

# 微量Ni基非晶对Al-Si合金组织和高温拉伸性能的调控机制

朱琳<sup>1</sup> 王振阳<sup>1</sup> 段浩<sup>2</sup> 张文达<sup>3</sup> 白培康<sup>1</sup>

(1. 太原科技大学材料科学与工程学院, 太原 030024; 2. 山西铁路装备制造集团有限公司太原振北实业开发有限公司, 太原 030003; 3. 中北大学材料科学与工程学院, 太原 030051)

**摘要** 制备了微量Ni基非晶合金调控的Al-Si合金。结果表明,Ni基非晶合金的加入使合金的组织得到全面细化。 $\alpha$ -Al的枝晶尺寸和共晶Si的长度分别减小到原来的12.8%和48.1%。添加0.05%的Ni基非晶的Al-Si合金的高温强度和塑性明显高于未调控合金。在260℃下,Ni基非晶调控的Al-Si合金屈服强度、抗拉强度和断裂应变分别提高了34.9%、20.0%和15.8%。Ni基非晶合金调控Al-Si合金高温强韧化机制主要为:析出强化、短棒状共晶Si钉扎晶界强化和析出相对位错滑移和位错攀移的阻碍作用。晶粒细化主要促进了高温条件下合金塑性的提高。

**关键词** Al-Si合金; Ni基非晶; 微观组织; 高温力学性能

**中图分类号** TG146.21; TG139<sup>+</sup>.8

**文献标志码** A

**DOI**: 10.15980/j.tzzz.T20250360

## Regulation Mechanism of Trace Ni-based Amorphous Alloy on the Microstructure and High-temperature Tensile Properties of Al-Si Alloys

ZHU Lin<sup>1</sup>, WANG Zhenyang<sup>1</sup>, DUAN Hao<sup>2</sup>, ZHANG Wenda<sup>3</sup>, BAI Peikang<sup>1</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024; 2. Taiyuan Zhenbei Industrial Development Co., Ltd., Shanxi Railway Equipment Manufacturing Group Co., Ltd., Taiyuan 030003; 3. School of Materials Science and Engineering, North University of China, Taiyuan 030051)

**Abstract:** Al-Si alloys regulated by trace Ni-based amorphous alloys were prepared. The results indicate that the addition of Ni-based amorphous alloys comprehensively refines the microstructure of the alloy. The dendrite size of  $\alpha$ -Al and length of eutectic Si are reduced to 12.8% and 48.1%, respectively. The high-temperature strength and plasticity of Al-Si alloy with 0.05% Ni-based amorphous alloy addition are significantly higher than those of unregulated one. At 260 °C, the yield strength, tensile strength, and fracture strain of Al-Si alloy regulated by Ni-based amorphous alloy are increase by 34.9%, 20.0%, and 15.8%, respectively. The high-temperature strengthening and toughening mechanism are dominated by precipitation strengthening, grain boundary strengthening of short rod-like eutectic Si pinning, and the hindrance of precipitates to dislocation slip and climb. Grain refinement mainly promotes the improvement of alloy plasticity at high temperatures.

**Key Words:** Al-Si Alloys, Ni-based Amorphous Alloy, Microstructure, High-temperature Mechanical Properties

Al-Si合金是一种可热处理强化铝合金,并逐渐在汽车零部件领域得到广泛应用,主要用于制造结构复杂和中等载荷的结构件,如汽车轮毂、变速箱外壳和汽缸盖等<sup>[1-3]</sup>。汽车零部件经过长时间使用温度会升高,且部分零部件长期在高温条件下服役,因

此随着汽车等交通工具的快速发展对Al-Si合金的高温性能提出了更高的要求。一般会采用合金化、变质或孕育处理来改善合金的高温性能<sup>[4-6]</sup>。在合金中加入Mg和Cu元素,可以形成Mg<sub>2</sub>Si、Al<sub>2</sub>Cu和/或Q相,提高合金性能。MOHAMED A M A等<sup>[7]</sup>研

收稿日期:2025-09-22;修订日期:2025-10-13

基金项目:山西省基础研究计划(自由探索类)青年科学研究资助项目(202303021222172);山西省回国留学人员科研资助项目(2024-129);山西省优秀来晋博士科研资助项目(20232126);太原科技大学博士科研启动金资助项目(20232017);2024年度山西省科技重大专项资助项目(202401050201003)

第一作者简介:朱琳,女,1993年出生,讲师,E-mail: zhulin@tyust.edu.cn

引用格式:朱琳,王振阳,段浩,等. 微量Ni基非晶对Al-Si合金组织和高温拉伸性能的调控机制[J]. 特种铸造及有色合金,2025,45(11):1740-1748.

ZHU L, WANG Z Y, DUAN H, et al. Regulation mechanism of trace Ni-based amorphous alloy on the microstructure and high-temperature tensile properties of Al-Si alloys[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2025, 45(11): 1740-1748.

究了添加 Zr 和 Ni 后 A354 铸造铝合金的高温拉伸行为。添加 Zr 和 Ni 后,合金组织以 $(Al, Si)_3(Zr, Ti)$ 、 $Al_3CuNi$  和  $Al_3NiFe$  金属间化合物相为主,且合金的抗拉强度随着温度的升高而降低。与 A354 铸造铝合金相比,0.2% 的 Zr 和 0.2% 的 Ni 的同时添加使得合金在 300 ℃ 下的拉伸性能提高了 30%。在断口表面观察到了塑性断裂特征的韧窝,含 Ni 和 Zr 的金属间化合物阻碍裂纹的扩展,有助于提高材料的强度;另一方面,合金内部的孔洞则有利于裂纹的萌生。KASPRZAK W 等<sup>[8]</sup>研究了添加 Zr-V-Ti 后 Al-Si-Cu-Mg 合金的力学性能,发现在高温下屈服强度略有提高。但是这些过渡元素的加入大大增加了工业生产成本和熔体黏度,从而降低了铸造性能。另一些研究者试图通过增加原始元素的含量来提高材料的力学性能。YANG Y 等<sup>[9]</sup>发现 Al-Si-Cu-Ni-Mg 合金的抗拉强度在高温下随着 Cu 含量的增加而升高,而在室温下随着 Cu 含量的增加抗拉强度降低,说明适当提高 Cu 含量可以提高合金的高温拉伸性能。但是高温下力学性能低仍是制约 Al-Si 合金发展的主要因素。陶瓷颗粒增强的铝基复合材料(AMCs)室温和高温下取得了较高的综合力学性能。微米级陶瓷颗粒,如 TiC 和 SiC 增强铝基复合材料,具有较高的强度和硬度,但塑性较差,而纳米级陶瓷颗粒 TiC 和 TiB<sub>2</sub> 等颗粒表现出优异的强度和塑性<sup>[10]</sup>。但是,由于陶瓷颗粒制备工艺复杂和成本高,限制了其工业化广泛应用。因此,开发出一种低成本强化方法且具有优异高温力学性能的 Al-Si 合金至关重要。

