

DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2025.5148

Sc 对 Al-Si-Cu-Ni-Mg 合金组织与热暴露的影响研究

董浩¹, 马凯迪², 李金峰¹, 夏峰¹, 梁艳峰¹, 郭永春¹

(1. 西安工业大学材料与化工学院, 陕西西安 710021; 2. 陕西天成航空材料股份有限公司, 陕西咸阳 712000)

摘要: 铸造耐热 Al-Si-Cu-Ni-Mg 合金是制备高功率密度发动机活塞等耐热轻量化部件的重要基础材料, 通过添加高熔点、低热扩散系数的 Sc 元素来调控合金的相结构和形貌是提升此类合金耐温性的重要思路。因此, 探究了 Sc 元素添加及其含量对铸造耐热 Al-Si-Cu-Ni-Mg 活塞合金凝固组织和热暴露过程中富铜镍相组织演变的影响。结果表明, 随 Sc 含量增加, 活塞合金中形成 AlSiCuNiSc 新相, 并且 AlSiCuNiSc 相的数量和尺寸随 Sc 含量的增加而增加; 此外, 随着 AlSiCuNiSc 相的形成, δ -Al₃CuNi 相发生由典型共晶层片向棒杆状组织的转变。热暴露过程中, δ -Al₃CuNi 相中的 Cu 和 Ni 原子向 α -Al 基体中扩散, 并在 δ -Al₃CuNi 的相界面处形成纳米尺度的 γ -Al₇Cu₄Ni 相; 而富 Sc 的 AlSiCuNiSc 相在热暴露前后形貌和成分几乎不发生变化, 表现出极高的热稳定性; 分析认为, 高熔点、低热扩散系数的 Si 和 Sc 等原子在富铜镍相中的存在极大提高了富铜镍相的热稳定性。

关键词: 耐热铝合金; 微观组织; Sc 元素; 热暴露

中图分类号: TG292

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2025)09-0888-08

Effect of Sc on the Microstructure and Thermal Exposure of Al-Si-Cu-Ni-Mg Alloys

DONG Hao¹, MA Kaidi², LI Jinfeng¹, XIA Feng¹, LIANG Yanfeng¹, GUO Yongchun¹

(1. School of Materials and Chemical Engineering, Xi'an Technological University, Xi'an 710021, China; 2. Shaanxi Tiancheng Aviation Materials Co., Ltd., Xianyang 712000, China)

Abstract: Cast heat-resistant Al-Si-Cu-Ni-Mg alloys serve as crucial foundational materials for fabricating heat-resistant, lightweight components, such as pistons, which are used in high-power-density engines. A key strategy to increase the temperature resistance of these alloys involves incorporating Sc elements that possess high melting points and low thermal diffusion coefficients to regulate the phase structure and morphology of the alloys. Therefore, the effects of the addition and content of Sc on the microstructure and evolution of the AlCuNi phase of heat-resistant Al-Si-Cu-Ni-Mg piston alloys were investigated. The results reveals that with increasing Sc content, a new AlSiCuNiSc phase forms in the piston alloy, and the number and size of the AlSiCuNiSc phases increases with increasing Sc content. In addition, with the formation of the AlSiCuNiSc phase, the δ -Al₃CuNi phase undergoes a transformation from a typical eutectic lamellar to a rod-like structure. During thermal exposure, the Cu and Ni atoms in the δ -Al₃CuNi phase diffuse into the α -Al matrix, and a nanoscale γ -Al₇Cu₄Ni phase is formed at the phase interface of δ -Al₃CuNi. However, the morphology and composition of the AlSiCuNiSc phase almost did not change before and after heat exposure, indicating extremely high thermal stability. The presence of atoms such as Si and Sc with high melting points and low thermal diffusivity in the AlSiCuNiSc phase greatly improves its thermal stability.

Key words: heat-resistant Al alloy; microstructure; Sc element; thermal exposure

多元铸造近共晶 Al-Si-Cu-Ni-Mg 合金具有密度低、导热系数大、比强度高、热膨胀系数低和尺寸

稳定性好等优点, 广泛应用于发动机活塞等高温工作部件^[1-3]。随着国防、民用交通等领域对活塞综合性

收稿日期: 2025-07-12

基金项目: 陕西省自然科学基金计划(2025JC-YBMS-371); 陕西省教育厅青年创新团队项目(23JP063)

作者简介: 董浩, 1990 年生, 博士, 讲师. 研究方向为凝固科学与技术. Email: hdong@mail.nwpu.edu.cn

引用格式: 董浩, 马凯迪, 李金峰, 夏峰, 梁艳峰, 郭永春. Sc 对 Al-Si-Cu-Ni-Mg 合金组织与热暴露的影响研究[J]. 铸造技术, 2025, 46(9): 888-895.

