

# 微量 Ni 基非晶细化剂对亚共晶 Al-Si 合金组织演变和力学性能的影响

朱琳<sup>1</sup>, 田高诚<sup>1</sup>, 段浩<sup>2</sup>, 韩琦<sup>3</sup>, 黄晓峰<sup>3</sup>, 段涛涛<sup>3</sup>

- (1. 太原科技大学材料科学与工程学院, 山西太原 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, 山西太原 030003;  
3. 北方自动控制技术研究所, 山西太原 030006)

**摘要:** 采用OM、SEM、TEM和材料试验机研究了微量Ni基非晶合金对亚共晶Al-Si合金组织和力学性能的影响。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、共晶Si的长度和长径比以及 $Mg_2Si$ 的平均尺寸分别减小到原来的12.3%、47.9%、77.7%和9.4%。组织调控机制主要是: NiTi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, NiTi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 $Mg_2Si$ 颗粒。Ni基非晶合金调控的合金屈服强度、抗拉强度和断裂应变分别从169 MPa、287 MPa和13.5%提高到227 MPa、346 MPa和18.2%, 强化机制为细晶强化、Orowan强化和热错配强化的综合影响。

**关键词:** 亚共晶Al-Si合金; Ni基非晶; 微观组织; 力学性能

## 作者简介:

朱琳(1993-), 女, 讲师, 博士, 主要研究方向为轻合金的微观组织调控及强韧化。电话: 0351-2161126, E-mail: zhulin@tyust.edu.cn

中图分类号: TG146.2

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2025)

09-1235-08

## 基金项目:

山西省基础研究计划(自由探索类)青年科学研究项目(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(20232126); 太原科技大学博士科研启动金(20232017); 山西省大学生创新创业训练计划(20240799)。

## 收稿日期:

2025-07-31 收到初稿,

2025-08-11 收到修订稿。

铝及其合金由于具有低密度(2.7 g/cm<sup>3</sup>)、耐腐蚀和高强塑性等特点, 作为“双碳”目标的结构材料轻量化材料, 得到了广泛的关注和应用。以铝合金应用较多的汽车行业为例, 汽车结构件轻量化可促进节能减排, 有助于改善能源危机和环境危机。然而, 目前铸造Al-Si合金组织较为粗大, Si相脆硬, 导致整体强度较低, 加工性能较差<sup>[1]</sup>。因此, 如何改善铝合金的微观组织并提高铝合金结构件的力学性能和服役性能成为当务之急。

使用晶粒细化剂进行微观组织调控是获得更细晶粒/组织的最有效措施之一, 不仅可以提高综合力学性能, 而且有利于后续工艺(轧制、挤压、拉伸和压缩等)。铝合金的晶粒细化剂大部分为微米级或者纳米级晶体, 这些晶体与基体具有较高的晶体学匹配关系。含钛的晶粒细化剂被认为是铝合金最有效的细化剂, 具有出色的异质形核能力和优异的抑制晶粒长大作用<sup>[2]</sup>。Hong等人发现Al-5Ti-1B中间合金可以有效细化 $\alpha$ -Al枝晶, 这归因于TiB<sub>2</sub>和Al<sub>3</sub>Ti颗粒的优异异质形核能力<sup>[3]</sup>。然而, 对于Si含量超过4%的Al-Si合金, 由于Ti与Si之间的毒化反应, 含Ti细化剂的细化效果减弱。控制Al-Si合金中Si相的尺寸和形貌对于满足汽车和航空航天应用的需求非常重要。迄今为止, Si的常见变质剂包括Ca<sup>[4]</sup>、Na<sup>[5]</sup>、Sr<sup>[6]</sup>和稀土元素<sup>[7]</sup>等。

研究人员已应用两种或多种细化剂/变质剂细化Al-Si合金中的 $\alpha$ -Al和共晶Si<sup>[8]</sup>。Sr是最理想的共晶Si的变质剂已被普遍接受, 但由于Sr吸附在TiB<sub>2</sub>颗粒表面, TiB<sub>2</sub>和Sr的复合作用反而削弱了TiB<sub>2</sub>对Al枝晶的细化作用。目前的研究中暂未看到关于Al-Si合金中组成相全面调控且强塑性同时提高的相关报道<sup>[9]</sup>。本论文中, 基于Edge to Edge Mismatch Model (E2EM)<sup>[10]</sup>晶格错配计算, 设计了适用于亚共晶Al-Si合金体系的Ni基非晶合金作为综合的微观组织调控剂, 重点研究微量Ni基非晶细化剂对亚共晶Al-Si合金的组织演变和力学性能的影响。

## 1 试样制备与方法

本试验采用基体合金的化学成分如表1所示。Ni基非晶合金的化学成分为Ni<sub>60</sub>Nb<sub>25</sub>Ti<sub>15</sub> (at.%)。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 rpm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 rpm的速度充分混合2 h,最后压制成直径25 mm的圆柱形坯体。采用坩埚式电阻熔炼炉制备亚共晶Al-Si合金。首先,将亚共晶Al-Si铝合金锭放在内置有石墨坩埚的电阻炉中,升温到740 °C,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 °C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 °C的钢模(200 mm × 150 mm × 20 mm)中凝固形成铸锭。热处理工艺为:固溶处理工艺为540 °C × 8 h,水淬;自然时效8 h,人工时效工艺为160 °C × 8 h (T<sub>6</sub>处理)。