本研究研究 180~300 ℃ 下 Ni 基非晶对 Al-Si 合金高温拉伸性能的影响,探讨在温度和应力场耦合作用下 Ni 基非晶对 Al-Si 合金的高温强化机制,为研发具有优异高温性能的 Al-Si 合金提供参考。

1 试样制备与方法

本试验采用基体合金的化学成分见表 1。Ni 基非晶合金的化学成分为 Ni<sub>60</sub>Nb<sub>25</sub>Ti<sub>15</sub> (摩尔分数,%)。为了促进 Ni 基非晶合金的均匀分散,将 Ni 基非晶合金条带在机械球磨机中以 200 r/min 的速度研磨 2 h 得到非晶合金粉末,经过高速球磨后,非晶合金粉末的直径在 10~30 μm 之间。然后将这些微米级非晶合金粉末和 Al 粉末( $m_{\text{非晶合金}}:m_{\text{铝粉}}=1:3$ ) (约 48 μm) 以 50 r/min 的速度充分混合 2 h,最后压制成直径为 25 mm 的圆柱形坯体。采用坩埚式电阻熔炼炉制备 Al-Si 合金。首先,将亚共晶 Al-Si 合金锭放在内置有

石墨坩埚的电阻炉中,升温到 740 ℃,待合金锭完全熔化并保温 20 min 后加入精炼剂进行精炼除渣,然后保温 10 min,加入事先称量好并预热到 180 ℃ 的 Ni 基非晶合金(0~0.1%),最后将合金液浇注于提前预热到 250 ℃ 的金属型(200 mm×150 mm×20 mm)中凝固形成铸锭。热处理工艺:固溶处理工艺为 540 ℃×8 h,水淬;自然时效 8 h,人工时效工艺为 160 ℃×8 h (T6 处理)。在热处理后的试样上取样(10 mm×10 mm×10 mm),在预磨机上依次用 600、1 000、1 500 和 2 000 目砂纸进行预磨处理,然后在抛光机上机械抛光。使用体积分数为 10% 的高氯酸酒精溶液进行表面腐蚀,然后用酒精清洗。TEM 试样制样步骤:先用 5 000 目砂纸将试样磨至 20 μm 厚,冲成直径为 3 mm 薄片,用酒精清洗后,采用离子减薄得到 TEM 试样。

表 1 Al-Si 合金的化学成分  
Tab.1 Chemicals composition of Al-Si alloy %

| $w_B$ |      |      |      |       |      |      |    |
|-------|------|------|------|-------|------|------|----|
| Si    | Mg   | Fe   | V    | Sr    | Ni   | Zn   | Al |
| 6.42  | 0.30 | 0.11 | 0.02 | 0.015 | 0.01 | 0.01 | 余量 |

Ni 基非晶合金的差热分析和物相分析分别在差扫描量热计(DSC, TA SDT-Q600)和 X 射线衍射仪(XRD, D/Max 2500PC Rigaku)上进行。Al-Si 合金的金相组织分析在金相显微镜(OM, Axio Imager A2m, Zeiss)上进行。微观组织分析在扫描电镜(SEM, VEGA3 XM, Tescan)上进行。析出相的形貌和尺寸在透射电镜(TEM, JEM-2100F, JEOL)上进行观察。室温拉伸性能测试是在 MTS 伺服液压测试系统(MTS 810)上进行的,拉伸速率为  $3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ,拉伸试样的尺寸见图 1。

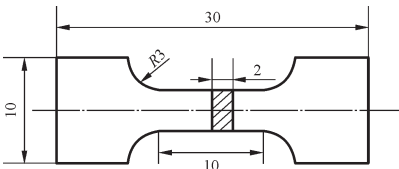


图 1 拉伸试样尺寸示意图

Fig.1 Schematic diagram of dimensions of tensile specimens

2 试验结果及分析

2.1 微观组织

图 2 为 NiNbTi 非晶合金球磨前后以及 NiNbTi 非晶合金与纯 Al 粉的混合物的 SEM 和 EDS 图像。可以看出,球磨后非晶合金粉末和铝粉呈微米级颗粒均匀分布,其中大尺寸的为铝粉,小尺寸的非晶合金粉末。此种方法制备的非晶合金组织调控剂有利于非晶