DONG H, MA K D, LI J F, XIA F, LIANG Y F, GUO Y C. Effect of Sc on the microstructure and thermal exposure of Al-Si-Cu-Ni-Mg alloys[J]. Foundry Technology, 2025, 46(9): 888-895.

能的进一步需求,通过添加微量元素调控多元铸造Al-Si-Cu-Ni-Mg合金的凝固组织和力学性能成为研究热点^[4-5]。在诸多合金化元素中,Sc元素因其熔点高(1 541 °C),在铝基体中扩散系数小等特点^[6],因而易形成高热稳定的纳米含/富Sc析出相,或富集于Al₂Cu等固有析出相界面来稳定Al₂Cu等相^[7-8],近年来受到越来越多学者的关注,并对此展开了深入研究。

Xue等^[9]研究表明在Al-Cu-Mg-Ag合金中加入Sc后,Sc元素扩散进入时效析出相 θ -Al₂Cu的晶格间隙,并形成含Sc的V相,V相在保持大体积分数时同时具备更高的热稳定性,使得Al-Cu-Mg-Ag-Sc合金在400 °C时具有高达100 MPa的抗拉强度。刘瑶^[10]研究了Sc对Al-Mg-Si-Cu合金微观组织和力学性能的影响,结果表明,Sc元素的添加导致Al-Mg-Si-Cu合金峰值时效和过时效的主要强化相均为QP₂板条相,而QP₂相在后续时效过程中不易粗化,提高了Al-Mg-Si-Cu合金的热稳定性。Yang等^[11]研究表明,在Al-Cu-Sc合金中,Sc原子易在 θ' 与 α -Al基体界面偏析。这种界面溶质偏析不仅促进析出相 θ' 的形核,还极大抑制了该相的粗化,共同导致合金中 θ' 析出密度增多,并因此大幅提高了合金强度。Allami等^[12]研究了Sc微合金化对AZ91合金凝固组织和力学性能的影响,结果表明,Sc元素加入后,合金形成了热稳定的Al₃Sc和Mg₃Al₄Sc粒子,导致其在宽温域和宽应力水平下的蠕变性能极大增加。由此可见,添加微合金化元素Sc在调控铝合金凝固组织和改善力学性能上效果显著。

然而需要指出的是,目前在铝合金中添加Sc元素的研究大多集中在二元合金或多元的低含量溶质合金上,而Sc元素对于多元多相的Al-Si-Cu-Ni-Mg系合金的影响未有系统性研究。因此,本文通过向Al-Si-Cu-Ni-Mg系合金添加不同质量分数的Sc元素,系统探究Sc元素对其微观组织的影响,特别关注Sc元素添加对Al-Si-Cu-Ni-Mg合金热暴露过程中富铜镍相的影响。

1 实验材料与方法

采用重力铸造法制备如表1所示的不同Sc元素含量的5组合金。实验原材料为纯铝(99.9%,质量分数,下同)、纯镁(99.9%)、纯硅(99.9%),以及中间合金Al-2Sc、Al-50Cu和Al-10Ni(质量分数),使用Al-P中间合金作为变质剂、C₂Cl₆作为除气剂在中频感应炉进行熔炼。制备方法为:将纯铝加入坩埚,待其熔化后,升温至850 °C加入结晶硅,熔化后依次

表1 合金成分表
Tab.1 Composition of the alloy
(mass fraction/%)

	Al	Si	Cu	Ni	Mg	Sc
1#	80.3	12	4	2.7	1	0
2#	80.2	12	4	2.7	1	0.1
3#	80.1	12	4	2.7	1	0.2
4#	80.0	12	4	2.7	1	0.3
5#	79.9	12	4	2.7	1	0.4