表1 亚共晶Al-Si合金的化学成分

Tab. 1 The chemical composition of hypoeutectic Al-Si alloy  $w_B / \%$

合金	Al	Si	Mg	Fe	V	Sr	Ni	Zn
Al-7Si-0.3Mg	余量	6.42	0.30	0.11	0.02	0.015	0.01	0.01

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, 美国)和X射线衍射仪(XRD, D/Max 2500PC Rigaku, 日本)上进行。Al-Si合金的金相组织分析在蔡司金相显微镜(OM, Axio Imager A2m, Zeiss, 德国)上进行。微观组织分析在捷克Tescan扫描电子显微镜(SEM, VEGA3 XM, Tescan, Czech Republic)上进行。析出相的形貌和尺寸在日本电子透射电子显微镜(TEM, JEM-2100F,

JEOL, 日本)上进行分析。室温拉伸性能测试是在美国MTS伺服液压测试系统(MTS 810, USA)上进行的,拉伸速率为 $3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ,拉伸试样的尺寸如图1所示。

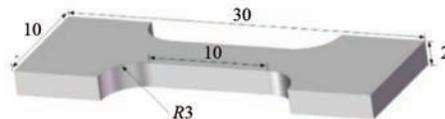


图1 拉伸试样尺寸

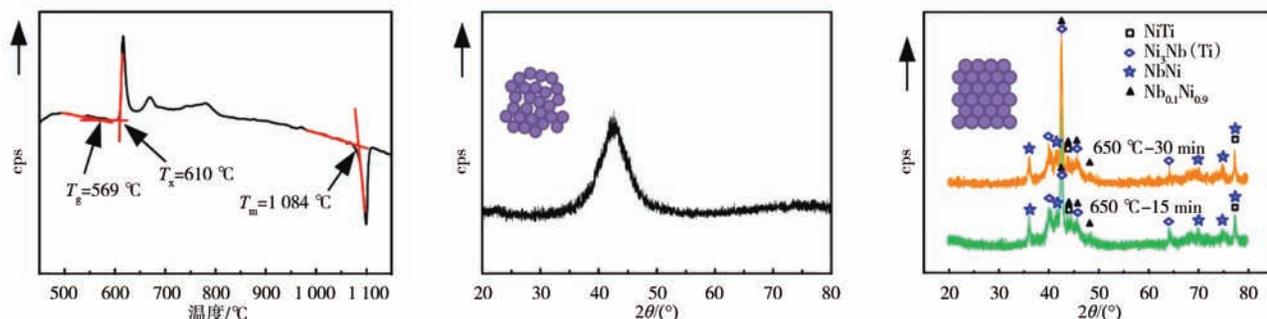
Fig. 1 Dimensions of the tensile specimens

## 2 试验结果及分析

### 2.1 Ni基非晶合金的表征及E2EM计算

图2显示了Ni基非晶合金的DSC、XRD图以及高温退火发生晶化后的XRD图谱。图2(a)的DSC曲线显示,Ni基非晶合金的玻璃化转变温度( $T_g$ )、晶化温度( $T_x$ )和熔化温度( $T_m$ )分别为569 °C、610 °C和1 084 °C。本试验中Al-Si熔体的浇注温度为740 °C,介于晶化温度( $T_x$ )和熔化温度( $T_m$ )之间,说明Ni基非晶合金加入铝熔体后发生了晶化行为。如图2(b)所示,XRD图中仅包含非晶合金特征的一个漫散射峰。图2(c)分别为Ni基非晶合金在650 °C退火15 min和30 min的XRD图谱,可见其晶化后的主要相组成有NiTi、Ni<sub>3</sub>(Nb)Ti和NbTi相等。

为了研究Ni基非晶合金晶化相与铝合金主要组成相 $\alpha$ -Al、Si和Mg<sub>2</sub>Si之间的晶体学匹配关系,应用E2EM模型研究了非晶合金对基于界面关系的 $\alpha$ -Al、Si和Mg<sub>2</sub>Si调控过程的潜在影响。图3和表2是 $\alpha$ -Al、Si、Mg<sub>2</sub>Si和NiTi密排面上的原子排布和二维晶格错配度计算结果。(022) $\alpha$ -Al和(040)Mg<sub>2</sub>Si分别是它们的密排面,其中[01 $\bar{1}$ ] $\alpha$ -Al和[100]Mg<sub>2</sub>Si为密排方向。而NiTi(B2)的相应密排面和密排方向分别为(020)NiTi和[100]NiTi。此外,(020)Si和[101]Si与(010)



(a) Ni<sub>60</sub>Nb<sub>25</sub>Ti<sub>15</sub>非晶合金的DSC谱图

(b) Ni<sub>60</sub>Nb<sub>25</sub>Ti<sub>15</sub>非晶合金的XRD曲线

(c) Ni<sub>60</sub>Nb<sub>25</sub>Ti<sub>15</sub>非晶合金退火后的XRD曲线

图2 Ni<sub>60</sub>Nb<sub>25</sub>Ti<sub>15</sub>非晶合金的DSC谱图, XRD曲线以及退火后的XRD曲线

Fig. 2 DSC curve, XRD pattern of Ni-based metallic glass and after annealing experiment