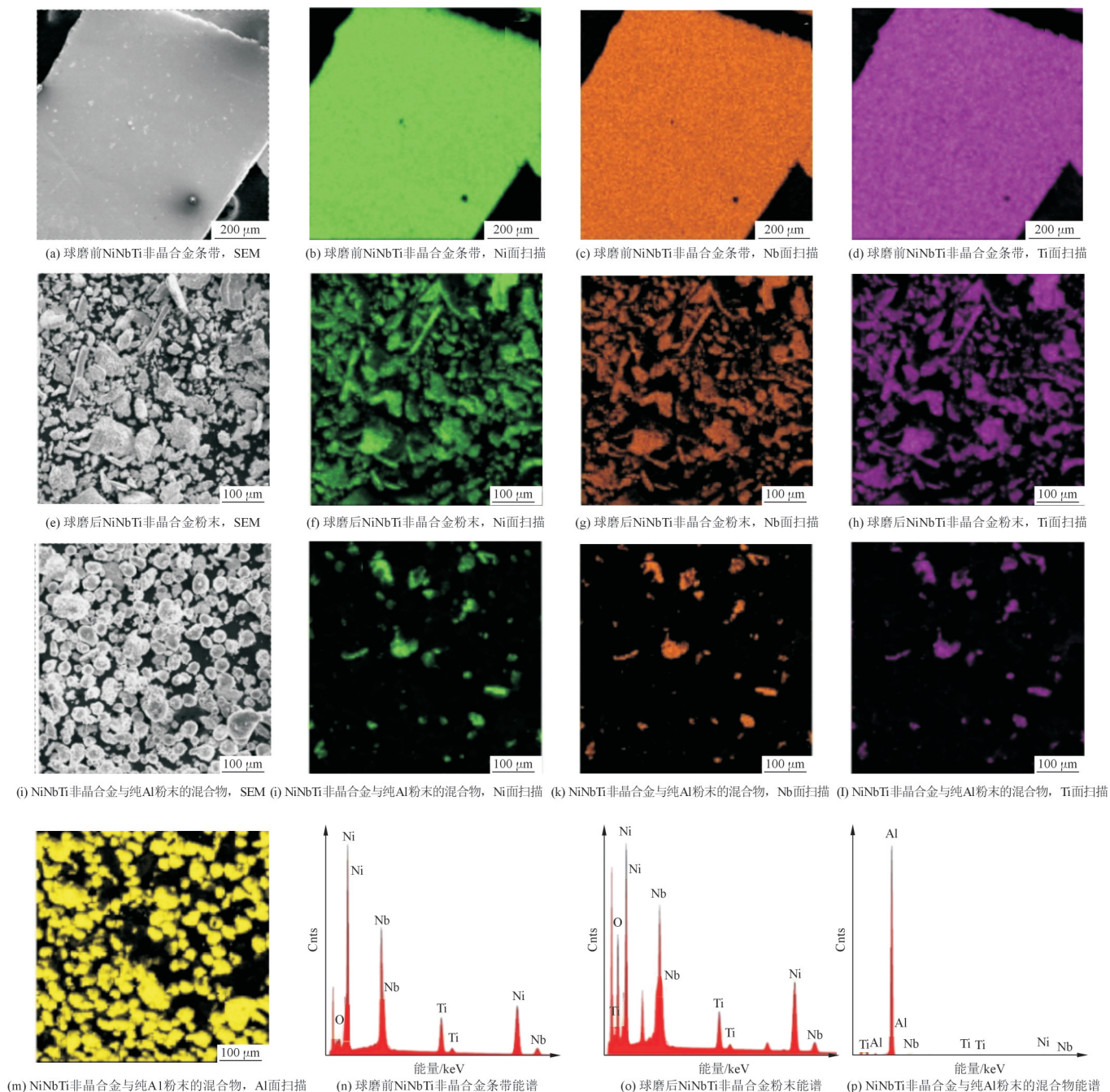


图2 Ni基非晶合金的SEM和EDS图像

Fig.2 SEM images and EDS results of Ni-based amorphous alloy

合金粉末的均匀分散并充分降低了混合粉末的孔隙率。非晶合金粉末和Al粉末的微米级混合物具有较大的比表面积,更易于均匀地分散在熔体中,有利于非晶合金粉末后续的完全晶化。

图3为Ni基非晶合金经不同温度和时间退火后的XRD图。可以看出,在退火处理后,Ni基非晶合金不再表现出非晶合金短程有序、长程无序的特点,表明Ni基非晶合金经过高温物理晶化后形成了晶体,且主要由NiTi、NbTi和Ni<sub>3</sub>Nb等晶化相组成。退火温度越高、时间越长,晶化程度越高,晶化越充分。在Ni基非晶合金

调控的Al-Si合金中,Ni基非晶合金物理晶化形成晶化的过程发生在铝熔体中,铝熔体的温度(740℃)明显高于Ni基非晶的晶化温度而低于其熔化温度,说明非晶合金在铝熔体中可以发生晶化,形成晶体。之前的研究发现<sup>[11]</sup>,非晶合金晶化形成的晶化相可以在液固相变中作为Al和Si相异质形核的核心,细化晶粒,使共晶Si细化和球化,同时使合金的室温力学性能得到提高。

从液固相变-微观组织调控-固态相变-强韧化一体化研究出发,深入研究Ni基非晶在Al-Si合金中的微观组织调控机理和强韧化机制。图4为Ni基非晶

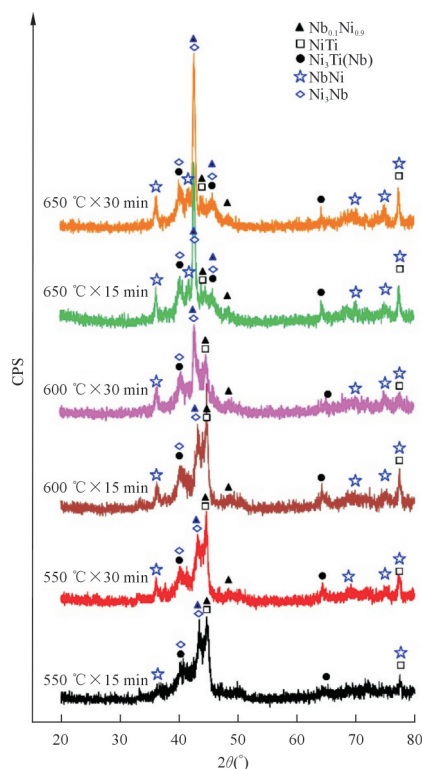


图3 Ni基非晶合金经不同温度和时间退火后的XRD图

Fig.3 XRD patterns of Ni-based amorphous alloys after annealing at different temperatures and durations

对 Al-Si 合金微观组织的影响。可以看出,未调控合

金主要由粗大的树枝晶和针状的共晶 Si 组成,其中  $\alpha$ -Al 枝晶的平均晶粒尺寸为  $1\,720\,\mu\text{m}$ 。在添加 0.05% Ni 基非晶的 Al-Si 合金中, $\alpha$ -Al 枝晶明显细化,且枝晶弱化成近等轴晶,平均晶粒尺寸为  $237\,\mu\text{m}$ 。共晶 Si 主要沿着晶界和枝晶间分布。未调控合金中的共晶 Si 呈针状,平均长度为  $27\,\mu\text{m}$ 。在添加 0.05% Ni 基非晶的 Al-Si 合金中,共晶 Si 的尺寸急剧减小,尖角变得钝化呈短棒状,其平均长度减小到了  $13\,\mu\text{m}$ 。未调控合金中  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相的数量少、尺寸大。调控合金中  $\text{Mg}_2\text{Si}$  的尺寸更细小,数量密度更高,分布更均匀, $\text{Mg}_2\text{Si}$  相的尺寸减小到了原来的 5.4%,大大改善了合金中第二相的尺寸、形貌和分布。这主要是由于在凝固过程中,晶化相在液固相变  $\alpha$ -Al 形核时作为其异质形核的核心,使枝晶弱化,细化晶粒;同时其他没有被固液界面捕获的晶化相被推入枝晶间区域,大部分晶化相则吸附在固液界面前沿阻碍共晶 Si 长大;同时, $\alpha$ -Al 晶粒细化使晶界更曲折且长度增加,使得元素偏析减弱,第二相分布更均匀,在固溶热处理时,原子扩散距离短,溶质元素均匀度提高,使得时效热处理时析出相激活能降低, $\text{Mg}_2\text{Si}$  相更易于同时形核和长大,使得参与  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相长大的 Mg 和 Si 原子不足,因此细化了  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相。