加入中间合金Al-50Cu、Al-10Ni和Al-2Sc,熔化后降温至750 °C加入Al-P中间合金,保温10 min进行变质处理;随后降温至720 °C加入纯Mg,待其熔化后升温至730 °C使用C₂Cl₆做除气精炼处理,此后浇铸到金属模具中。

使用NICON EPIPHOT 300型光学金相显微镜(OM),以及配备能谱仪(EDS)的Quanta 400F型扫描电子显微镜(SEM)和Tecnai G2 F20型透射电子显微镜(TEM)对制备的试样进行组织形貌分析。使用间接原位追踪法对合金在热暴露过程中的组织演变进行观察。制取一块金相实验样块,对特征组织区域使用显微硬度仪在金相块表面压出压痕,压痕大小约为50 μ m,共压出4个压痕,连接形成约为1 mm \times 1 mm的区域进行观察。使用SEM对铸态样品进行拍照记录,随后对样品进行420 °C的高温热暴露处理,在累计保温48 h和100 h时,分别进行拍照记录。利用Pandata 2022软件对Al-Si-Cu-Ni-Mg-Sc合金的平衡凝固相图进行计算。

2 实验结果及讨论

图1为不同Sc添加量合金的微观组织,结合能谱与图2a所示的XRD分析,可以确认基础合金由 α -Al基体、初生与共晶Si相、层片状 δ -Al₃CuNi相、浅灰色 ϵ -Al₃Ni相及深灰色Q-Al₃Cu₂Mg₈Si₆等相组成。而含Sc合金中除存在上述凝固析出相外,还出现了长条状富Sc相。此外, δ -Al₃CuNi相的形貌也随Sc含量的增加发生了明显变化。由图1a和b可知,当Sc含量较小时(即<0.1%), δ -Al₃CuNi相形貌为典型的共晶层片状。而随Sc含量的增加,合金中的 δ -Al₃CuNi相形貌由共晶层片状变为离异棒杆状(图1c和e)。已有文献研究表明^[13-14], δ -Al₃CuNi相的形貌受合金中Cu、Ni原子比变化的影响。当Cu:Ni \approx 1.25时,合金中的 δ -Al₃CuNi相呈典型的共晶层片状;当Cu:Ni \approx 1.75时,共晶层片状 δ -Al₃CuNi相数量减少,存在形式主要为杆棒状;而当Cu:Ni \approx 2.75时,合金中的 δ -Al₃CuNi相以细的杆棒状形式存在。分析认为,由于Sc元素的加入,其率先与熔体