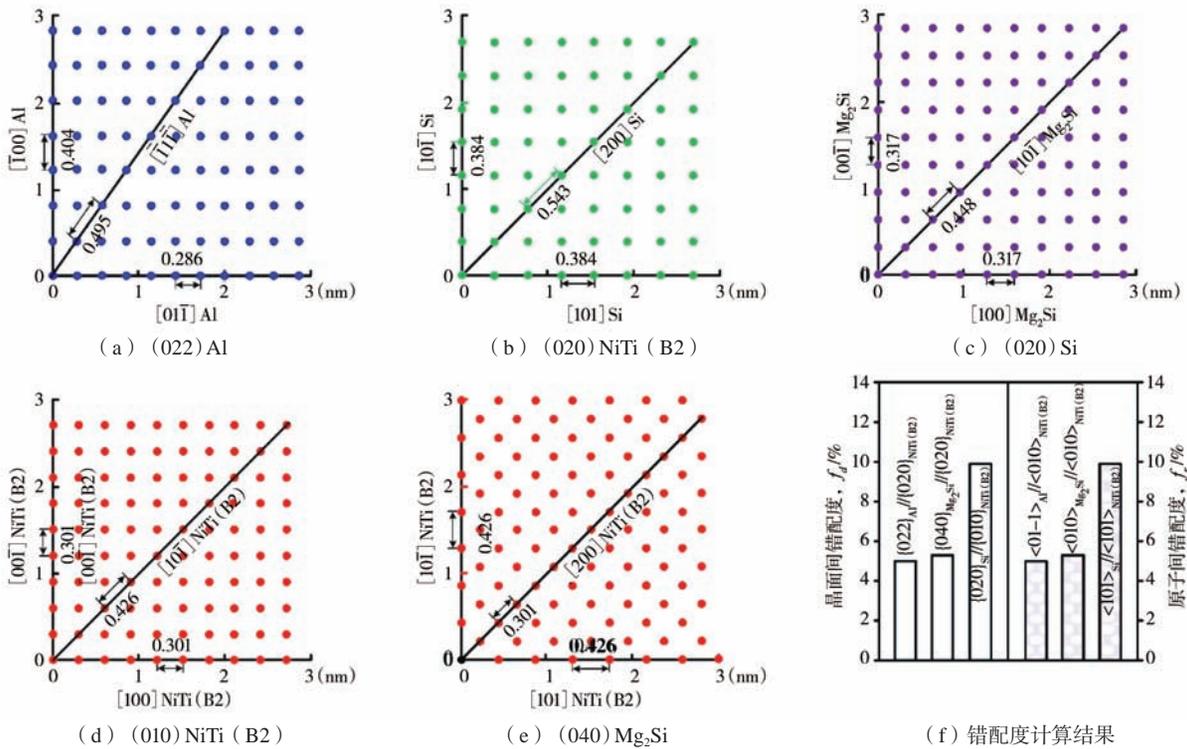


图3 最密排面上的原子排列  
Fig. 3 Atomic arrangement on the most close-packed surface

表2 NiTi (B2) 与Al, Si和Mg<sub>2</sub>Si之间二维晶格错配度计算  
Tab. 2 Calculation results of two-dimensional lattice misfit for NiTi (B2) with  $\alpha$ -Al, Si and Mg<sub>2</sub>Si

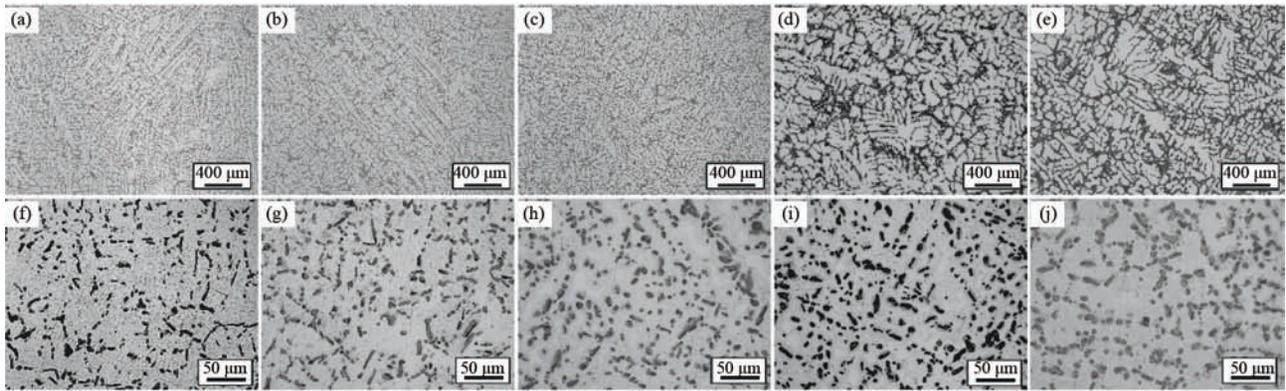
平行面	$f_d$	平行方向	$f_t$
(022) <sub>Al</sub> //(020) <sub>NiTi (B2)</sub>	5.0%	[01-1] <sub>Al</sub> //[100] <sub>NiTi (B2)</sub>	5.0%
(040) <sub>Mg<sub>2</sub>Si</sub> //(020) <sub>NiTi (B2)</sub>	5.3%	[100] <sub>Mg<sub>2</sub>Si</sub> //[100] <sub>NiTi (B2)</sub>	5.3%
(020) <sub>Si</sub> //(010) <sub>NiTi (B2)</sub>	9.9%	[101] <sub>Si</sub> //[101] <sub>NiTi (B2)</sub>	9.9%

NiTi和 [ 101 ] NiTi表现出更好的晶体学匹配关系。特别地，NiTi (B2)和 $\alpha$ -Al之间的原子间错配 $f_t$ 为5.0%，NiTi (B2)和Mg<sub>2</sub>Si之间的原子间错配 $f_t$ 为5.3%，低于NiTi (B2)与Si的原子间错配 (9.9%)，表明了它们之间的良好晶体学匹配关系。以上分析表明，NiTi (B2)与Al、Si和Mg<sub>2</sub>Si相具有较好的晶体学匹配性，均表现出较强的异质形核核心的潜力，在液固相变中可以作为 $\alpha$ -Al、Si和Mg<sub>2</sub>Si异质形核的核心，调控合金的微观组织。