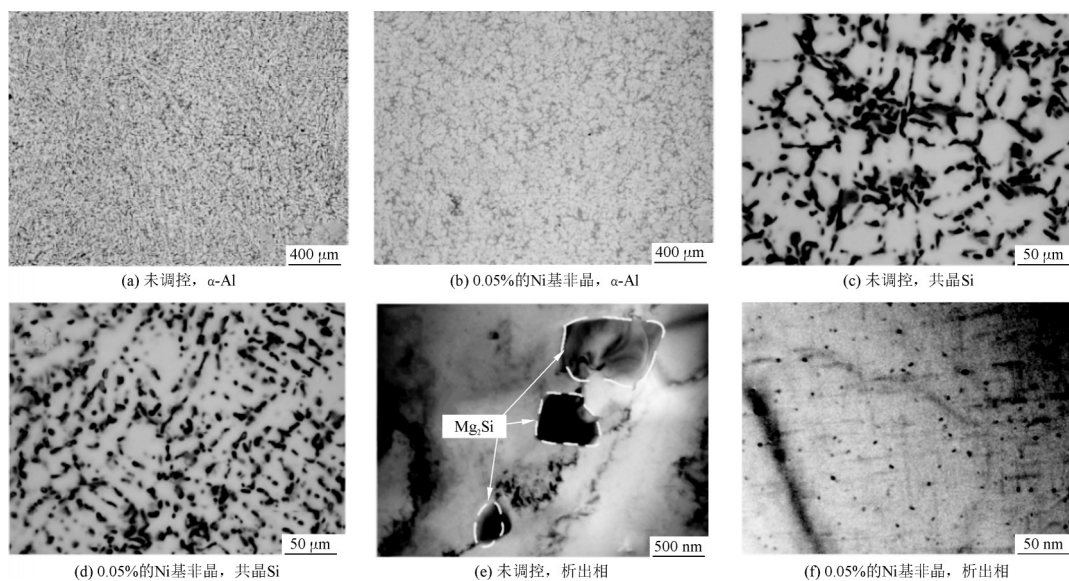


图4 Ni基非晶调控 Al-Si 合金微观组织

Fig.4 Microstructures of Al-Si alloys regulated by Ni-based amorphous alloy

## 2.2 高温拉伸性能

图5为不同 NiNbTi 非晶含量调控的 Al-Si 合金在 180、220、260 和 300 °C 下的真应力-真应变曲线。表2为不同 NiNbTi 非晶含量调控的 Al-Si 合金在 180、220、260 和 300 °C 条件下的屈服强度( $\sigma_{0.2}$ )、抗拉强度( $\sigma_b$ )和断裂应变( $\epsilon_f$ )。由图5和表2表明,微量 Ni 基非

晶的添加可以同时提高 Al-Si 合金在高温下的屈服强度、抗拉强度和断裂应变。在 180 °C 下,添加 0.05% 的 Ni 基非晶的 Al-Si 合金屈服强度、抗拉强度和断裂应变分别为 198.06 MPa、234.43 MPa 和 16.64%, 分别比未调控合金(175.37 MPa、193.79 MPa 和 14.88%)提高了 12.9%、21.0% 和 11.8%。在 220 °C 下,添加 0.05%

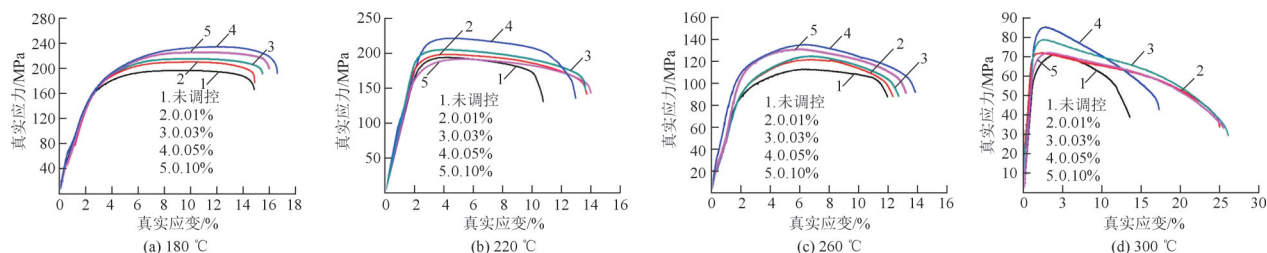


图5 不同Ni基非晶含量下Al-Si合金在不同温度下的拉伸曲线

Fig.5 Tensile curves of Al-Si alloys regulated by different contents of Ni-based amorphous alloy under different temperatures

的Ni基非晶的Al-Si合金屈服强度、抗拉强度和断裂应变分别比未调控合金(183.28 MPa、196.77 MPa和10.75%)提高了17.2%、12.4%和21.2%。在260 °C下,添加0.05%的Ni基非晶的Al-Si合金屈服强度、抗拉强度和断裂应变分别比未调控合金(88.37 MPa、112.82 MPa和11.96%)提高了34.9%、20.0%和15.8%。在300 °C下,添加0.03%的Ni基非晶的Al-Si合金屈服强度、抗拉强度和断裂应变分别比未调控合金(62.76 MPa、71.33 MPa和12.03%)提高了20.1%、10.8%和113.1%;添加0.05%的Ni基非晶的Al-Si合金屈服强度、抗拉强度和断裂应变分别比未调控合金提高了29.3%、19.7%和43.6%。可见随着Ni基非晶含量的增加,Ni基非晶调控的Al-Si合金在高温下的屈服强度、抗拉强度和断裂应变均呈现先减小后增大的趋势,其中在180~260 °C下,添加0.05%的Ni基非晶的Al-Si合金屈服强度、抗拉强度和断裂应变均达到最大值;在300 °C下,添加0.05%的Ni基非晶的Al-Si合金屈服强度和抗拉强度最高,添加0.03%的Ni基