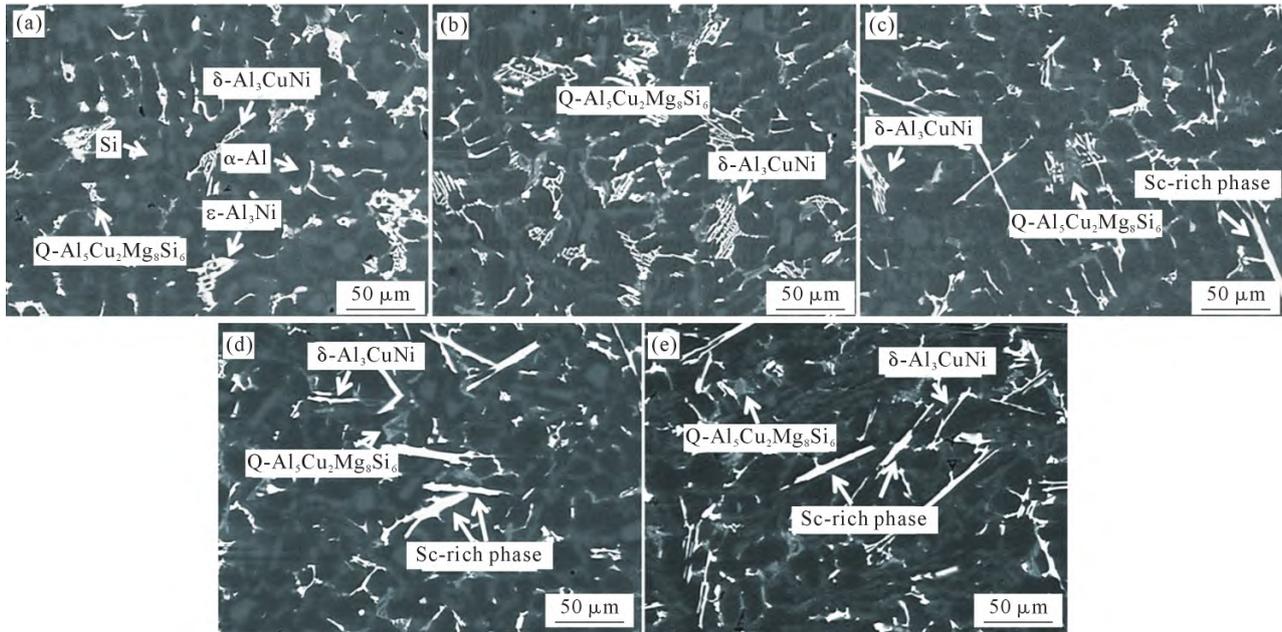


图 1 不同 Sc 添加量的 Al-12Si-4Cu-2.7Ni-1Mg 合金显微组织; (a) 0 wt.% Sc; (b) 0.1 wt.% Sc; (c) 0.2 wt.% Sc; (d) 0.3 wt.% Sc; (e) 0.4 wt.% Sc
Fig.1 Microstructure of the Al-12Si-4Cu-2.7Ni-1Mg alloy with different Sc contents: (a) 0 wt.% Sc; (b) 0.1 wt.% Sc; (c) 0.2 wt.% Sc; (d) 0.3 wt.% Sc; (e) 0.4 wt.% Sc

中的 Ni 等元素结合形成了富 Sc 相,消耗熔体中 Ni 原子,使合金熔体中 Cu: Ni 数值增大,导致 δ-Al₃CuNi 相由共晶胞落状演变为离异棒杆状。

为进一步对含 Sc Al-12Si-4Cu-2.7Ni-1Mg 合金中出现的条状富 Sc 相进行确认,对 Sc 含量为 0.3% (图 1d)的合金进行能谱点扫及面扫分析,其结果分别如表 2 和 3 所示。由表 2 可知,富 Sc 相含有 50.57% Al(原子分数,下同)、19.49%Si、21.27%Ni、1.92%Cu 及 6.74%Sc,因此将该相记为 AlSiCuNiSc 相。由图 3 能谱面扫描分析显示,该相中含有 Al、Cu、Ni、Si 和 Sc 等元素,且各元素在富 Sc 相中均匀分布,未发现元素在相界面富集情况。由图 2b 中呈现的 Al-12Si-4Cu-2.7Ni-1Mg-xSc 合金的平衡凝固相图可知,含 Sc 的 Al-12Si-4Cu-2.7Ni-1Mg 合金熔体凝固时,高熔点的 Sc 会率先与 Si 结合形成 ScSi_x 相。此后,残余熔体以类似于胞晶反应的形式依附于 ScSi_x

表 2 AlSiCuNiSc 相的能谱点扫结果
Tab.2 EDS results of the AlSiCuNiSc phase
(atomic fraction/%)

Al	Mg	Si	Ni	Cu	Sc
50.57	-	19.49	21.27	1.92	6.74

相进行凝固,并形成新的 AlSiCuNiSc 相^[8,10,15]。而且, AlSiCuNiSc 相在凝固组织中的尺寸和体积分数随 Sc 含量的增加而增加。

作为典型铸造耐热铝合金的 Al-Si-Cu-Ni-Mg 系合金,其通常处于 250~420 °C 的高温热暴露条件^[16-18]。高温热暴露实验可以考察合金在使役条件下的微观组织演变^[19-22],图 4~9 研究了不同 Sc 添加量的 Al-Si-Cu-Ni-Mg 合金在 420 °C 下不同热暴露时间 (0~100 h) 的组织演化。图 4a~c 为使用间接原位追踪法,间断保温条件下 Al-12Si-4Cu-2.7Ni-1Mg 合金(未添加 Sc 元素)在 420 °C 保温 0~100 h 的组织演化。由图可知,在保温 0 h 时,合金组织中 ε-Al₃Ni、δ-Al₃CuNi