### 2.2 合金的微观组织分析

图4显示了不同含量的Ni基非晶合金对亚共晶Al-Si合金微观组织的影响，其中图4 (a) - (e)为铸态条件下 $\alpha$ -Al枝晶随Ni基非晶合金含量变化的组织演变规律，图4 (f) - (j)为T6热处理后共晶Si的形貌和尺寸变化。 $\alpha$ -Al枝晶和共晶Si的相应平均尺寸统计如图5

所示。未添加Ni基非晶合金的Al-Si合金主要由粗大的 $\alpha$ -Al树枝晶和针状的共晶Si组成，其中 $\alpha$ -Al枝晶的平均尺寸为1 615  $\mu\text{m}$ 。在添加不同含量Ni基非晶合金的Al-Si合金中， $\alpha$ -Al枝晶明显细化。添加0.01 wt.% Ni基非晶合金的亚共晶Al-Si合金中， $\alpha$ -Al枝晶尺寸减小到了661  $\mu\text{m}$ ，如图4 (b)所示。在Ni基非晶合金含量进一步增加到0.03 wt.%时， $\alpha$ -Al枝晶的平均尺寸进一步减小到453  $\mu\text{m}$ ，如图4 (c)。在Ni基非晶合金含量增加到0.05 wt.%时， $\alpha$ -Al枝晶细化程度最大，平均尺寸为199  $\mu\text{m}$ ，如图4 (d)。然而，进一步增加Ni基非晶合金的含量到0.10 wt.%，合金组织的细化效率反而降低，与添加量为0.05 wt.%合金相比， $\alpha$ -Al枝晶再次呈现粗化的形貌特征，平均枝晶尺寸增加到432  $\mu\text{m}$ ，如图4 (e)所示。图4 (f) - (j)给出了共晶Si尺寸和形貌的演变规律，发现共晶Si沿着枝晶间分布。共晶Si的尺寸随着Ni基非晶合金的含量增加呈现出先急剧减



(a) (f) 基体合金; (b) (g) 0.01 wt.%; (c) (h) 0.03 wt.%; (d) (i) 0.05 wt.%; (e) (j) 0.10 wt.%

图4 添加不同含量Ni基非晶合金的亚共晶Al-Si合金微观组织

Fig. 4 The microstructures of the hypoeutectic Al-Si alloys manipulated by different contents of the Ni-based metallic glasses

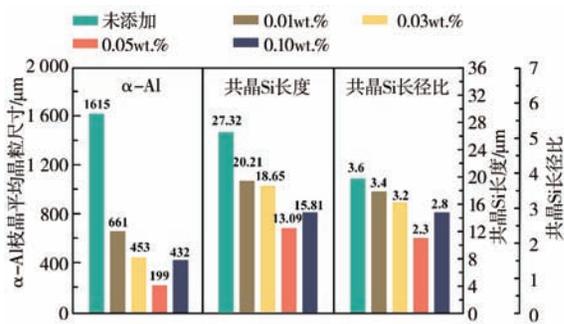
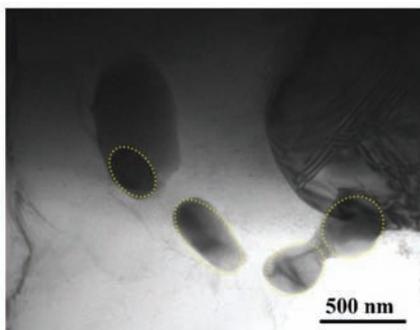


图5 不同含量Ni基非晶合金对亚共晶Al-Si合金晶粒和共晶Si尺寸的影响

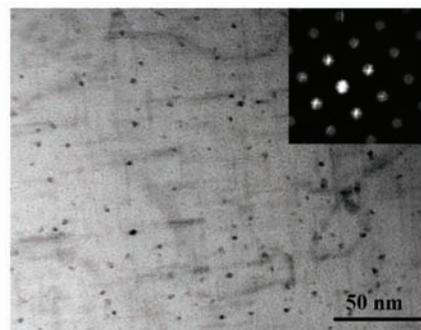
Fig. 5 Mean grain size of hypoeutectic Al-Si alloy manipulated by different contents of Ni-based metallic glasses

小后略微增加的趋势，共晶硅的尖角变得钝化。如图4 (f) 所示，基体合金中的共晶Si呈针状，平均长度为27.32 μm，长径比为3.6。添加0.05 wt.% Ni基非晶合金时，共晶Si的尺寸最细小且呈短棒状，其平均长度减小到了13.09 μm，长径比减小到了2.8。