非晶的Al-Si合金的断裂应变最大。相比没有调控的合金,原位Ni基非晶调控的Al-Si合金具有显著强化的高温力学性能。

为了研究在180 °C下未调控和调控合金的加工硬化行为,研究了未调控和调控合金的加工硬化率/加工硬化系数与真应变和真应力之间的关系。其中加工硬化率 $\theta$ 与真应力 $\sigma_{true}$ 和真应变 $\epsilon_{true}$ 之间的关系为: $\theta = d\sigma_{true}/d\epsilon_{true}$ ,加工硬化系数 $n$ 与真应力 $\sigma_{true}$ 和真应变 $\epsilon_{true}$ 之间的关系为: $n = (\epsilon_{true}/\sigma_{true}) d\sigma_{true}/d\epsilon_{true}$ 。图6为未调控合金和添加0.05%的Ni基非晶的Al-Si合金的加工硬化率-真应变/真应力曲线和加工硬化系数-真应变/真应力曲线。可以发现随着真应变或真应力的增加,未调控和调控合金的加工硬化率均呈现下降的趋势。与未调控合金相比,原位Ni基非晶调控的Al-Si合金的加工硬化率更高,说明其具有更强的阻碍位错和位错增殖能力,这主要得益于晶粒细化和第二相细化,强化了位错的Orowan增殖和位错之间的交互作用。

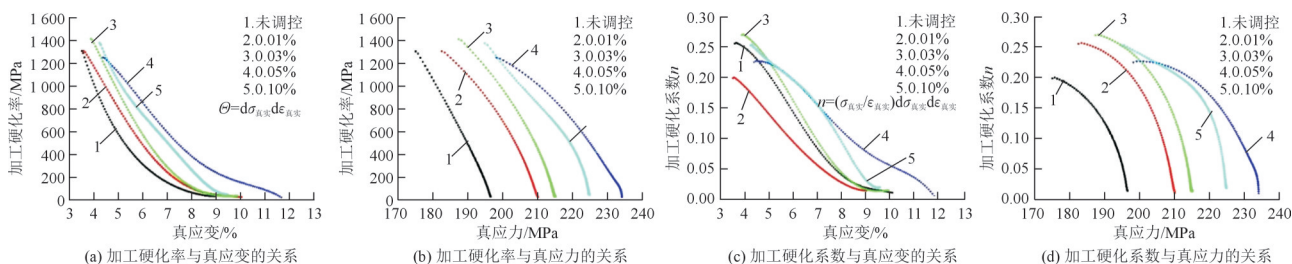


图6 180 °C条件下加工硬化率、加工硬化系数与真应变、真应力的关系

Fig.6 Relationship between work hardening rate or work hardening coefficient and true strain or true stress at 180 °C

### 2.3 高温拉伸断口及再结晶分析

图7为添加不同NiNbTi非晶调控剂的Al-Si合金在220 °C和300 °C下的高温拉伸断口形貌。可以看出,未调控和调控合金在高温下的断裂方式均为韧性断裂,断口形貌主要由韧窝组成。由图7a和图7c表明,在220 °C和300 °C下未调控合金均由较大尺寸的韧窝组成,其中在220 °C下的韧窝宽度为20 μm左右,在300 °C下的韧窝宽度为15 μm左右,表明合金在高温拉伸过程中经历了较大的塑性变形。而在

调控合金中同时观察到了深浅和大小不一的韧窝,其中大韧窝宽度为15~20 μm,小韧窝宽度为2~5 μm,且调控合金中的韧窝尺寸明显小于未调控合金,见图7b和图7d。未调控合金在高温拉伸过程中,微孔洞和微裂纹易于在晶界处形成,并随着进一步高温拉伸变形而形成大的孔洞和裂纹,故未调控合金的断口形貌为较大尺寸的韧窝。在Ni基非晶调控的Al-Si合金中,由分析可知Ni基非晶可以有效钉扎晶界和阻碍位错运动,抑制微孔洞和微裂纹

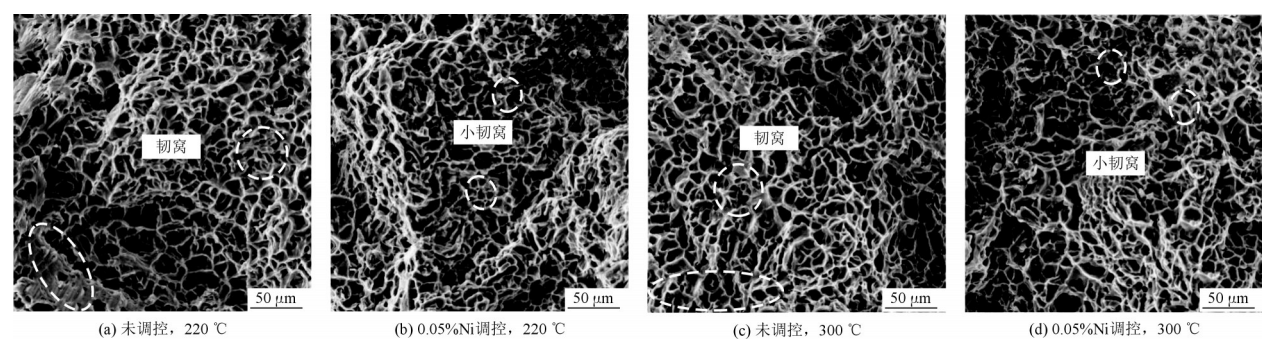


图 7 不同含量 Ni 基非晶调控 Al-Si 合金拉伸后的断口形貌

Fig.7 Tensile fracture morphologies of Al-Si alloy with different contents of Ni-based amorphous alloys

的形成和长大,提高 Ni 基非晶调控合金的强度和塑性。由图 7b 和图 7d 表明,调控合金主要由少量的大尺寸韧窝和大量的小尺寸韧窝组成,表明其具有更高的强度和塑性,这与图 5 和表 2 的高温拉伸试验结果一致。