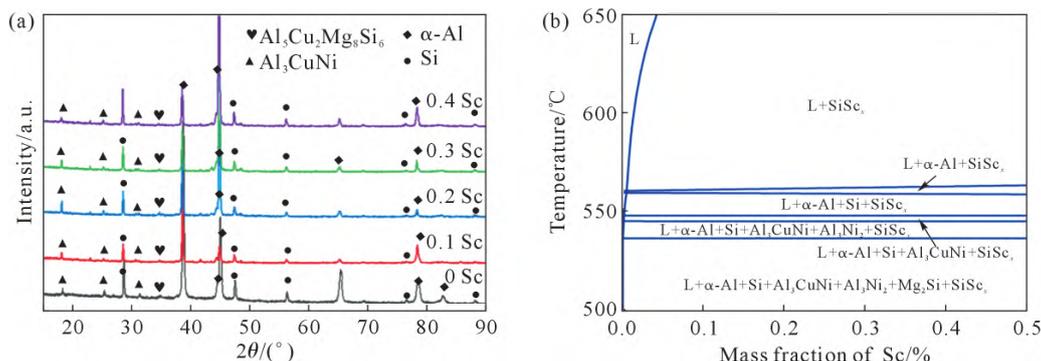


图 2 不同 Sc 添加量 Al-12Si-4Cu-2.7Ni-1Mg 合金的 XRD 分析与平衡凝固相图; (a) XRD 谱; (b) 平衡凝固相图
Fig.2 XRD analysis and equilibrium solidification phase diagram of the Al-12Si-4Cu-2.7Ni-1Mg alloy with different Sc contents: (a) XRD patterns; (b) equilibrium solidification phase diagram

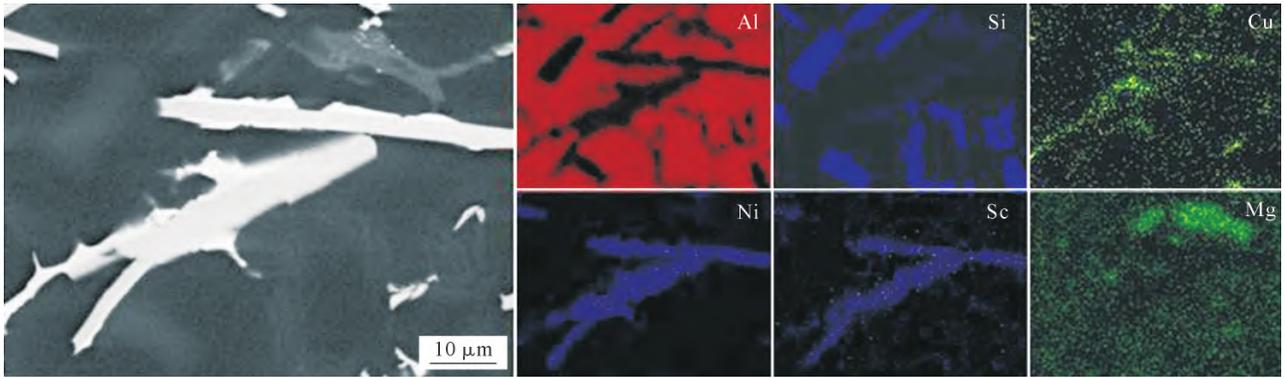


图3 典型AlSiCuNiSc相的元素能谱面扫描结果

Fig.3 EDS surface scanning maps showing the element distribution of a typical AlSiCuNiSc phase