经过T6热处理后析出了大量纳米尺寸的Mg<sub>2</sub>Si相。540 °C固溶处理8 h后，Mg和Si原子向α-Al晶粒内部扩散，淬火后形成过饱和固溶体。在随后160 °C人工时效8 h过程中，过饱和固溶体分解，Mg和Si原子沿着相互靠近的方向移动，并促进Mg<sub>2</sub>Si相的再次析出<sup>[11]</sup>。由于Mg<sub>2</sub>Si相与Al基体之间无共格关系，晶格点阵的畸变导致大量位错的形成和累积，使合金得到强化<sup>[12]</sup>。Mg<sub>2</sub>Si相的析出演变过程为<sup>[13]</sup>：α过饱和固溶体→原子丛聚区→GP区（球状）→β”相（针状）→β’相（棒状）→β相。图6 (a)和6 (b)分别显示了未添加和添加0.05 wt.% Ni基非晶合金的亚共晶Al-Si合金经过T6热处理后的TEM照片。添加Ni基非晶合金的Al-Si合金组织中分布纳米级Mg<sub>2</sub>Si，尺寸小，数量密度高，分布均匀，平均晶粒尺寸为12 nm，如图6 (b)，明显小于基体合金的平均晶粒尺寸128 nm，如图6 (a)。可见添加0.05 wt.% Ni基非晶合金后，Al-Si合金的析出相（Mg<sub>2</sub>Si）尺寸减小了近10倍，大大改善了Mg<sub>2</sub>Si的尺寸、形貌和分布。



(a) 基体合金



(b) 添加0.05 wt.% Ni基非晶的Al-Si合金的TEM照片

图6 Al-Si合金的TEM照片

Fig. 6 TEM images of Al-Si alloy

图7为本研究中Ni基非晶合金调控的Al-Si合金与已报道的常用的孕育剂调控的铝合金中 $\alpha$ -Al相和共晶Si相的细化效率对比图<sup>[14-21]</sup>。由图7(a)表明,与传统的孕育剂相比,Ni基非晶合金调控的Al-Si合金中 $\alpha$ -Al相细化效率明显更高,且非晶合金的添加量更低。在添加量为0.05 wt.%时, $\alpha$ -Al相的细化效率即可达到87.7%。图7(b)表明,与传统的孕育剂相比,添加微

量的非晶合金(0.05 wt.%)即可使Al-Si合金中共晶Si的细化效率达到添加更高含量(例如0.7 wt.%)传统孕育剂的水平,甚至更高。非晶合金调控的共晶Si的细化效率保持在40%~50%。上述结果表明,微量(0.05 wt.%)非晶合金的添加即可同时显著调控合金中的 $\alpha$ -Al和共晶Si相,具有较高的工业应用价值。

Ni基非晶合金有效调控了亚共晶Al-Si合金中的

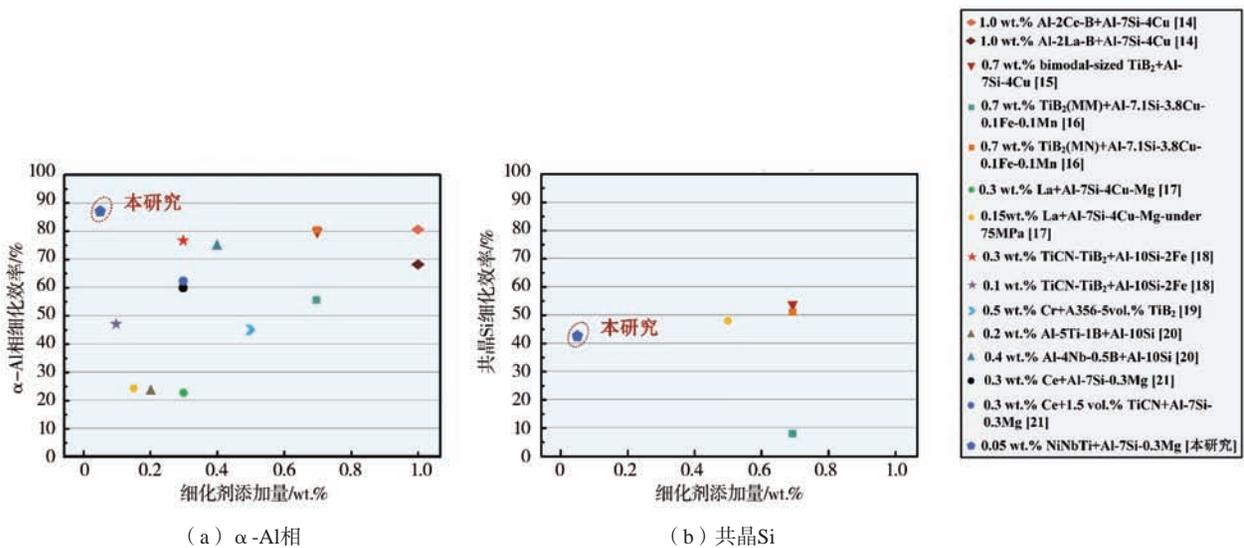


图7 不同孕育剂对 $\alpha$ -Al枝晶和共晶Si的细化效率的影响  
Fig. 7 Refinement effectiveness of  $\alpha$ -Al dendrites and eutectic Si modified by different inoculation agent

$\alpha$ -Al, 共晶Si和Mg<sub>2</sub>Si相,具有短流程(一步即可)、高效(一种调控剂)的特点,微量的纳米晶实现了对合金组成相的全面综合调控,主要包括 $\alpha$ -Al晶粒细化、共晶Si细化和球化以及纳米Mg<sub>2</sub>Si第二相细化。其调控机制如下。

(1) 晶粒细化。 $\alpha$ -Al晶粒细化主要是由于其与NiTi之间较好的晶格错配关系(5.0%)。在凝固过程中,大量的纳米NiTi颗粒可以为 $\alpha$ -Al晶粒提供异质形核核心,从而使 $\alpha$ -Al晶粒的微观组织更加细小。

(2) 共晶Si细化和球化。共晶Si的细化和球化主要是由于纳米NiTi颗粒的存在促进了共晶转变。部分NiTi颗粒主要吸附在Al-Si共晶相表面,阻碍了共晶硅的生长,促进了细化。