表 2 添加不同含量 Ni 基非晶的 Al-Si 合金在不同温度下的拉伸试验数据

| Tab.2 Tensile test data of Al-Si alloys with different contents of Ni-based amorphous alloy at different temperatures |         |              |              |           |
|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|---------|--------------|--------------|-----------|
| 温度/℃                                                                                                                  | w(Ni)/% | 屈服强度/<br>MPa | 抗拉强度/<br>MPa | 断裂应变/%    |
| 180                                                                                                                   | 未添加     | 175.37±5     | 193.79±5     | 14.88±1.7 |
|                                                                                                                       | 0.01    | 182.28±4     | 215.32±6     | 15.51±1.2 |
|                                                                                                                       | 0.03    | 187.94±5     | 210.37±4     | 15.38±1.3 |
|                                                                                                                       | 0.05    | 198.06±2     | 234.43±2     | 16.64±0.3 |
|                                                                                                                       | 0.10    | 195.83±4     | 225.61±6     | 16.02±1.1 |
| 220                                                                                                                   | 未添加     | 183.28±6     | 196.77±6     | 10.75±1.8 |
|                                                                                                                       | 0.01    | 183.77±7     | 198.12±4     | 13.43±1.2 |
|                                                                                                                       | 0.03    | 191.64±4     | 204.95±2     | 13.41±0.9 |
|                                                                                                                       | 0.05    | 214.74±3     | 221.26±1     | 13.03±0.5 |
|                                                                                                                       | 0.10    | 169.03±5     | 191.38±4     | 13.76±0.4 |
| 260                                                                                                                   | 未添加     | 88.37±3      | 112.82±4     | 11.96±2.6 |
|                                                                                                                       | 0.01    | 99.70±3      | 121.64±3     | 12.33±2.4 |
|                                                                                                                       | 0.03    | 101.91±4     | 124.97±4     | 12.72±0.6 |
|                                                                                                                       | 0.05    | 119.20±2     | 135.39±3     | 13.85±1.8 |
|                                                                                                                       | 0.10    | 117.94±3     | 131.19±3     | 13.22±1.5 |
| 300                                                                                                                   | 未添加     | 62.76±3      | 71.33±8      | 12.03±2.2 |
|                                                                                                                       | 0.01    | 69.21±5      | 72.16±3      | 24.80±1.9 |
|                                                                                                                       | 0.03    | 75.38±4      | 79.00±2      | 25.63±0.8 |
|                                                                                                                       | 0.05    | 81.16±1      | 85.38±3      | 17.27±0.6 |
|                                                                                                                       | 0.10    | 66.19±3      | 72.23±2      | 25.37±0.3 |

在高温拉伸过程中,Al-Si 合金会发生动态回复和动态再结晶过程。为研究 Ni 基非晶对 Al-Si 合金动态回复和动态再结晶过程的影响,利用 EBSD 技术得到了 Ni 基非晶调控的 Al-Si 合金的微观组织,见图 8,其再结晶程度用再结晶区域面积分数来表示(基

于原图为彩色描述),其中红色表示变形区(平均取向差 $\leq 2^\circ$ )、黄色表示亚结构组织区(平均取向差为 $2^\circ\sim 15^\circ$ ),蓝色表示完全再结晶组织区(平均取向差 $\geq 15^\circ$ )。由图 8a 和图 8b 可以看出,在 220 °C 拉伸后,未调控 Al-Si 合金的平均晶粒尺寸为 1 000  $\mu\text{m}$ ,主要由变形区和亚结构区组成,完全再结晶区域面积分数为 4.15%,亚结构区面积分数为 12.64%,变形区面积分数为 83.21%;0.05%Ni 基非晶调控 Al-Si 合金的平均晶粒尺寸明显减小,主要由变形区、完全再结晶区和亚结构区组成,完全再结晶区域面积分数为 11.67%,亚结构区面积分数为 6.55%,变形区面积分数为 81.78%。由图 8c 和图 8d 可以看出,在 300 °C 拉伸后,未调控 Al-Si 合金的平均晶粒尺寸为 400  $\mu\text{m}$ ,主要由变形区、完全再结晶区和亚结构区组成,完全再结晶区域面积分数为 5.00%,亚结构区面积分数为 19.85%,变形区面积分数为 75.15%;0.05% 的 Ni 基非晶调控 Al-Si 合金的平均晶粒尺寸明显减小,主要由变形区、完全再结晶区和亚结构区组成,完全再结晶区域面积分数为 7.66%,亚结构区面积分数为 75.71%,变形区面积分数为 16.63%。在 300 °C 高温拉伸后,未调控和调控合金的完全再结晶和亚结构总的体积分数明显大于 220 °C 拉伸后的,因此,合金在 300 °C 高温拉伸时具有更好的塑性。在 220 °C 和 300 °C 的条件下,Ni 基非晶促进了 Al-Si 合金的完全再结晶体积分数。对于 Al-Si 合金来说,在高温拉伸的条件下,会发生晶粒旋转和晶界迁移。由于 Ni 基非晶的添加,Ni 基非晶可以钉扎晶界。以上试验结果揭示出,在相同的试验条件下,0.05% 的 Ni 基非晶调控 Al-Si 合金的强度和塑性均显著高于未调控合金。Ni 基非晶的添加显著提高了 Al-Si 合金的高温强塑性,见图 9。在高温拉伸条件下,本研究中 Ni 基非晶调控的 Al-7Si 合金的高温综合力学性能明显高于同等条件下其他的强化方法。

