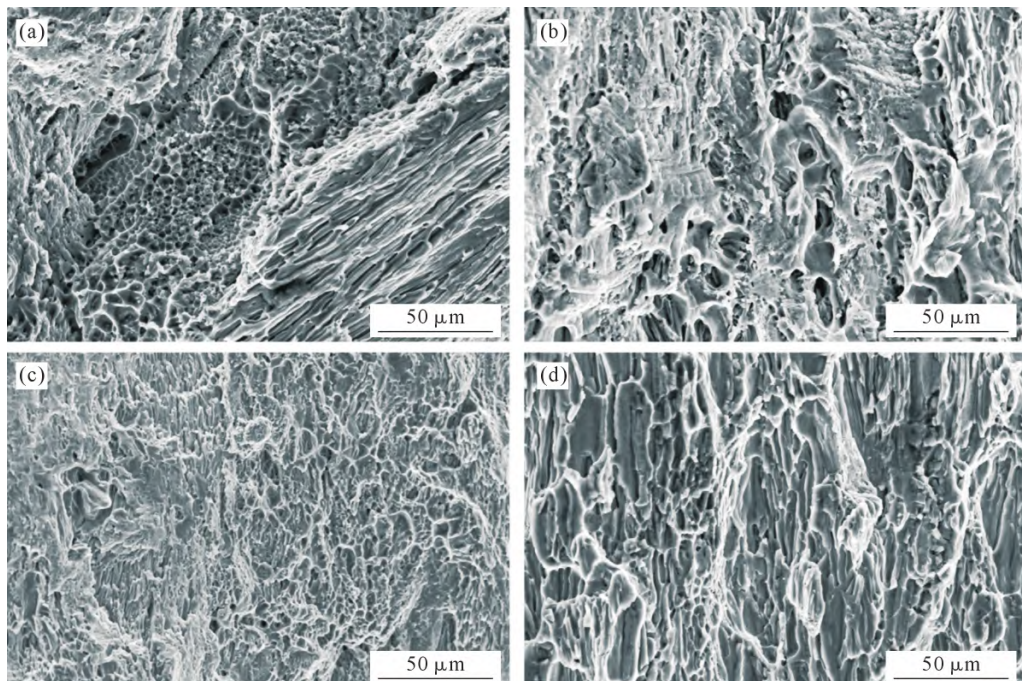


图 11 Al-6Ni- x Ti- x Zr 合金拉伸试样断口形貌:(a) $x=0$; (b) $x=0.1$; (c) $x=0.2$; (d) $x=0.3$
Fig.11 Tensile fracture morphology of the Al-6Ni- x Ti- x Zr alloys: (a) $x=0$; (b) $x=0.1$; (c) $x=0.2$; (d) $x=0.3$

3 结论

(1)金属型铸造 Al-6Ni 共晶合金组织由初生 α -Al 相和(α -Al+Al₃Ni)共晶组成,呈典型亚共晶组织。随着 Ti、Zr 的添加,初生 α -Al 相数量逐渐增加,其晶粒尺寸逐渐减小。

(2)在 Al-6Ni 合金中添加 Ti、Zr,初生 α -Al 相的形核温度升高,添加(0.3%Zr+0.3%Ti)时,初生 α -Al 相的形核温度由 632 ℃ 升高至 638.5 ℃,而共晶凝固时间则随 Ti、Zr 的添加而逐渐减少。

(3)Ti、Zr 对 Al-6Ni 合金的共晶组织无明显影响,当添加(0.2%Zr+0.2%Ti)和(0.3%Zr+0.3%Ti)时,共晶团边界形成了少量条状 Al₃(Ti, Zr)相和块状 Al₃Ni 相。

(4)Al-6Ni-0.2Ti-0.2Zr 合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 140 MPa、82 MPa 和 26%,较 Al-6Ni 合金分别提高了 8%、25%和 61%,其断口由撕裂棱、韧窝和少量解理面组成,以韧性断裂为主。

参考文献:

- [1] SUWANPREECHA C, PANDEE P, PATAKHAM U, LIMMANEEVICHITR U. New generation of eutectic Al-Ni casting alloys for elevated temperature services[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 709: 46-54.
- [2] CZERWINSKI F. Thermal stability of aluminum-nickel binary alloys containing the Al-Al₃Ni eutectic[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2021, 52: 4342-4356.
- [3] KAYA H, BÖYÜK U, ÇADIRLI E, MARASLI N. Measurements of the microhardness, electrical and thermal properties of the Al-Ni eutectic alloy[J]. *Materials & Design*, 2012, 34: 707-712.
- [4] PANDEY P, MAKINENI S K, GAULT B, CHATTOPADHYAY K. On the origin of a remarkable increase in the strength and stability of an Al rich Al-Ni eutectic alloy by Zr addition[J]. *Acta Materialia*, 2019, 170: 205-217.
- [5] SANKANIT P, UTHAISANGSUK V, PANDEE P. Thermal stability of Al-4Ni-1Mn alloy with Sc and Zr addition[J]. *Materials Characterization*, 2022, 192: 112227.
- [6] DENG J W, CHEN C, LIU X C, LI Y P, ZHOU K C, GUO S M. A high-strength heat-resistant Al-5.7Ni eutectic alloy with spherical Al₃Ni nano-particles by selective laser melting[J]. *Scripta Materialia*, 2021, 203: 114034.
- [7] DING R, DENG J W, LIU X C, WU Y Y, GENG Z W, LI D, ZHANG T M, CHEN C, ZHOU K C. Enhanced mechanical properties and thermal stability in additively manufactured Al-Ni alloy by Sc addition[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 934: 167894.
- [8] SUWANPREECHA C, RAKHMONOV J U, CHANKITMUNKONG S, PANDEE P, DUNAND D C, LIMMANEEVICHITR C. Ambient- and elevated temperature properties of Sc- and Zr modified Al-6Ni alloys strengthened by Al₃Ni microfibers and Al₃(Sc, Zr) nanoprecipitates[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 841: 142963.
- [9] CHEN X, JIN T, CHEN J, XI W G, CAI Q Z, CHENG J F, JIANG W M. Effect of Zr and Ti addition on solidification microstructure and mechanical properties of Al-4Ni-0.4V alloy[J]. *Materials Today Communications*, 2025, 44: 111935.
- [10] KWON S Y, SHIN D, MICHIRI R A, POPLAWSKY J D, WANG H, YANG Y, BAHL S, SHYAM A, PLOTKOWSKI A. Effect of microalloying additions on microstructural evolution and thermal stability in cast Al-Ni alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2024, 997: 174810.
- [11] MÁLEK P, JANEČEK M, SMOLA B, BARTUŠKA P, PLEŠTIL J. Structure and properties of rapidly solidified Al-Zr-Ti alloys[J]. *Journal of Materials Science*, 2000, 35: 2625-2633.
- [12] KNIPLING K E, DUNAND D C, SEIDMAN D N. Precipitation evolution in Al-Zr and Al-Zr-Ti alloys during isothermal aging at 375-425 ℃[J]. *Acta Materialia*, 2008, 56(1): 114-127.
- [13] KNIPLING K E, DUNAND D C, SEIDMAN D N. Precipitation evolution in Al-Zr and Al-Zr-Ti alloys during aging at 450-600 ℃[J]. *Acta Materialia*, 2008, 56(6): 1182-1195.
- [14] 崔忠圻, 覃耀春. 金属学与热处理(第3版)[M]. 北京: 机械工业出版社, 2020.
- [15] CUI Z Q, QIN Y C. Metallography and heat treatment (3rd edition)[M]. Beijing: China Machine Press, 2020.
- [16] KNIPLING K, DUNAND D, SEIDMAN D. Nucleation and precipitation strengthening in dilute Al-Ti and Al-Zr alloys[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2007, 38: 2552-2563.
- [17] 陈志强, 胡文鑫, 石磊, 王玮. 复合稀土与 Al-Ti-B 协同作用对 6061 铝合金微观组织和力学性能的影响[J]. *铸造技术*, 2022, 43(10): 897-905.
- [18] CHEN Z Q, HU W X, SHI L, WANG W. Synergistic effect of misch metal and Al-Ti-B on the microstructure and mechanical properties of 6061 aluminum alloy[J]. *Foundry Technology*, 2022, 43(10): 897-905.
- [19] 张鑫, 杨成刚, 吴杰杰, 张嘉祺, 杨龙威, 管仲达. Ti、Zr 对纯铝组织和性能的复合影响[J]. *铸造技术*, 2021, 42(9): 754-758.
- [20] ZHANG X, YANG C G, WU J J, ZHANG J Q, YANG L W, GUAN Z D. Combined effects of Ti and Zr on microstructure and property of pure aluminum[J]. *Foundry Technology*, 2021, 42(9): 754-758.
- [21] 席卫国, 陈旭, 陈吉, 程婧瑶, 蔡启舟. 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.
- [22] XI W G, CHEN X, CHEN J, CHENG J F, CAI Q Z. Effect of V alloying on the solidification microstructure and mechanical properties of Al-9Si alloy[J]. *Foundry Technology*, 2024, 45(3): 279-287.

(责任编辑:杨浩雪)