(3) Mg<sub>2</sub>Si细化。Mg<sub>2</sub>Si相的细化主要是由于在固溶处理过程中,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Mg<sub>2</sub>Si颗粒。

### 2.3 拉伸性能

图8(a)给出了添加不同含量Ni基非晶合金的亚共晶Al-Si合金的拉伸曲线,表3列出了拉伸试验中屈服

强度、抗拉强度和断裂应变等详细值。由图8和表3表明,添加微量Ni基非晶合金可以明显同时提高合金的强度和塑性。基体合金的屈服强度、抗拉强度和断裂应变分别为169 MPa、287 MPa和13.5%。随着Ni基非晶合金含量的增加,其屈服强度、拉伸强度和断裂应变均先增大后减小。在添加0.05 wt.% Ni基非晶合金时,合金的屈服强度、抗拉强度和断裂应变分别提高到227 MPa、346 MPa和18.2%,相对于基体合金,分别提高了34.3%、20.5%和34.8%。对于添加不同含量Ni基非晶合金的亚共晶Al-Si合金,其屈服强度增加了44~58 MPa,抗拉强度增加了37~59 MPa,断裂应变增加了2.5~4.7%。特别是添加四种不同含量Ni基非晶合金的亚共晶Al-Si合金的屈服应力分别达到了213 MPa、224 MPa、227 MPa和225 MPa,比基体合金(169 MPa)分别提高了26.0%、32.5%、34.3%和33.1%,合金的断裂应变也同时增加,这对于亚共晶Al-Si合金强韧化是一个有效的方法。

为了研究合金的加工硬化行为,本研究给出了加工硬化率与真实应变和真实应力之间的关系,其中加工硬化率 $\theta$ 与真实应力 $\sigma_{true}$ 和真实应变 $\varepsilon_{true}$ 之间的关系

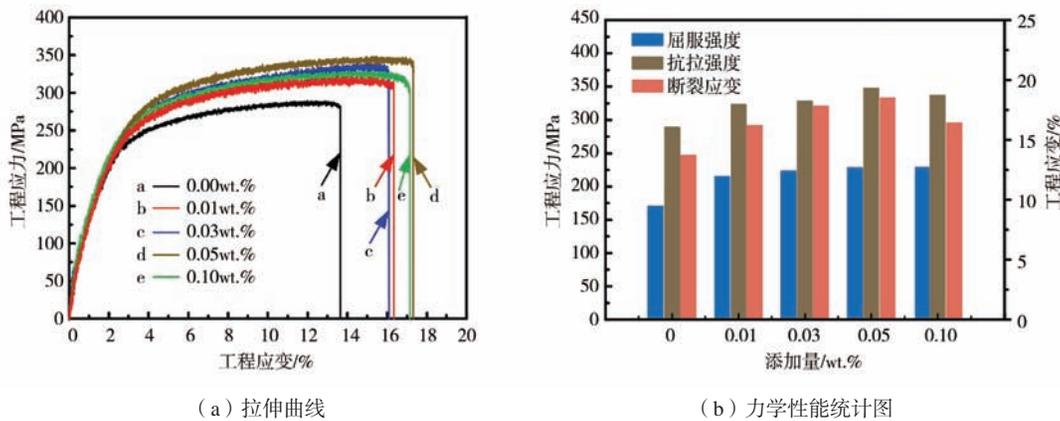


图8 添加不同含量Ni基非晶合金的亚共晶Al-Si合金的拉伸曲线和力学性能统计图

Fig. 8 Tensile curves and statistical diagram of the mechanical properties of hypoeutectic Al-Si alloys modified manipulated by different Ni-based metallic glasses contents

表3 添加不同含量Ni基非晶合金的亚共晶Al-Si合金的拉伸试验数据

Tab. 3 Data of Al-7Si-0.3Mg alloys modified manipulated by different contents of Ni-based metallic glasses from tensile tests

样品	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\sigma_b/\text{MPa}$	$\varepsilon_f/\%$
未添加Ni	169 ± 3	287 ± 7	13.5 ± 1.5
0.01 wt.% Ni	213 ± 3	324 ± 5	16.0 ± 0.7
0.03 wt.% Ni	224 ± 3	327 ± 4	17.3 ± 0.5
0.05 wt.% Ni	227 ± 2	346 ± 2	18.2 ± 0.9
0.10 wt.% Ni	225 ± 3	336 ± 3	16.5 ± 1.0

为： $\theta = d\sigma_{\text{true}}/\varepsilon_{\text{true}}^{[22]}$ 。图9为基体合金和添加0.05 wt.% Ni基非晶合金的亚共晶Al-Si合金的加工硬化率-真实应变和加工硬化率-真实应力曲线。发现随着真实应变或真实应力的增加，基体合金和调控合金的加工硬化率均呈现下降的趋势。与基体合金相比，添加Ni基非晶合金的亚共晶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的能力，主要得益于合金中第二相的细化，强化了位错的Orowan增殖。冲击韧性的表达式为： $a_k = A_k/F$ ，其中 $a_k$ 为冲击韧性， $A_k$ 为