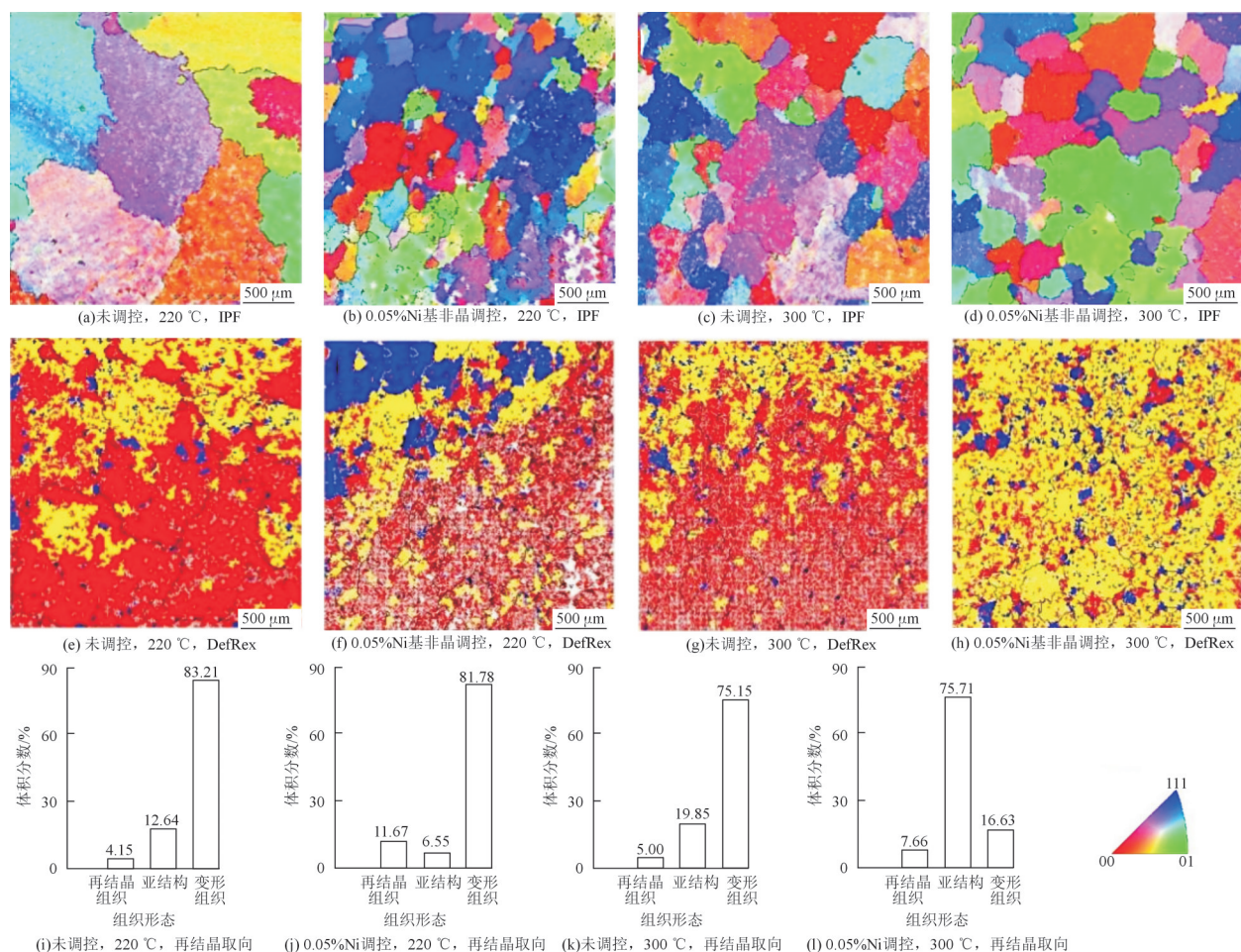


图8 未调控与调控 Al-Si 合金在 220 °C 和 300 °C 下的再结晶取向成像图

Fig.8 Recrystallization orientation images of Al-Si alloy at 220 °C and 300 °C before and after regulation

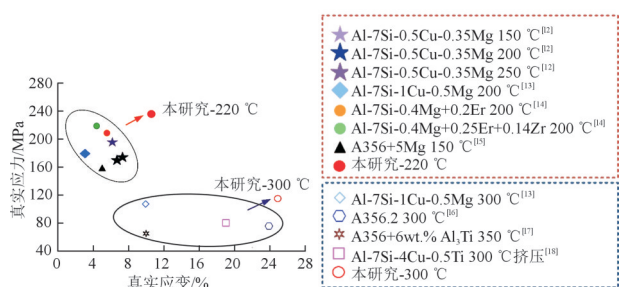

 图9 不同强化方法下 Al-7Si 合金的高温力学性能<sup>[12-18]</sup>

 Fig.9 High-temperature mechanical properties of Al-7Si alloys by different strengthening methods<sup>[12-18]</sup>

## 2.4 高温强韧化机制

图 10 为未调控与 0.05% 的 Ni 基非晶调控 Al-Si 合金在 220 °C 和  $3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  应变速率下高温拉伸后的  $\text{Mg}_2\text{Si}$  析出相 TEM 照片。可以看出,未调控合金中  $\text{Mg}_2\text{Si}$  析出相尺寸较大,平均尺寸为 131 nm,且均为  $\beta$  相,同时位错密度较低。与未调控合金相比,0.05% 中 Ni 基非晶调控的 Al-Si 合金高温拉伸后的  $\beta$  析出相数量更多,尺寸更小,平均尺寸为 53 nm,减小了 40.5%。

同时,调控合金中的位错密度显著增加,大量  $\beta$  相与位错相互作用,阻碍位错攀移,提高了合金在高温下的强度。与未调控合金相比,Ni 基非晶调控的 Al-Si 合金的  $\beta$  析出相尺寸更加细小,揭示出在高温下复合材料的析出强化作用更显著。微量 Ni 基非晶调控 Al-Si 合金的高温强韧化机制如下:晶粒细化主要促进了高温条件下合金塑性的提高。同时合金在高温条件下也会发生加工硬化,加工硬化主要与位错增殖和位错间相互作用形成的位错塞积有关。与未调控合金相比,Ni 基非晶调控的 Al-Si 合金中纳米尺寸析出相与位错之间相互作用更强,促进了位错增殖。位错密度的增加同时也提高了合金的加工硬化能力。在高温条件下,特别是  $(0.2 \sim 0.5)T_m$  条件下,铝合金的主要变形机制包括位错滑移和位错攀移两种机制。对于位错滑移来说,析出相的强化作用主要为 Orowan 绕过机制。未调控合金中分布在晶界上的针状共晶 Si 不利于合金塑性的提高,而调控合金中均匀分布在晶界的短棒状的共晶 Si 可以钉扎晶界,抑制微孔洞和微裂纹的萌生,从而提高合金的强度。综上所述,Ni 基非晶调控 Al-Si 合金高温