冲击功， $F$ 为试样的横截面积。合金的力学性能如表4所示。采用0.05 wt.%的Ni基非晶合金调控亚共晶Al-Si合金，其抗拉强度、伸长率、冲击韧性和强塑积均显著提高。加入Ni基非晶合金后，合金的抗拉强度、伸长率和冲击韧性分别提高了20.4%、29.1%、13.3%和58.7%。Ni基非晶合金调控亚共晶Al-Si合金的强化机制主要为晶粒细化强化、Orowan强化和热错配强化机制的综合影响，这种影响可以定量计算如下： $\Delta\sigma = \Delta\sigma_{\text{HP}} + [(\Delta\sigma_{\text{Orowan}})^2 + (\Delta\sigma_{\text{CET}})^2]^{1/2[23]}$ 。晶粒细化使晶界长度增加，有利于提高合金的抗拉强度，晶界通常可以阻碍位错运动；第二相和晶界对位错运动的阻碍提高了合金的强度，在添加Ni基非晶合金的Al-Si合金中， $\text{Mg}_2\text{Si}$ 的尺寸得到了极大的细化，位于 $\alpha$ -Al晶粒内部的纳米尺寸 $\text{Mg}_2\text{Si}$ 颗粒阻碍了拉伸变形时的位错运动并钉扎位错，从而明显增强了Orowan强化；由于 $\text{Mg}_2\text{Si}$ 和共晶Si颗粒与Al的热膨胀系数不同，在固溶热处理后的水淬过程中，在纳米尺寸 $\text{Mg}_2\text{Si}$ 附近会产生高密度的位错。同时晶格的畸变导致位错的堆积。 $\text{Mg}_2\text{Si}$ 和共晶Si相和位错之间的相互作用有助于提高拉伸变形下的流变应力，进一步提高屈服强度。

表4 合金的力学性能  
Tab. 4 Mechanical properties of alloys

合金	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\sigma_b/\text{MPa}$	$\varepsilon_f/\%$	$\varepsilon_t/\%$	$A_k/(\text{J}\cdot\text{cm}^2)$	$\text{UT}=\sigma_b \times \varepsilon_f (\text{MPa}\%)$
未添加Ni	169 ± 3	287 ± 7	13.5 ± 1.5	12.6 ± 1.0	5.49 ± 0.09	3478.52 ± 529.43
0.05 wt.% Ni	227 ± 2	346 ± 2	18.2 ± 0.9	16.3 ± 0.8	6.22 ± 0.02	5521.02 ± 392.51

### 3 结论

(1) Ni基非晶合金的加入可以使合金的组织

得到全面细化。 $\alpha$ -Al枝晶的尺寸从1 615  $\mu\text{m}$ 减小到199  $\mu\text{m}$ ，共晶Si的长度和长径比分别从27.32  $\mu\text{m}$ 和3.6减

小到13.09  $\mu\text{m}$ 和2.8,  $\text{Mg}_2\text{Si}$ 的平均尺寸从128 nm减小到12 nm, 分别减小到了原来的12.3%、47.9%、77.7%和9.4%。

(2) 0.05 wt.% Ni基非晶合金调控的亚共晶Al-Si合金, 其屈服强度和抗拉强度和断裂应变分别从169 MPa和287 MPa提高到227 MPa和346 MPa, 分别提高了34.3%和20.5%。

(3) 组织调控机制主要是: NiTi纳米晶作为 $\alpha$ -Al

异质形核的核心, 提高形核率, 促进 $\alpha$ -Al的枝晶细化; 同时, 分散在枝晶间的共晶相尺寸减小, 因此共晶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。强化机制主要为晶粒细化强化、Orowan强化和热错配强化机制的综合影响。

#### 参考文献:

- [1] 熊俊杰, 冯志军, 李宇飞, 等. 高性能Al-Si-Cu-Mg铸造合金成分和热处理工艺设计 [J]. 铸造, 2023, 72 (6): 680-687.
- [2] 邱伟男, 周东帅, 王健, 等. 纳米TiC颗粒增强Al-Cu-Li基复合材料摩擦磨损性能的研究 [J]. 铸造, 2023, 4 (72): 401-408.
- [3] YU H, WANG N, GUAN R G, et al. Evolution of secondary phase particles during deformation of Al-5Ti-1B master alloy and their effect on  $\alpha$ -Al grain refinement [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2018, 34 (12): 2297-2306.
- [4] 敖晓辉, 邢书明, 郭美肖, 等. A356熔炼过程中Ca和Sr质量分数的变化规律及预报模型 [J]. 工程科学学报, 2018, 40 (7): 842-848.
- [5] 李龙, 薛喜丽, 周德敬. Na变质处理对Al-10.5 Si合金共晶硅尺寸及性能的影响 [J]. 铸造, 2017, 66 (8): 854-858.
- [6] 何兵, 覃铭, 石伟和, 等. La对Sr变质A356铝合金铸态组织与力学性能的影响 [J]. 特种铸造及有色合金, 2024, 44 (12): 1664-1668.
- [7] 叶珍, 苗赛男, 郑长清, 等. 稀土复合微合金化对A356.2铝合金组织与性能的影响 [J]. 铸造, 2021, 70 (3): 356-360.
- [8] MA S M, WANG X M. Mechanical properties and fracture of in-situ  $\text{Al}_3\text{Ti}$  particulate reinforced A356 composites [J]. Materials Science & Engineering A, 2019, 754: 46-56.
- [9] JIANG F, WANG H, Meng F, et al. Improved microstructure and enhanced tensile properties of hypoeutectic AlMg5Si2Mn alloy modified by yttrium [J]. Crystals, 2025, 15 (6): 1-21.
- [10] WANG F, QIU D, LIU Z L, et al. Crystallographic study of  $\text{Al}_3\text{Zr}$  and  $\text{Al}_3\text{Nb}$  as grain refiners for Al alloys [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24 (7): 2034-2040.
- [11] WU X F, WANG Z C, WANG K Y, et al. Microstructural refinement and tensile properties enhancement of Al-10Mg<sub>2</sub>Si cast alloys by copper addition [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 896: 163058.
- [12] LIU T Y, ZHOU X, YANG C, et al. Investigation on morphology of primary  $\text{Mg}_2\text{Si}$  in Al-20wt.%  $\text{Mg}_2\text{Si}$  composite with experiment and first-principle calculations [J]. Materials Characterization, 2022, 187: 111836.
- [13] QIN J, NAGAUMI H, YU C B, et al. Coarsening behavior of  $\text{Mg}_2\text{Si}$  precipitates during post homogenization cooling process in Al-Mg-Si alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 902: 162851.
- [14] JING L, PAN Y, LU T, et al. Refinement effect of two rare earth borides in an Al-7Si-4Cu alloy: A comparative study [J]. Materials Characterization, 2018, 145: 664-670.
- [15] LI Q, QIU F, DONG B X, et al. Processing, Multiscale microstructure refinement and mechanical property enhancement of hypoeutectic Al-Si alloys via in situ bimodal-sized  $\text{TiB}_2$  particles [J]. Materials Science and Engineering A, 2020, 777: 139081.
- [16] DONG B X, LI Q, WANG Z F, et al. Enhancing strength-ductility synergy and mechanisms of Al-based composites by size-tunable in-situ  $\text{TiB}_2$  particles with specific spatial distribution [J]. Composites Part B: Engineering, 2021, 217: 108912.
- [17] ZHAO B, XING S, SUN H, et al. Effect of rare-earth La on microstructure and mechanical properties of Al7Si4CuMg alloys prepared by squeeze casting [J]. Journal of Materials Science, 2022, 57 (25): 12064-12083.
- [18] LI Q, DONG B X, LIU T S, et al. Insight into solidification microstructure control by trace TiCN- $\text{TiB}_2$  particles for yielding fine-tuned nanoprecipitates in a hypoeutectic Al-Si-Mg alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2021, 827: 142093.
- [19] LIU N, JIANG B, WANG Y, et al. Influence of trace amount chromium on microstructure and corrosion behavior of A356-5vol.%  $\text{TiB}_2$  alloy [J]. Materials Letters, 2022, 314: 131798.
- [20] WU D, MA S, JING T, et al. Revealing the mechanism of grain refinement and anti Si-poisoning induced by (Nb, Ti) B<sub>2</sub> with a sandwich-like structure [J]. Acta Material, 2021, 219: 117265.

- [21] NIU G, WANG J, LI J, et al. Characterization of in-situ reinforced (Al, Si)<sub>3</sub>(Ti, Ce) precipitates in T6 treated A356-0.3 wt.% Ce-1.5 vol.% TiCN composite and its effects on mechanical properties [J]. *Materials Characterization*, 2022, 185: 111756.
- [22] 张辉, 罗松, 蒋福林. 连续挤压Al-1.1 Mg-0.3 Cu合金的拉伸性能和加工硬化行为 [J]. *湖南大学学报(自然科学版)*, 2015, 42(6): 60-65.
- [23] TANG W, SUNDMAN B, SANDSTRÖM R, et al. New modelling of the B2 phase and its associated martensitic transformation in the Ti-Ni system [J]. *Acta Mater.*, 1999, 47(12): 3457-3468.

---

## Effect of Trace Ni-Based Metallic Glass on Microstructure Evolution and Mechanical Properties of Al-Si Alloy

ZHU Lin<sup>1</sup>, TIAN Gao-cheng<sup>1</sup>, DUAN Hao<sup>2</sup>, HAN Qi<sup>3</sup>, HUANG Xiao-feng<sup>3</sup>, DUAN Tao-tao<sup>3</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Tai Yuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, Shanxi, China; 2. Taiyuan Zhenbei Industrial Development Co., Ltd., Shanxi Railway Equipment Manufacturing Group Co., Ltd., Taiyuan 030003, Shanxi, China; 3. North Automatic Control Technology Institute, Taiyuan 030006, Shanxi, China)

### Abstract:

The influence of trace Ni-based metallic glass on the microstructure and mechanical properties of hypoeutectic Al-Si alloy was investigated by OM, SEM, TEM and a material testing machine. The results show that the addition of Ni-based metallic glass can comprehensively refine the microstructure of the alloy. The grain size of  $\alpha$ -Al dendrites, the length and aspect ratio of eutectic Si and the average size of Mg<sub>2</sub>Si are reduced to 12.3%, 47.9%, 77.7% and 9.4% of the original values, respectively. The microstructure regulation mechanism is mainly as follows: NiTi phase act as the heterogeneous nucleation site of  $\alpha$ -Al, increasing the nucleation rate and promoting the grain refinement of  $\alpha$ -Al; simultaneously, nanocrystals hinder the growth of Al-Si eutectic phase, reducing the size of eutectic Si and changing its morphology from needle-like to short rod-like; the refinement of the Mg<sub>2</sub>Si precipitate phase mainly occurs during the solution treatment process, where the diffusion distance of Mg and Si atoms is shorter, which is conducive to the formation of finer Mg<sub>2</sub>Si particles in the subsequent aging precipitation process. The yield strength, tensile strength and fracture strain of the alloy modified by Ni-based metallic glass are increased from 169 MPa, 287 MPa and 13.5% to 227 MPa, 346 MPa and 18.2%, respectively. Its strengthening mechanism is the combined effect of fine grain strengthening, Orowan strengthening and thermal mismatch strengthening.

### Key words:

Al-7Si-0.3Mg alloys; Ni-based metallic glasses; microstructure; mechanical properties