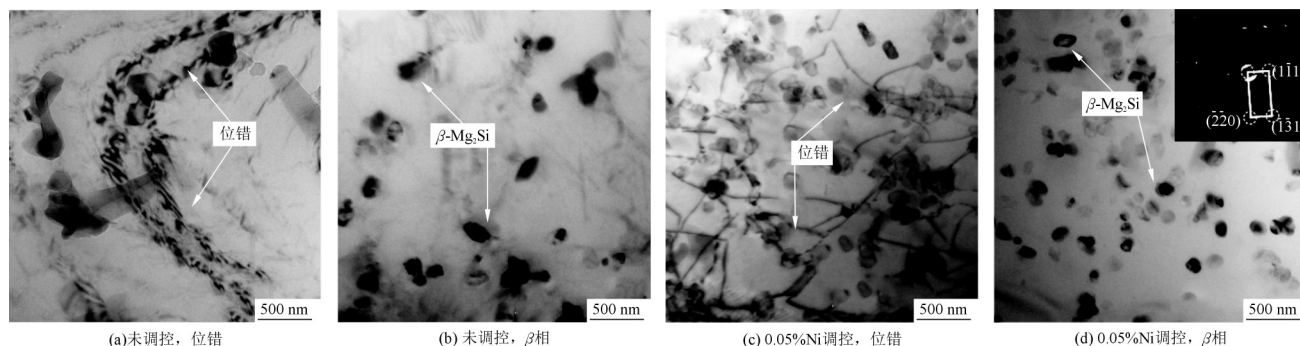


图 10 未调控和 0.05% Ni 基非晶调控的 Al-Si 合金 220 °C 拉伸后的 TEM 图

Fig.10 TEM images of Al-Si alloy and 0.05% Ni-based amorphous regulated alloy after tensile at 220 °C

强化机制主要为:短棒状共晶 Si 钉扎晶界强化和析出相对位错滑移和位错攀移的阻碍作用。

### 3 结 论

(1) Ni 基非晶合金的加入使 Al-Si 合金的组织得到全面细化。 $\alpha$ -Al 的枝晶尺寸、共晶 Si 的长度分别减小到原来的 12.8% 和 48.1%。组织调控机制主要是:晶化相作为  $\alpha$ -Al 异质形核的核心,提高形核率,促进  $\alpha$ -Al 的晶粒细化;同时,晶化相阻碍 Al-Si 共晶相的生长,共晶 Si 尺寸减小且形貌从针状变为短棒状;在固溶处理过程中, Mg 和 Si 原子的扩散距离更短,有利于在随后的时效析出过程中形成更细的  $\text{Mg}_2\text{Si}$  颗粒。

(2) 随着晶化相含量增加, Ni 基非晶调控的 Al-Si 合金在高温下的屈服强度、抗拉强度和断裂应变均呈现先增大后减小的趋势,添加 0.05% Ni 基非晶的 Al-Si 合金的综合力学性能最好。在 260 °C 下, Ni 基非晶调控的 Al-Si 合金屈服强度、抗拉强度和断裂应变分别提高了 34.9%、20.0% 和 15.8%。

(3) Ni 基非晶合金调控 Al-Si 合金高温强韧化机制主要为:析出强化、短棒状共晶 Si 钉扎晶界强化和析出相对位错滑移和位错攀移的阻碍作用。晶粒细化主要促进了高温条件下合金塑性的提高:①高温拉伸后,高数量密度的析出相有助于提高合金的高温强度。②未调控合金中均匀分布在晶界的短棒状共晶 Si 可以钉扎晶界,阻碍位错滑移,从而提高合金的强度。③晶化相调控的 Al-Si 合金中纳米尺寸析出相尺寸减小,数量密度增加,析出相与位错之间相互作用更强,促进位错增殖,纳米尺寸的析出相阻碍位错攀移,提高了合金在高温下的强度。④晶粒细化使晶界数量增加,能更加均匀地分散应力,减小应力集中和晶界处位错塞积,提高塑性。

### 参 考 文 献

- [1] EL SEBAIE O, SAMUEL A M, SAMUEL F H, et al. The effects of mischmetal, cooling rate and heat treatment on the eutectic Si particle characteristics of A319.1, A356.2 and A413.1 Al-Si casting alloys[J]. Materials Science and Engineering, 2008, A480(1-2): 342-355.
- [2] 张卓,彭国胜,汪焱斌,等. 压铸成形  $\text{TiB}_2/\text{ADC12}$  铝合金材料组织与力学性能[J]. 特种铸造及有色合金, 2025, 45(9): 1 348-1 353.
- [3] 张建英,张洪亮,李海燕,等. 铝合金晶粒细化方法及机理研究进展[J]. 特种铸造及有色合金, 2025, 45(9): 1 340-1 347.
- [4] LI Q, DONG B X, LIU T S, et al. Insight into solidification microstructure control by trace  $\text{TiCN-TiB}_2$  particles for yielding fine-tuned nanoprecipitates in a hypoeutectic Al-Si-Mg alloy[J]. Materials Science and Engineering, 2021, A827: 142 093.
- [5] 刘飞,韩笑,刘世英,等. 激光重熔对活塞用 Al-Si 合金组织和力学性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2025, 45(8): 1 245-1 250.
- [6] 汤江涛,冯丽,姜岳峰,等. Sc 对铸态 A356 铝合金组织和力学性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2025, 45(7): 1 043-1 049.
- [7] MOHAMED A M A, SAMUEL F H, KAHTANI S A. Microstructure, tensile properties and fracture behavior of high temperature Al-Si-Mg-Cu cast alloys[J]. Materials Science and Engineering, 2013, A577: 64-72.
- [8] KASPRZAK W, AMIRKHIZ B S, NIEWCZAS M. Structure and properties of cast Al-Si based alloy with Zr-V-Ti additions and its evaluation of high temperature performance[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 595: 67-79.
- [9] YANG Y, YU K L, LI Y G, et al. Evolution of nickel-rich phases in Al-Si-Cu-Ni-Mg piston alloys with different Cu additions[J]. Materials & Design, 2012, 33: 220-225.
- [10] 王磊. 内生纳米  $\text{TiC}_p/\text{Al-Cu-Mg}$  复合材料的制备、组织与室温高温性能[D]. 长春:吉林大学, 2017.
- [11] ZHU L, QIU F, ZOU Q, et al. Multiscale design of  $\alpha$ -Al, eutectic silicon and  $\text{Mg}_2\text{Si}$  phases in Al-Si-Mg alloy manipulated by in situ nanosized crystals[J]. Materials Science and Engineering, 2021, A802: 140 627.
- [12] LIU G, BLAKE P, JI S. Effect of Zr on the high cycle fatigue and mechanical properties of Al-Si-Cu-Mg alloys at elevated temperatures[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 809: 151 795.
- [13] SHAHA S, CZERWINSKI F, KASPRZAK W, et al. Ageing characteristics and high-temperature tensile properties of Al-Si-Cu-Mg alloys with micro-additions of Mo and Mn[J]. Materials Science and Engineering, 2017, A684: 726-736.