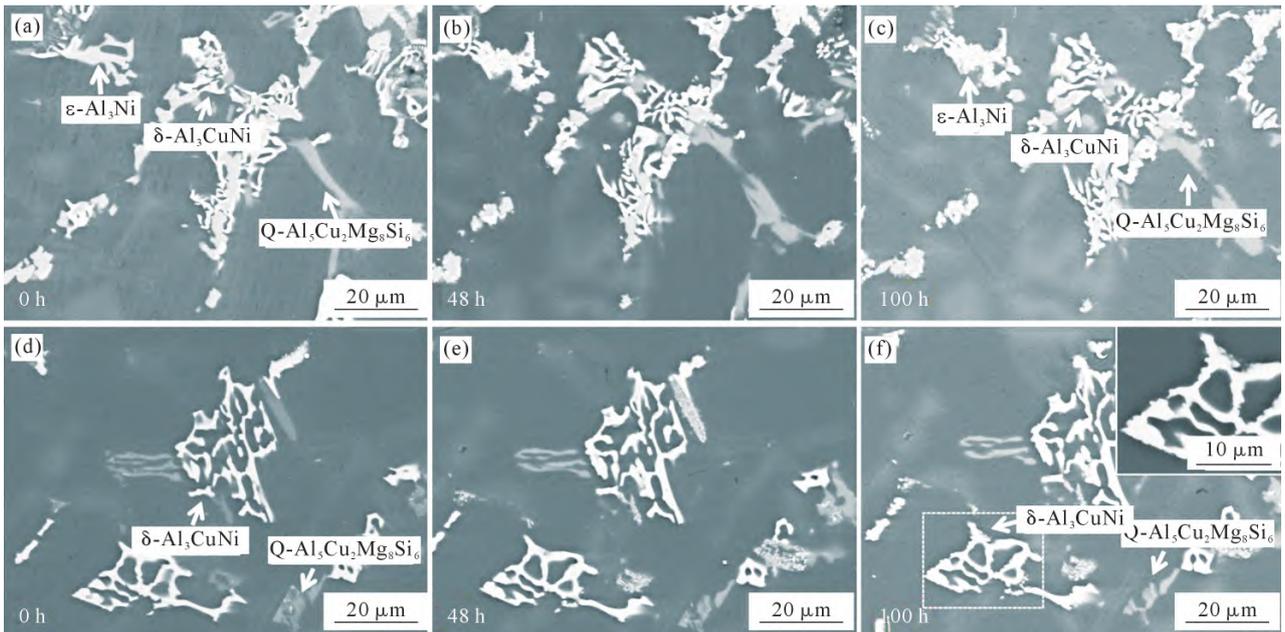


图4 不同Sc含量Al-12Si-4Cu-2.7Ni-1Mg合金在420 °C保温不同时间的富铜镍相组织演化:(a~c) 0%Sc;(d~f) 0.1%Sc

Fig.4 Microstructural evolution of the copper-nickel-rich phase of the Al-12Si-4Cu-2.7Ni-1Mg alloy with different Sc contents at 420 °C for different durations: (a~c) 0 wt.% Sc; (d~f) 0.1 wt.% Sc

及 $Q-Al_3Cu_2Mg_8Si_6$ 相的相界面光滑且清晰。当保温时间增加至 48 h 时, $\epsilon-Al_3Ni$ 和 $\delta-Al_3CuNi$ 相界面不再光滑, 呈现出锯齿状, $Q-Al_3Cu_2Mg_8Si_6$ 相末端发生明显钝化; 当保温时间进一步延长到 100 h 时, $\epsilon-Al_3Ni$ 和 $\delta-Al_3CuNi$ 相边界呈现出的锯齿状进一步加剧, $Q-Al_3Cu_2Mg_8Si_6$ 相的钝化也进一步加剧。图 4d~f 为添加 0.1%Sc 的 Al-12Si-4Cu-2.7Ni-1Mg 合金在 420 °C 保温 0~100 h 的组织演化。由图可知, 在保温 0 h 时, $\delta-Al_3CuNi$ 相及 $Q-Al_3Cu_2Mg_8Si_6$ 相的相界面光滑且清晰; 随保温时间延长, $\delta-Al_3CuNi$ 相边界处逐渐析出锯齿状相, 且其数量和尺寸随保温时间的增加而增大, $Q-Al_3Cu_2Mg_8Si_6$ 相随保温时间增加逐渐钝化; 当保温至 100 h 时, $\delta-Al_3CuNi$ 相边界基本演变为锯齿状(图 4f 中插入图), $Q-Al_3Cu_2Mg_8Si_6$ 相钝化程度进一步增加。

为了进一步探究 $\delta-Al_3CuNi$ 相边界演变为锯齿状的原因, 对保温 100 h 后的样品进行透射分析。图

5 为样品的透射照片及标记位置的电子衍射结果, 其中图 5b 为图 5a 中红色方框区域放大, 图 5c 为位置 1 的选区电子衍射结果, 图 5d 为位置 2 的选区电子衍射结果。由图可知, 在透射电镜下, 锯齿状相与基体呈现出不同衬度, 电子衍射花样标定结果表明基体为 $\delta-Al_3CuNi$ 相, 颗粒状相为 $\gamma-Al_7Cu_4Ni$ 相。说明经长时间高温热暴露后 $\delta-Al_3CuNi$ 相边界处会析出颗粒状的 $\gamma-Al_7Cu_4Ni$ 相, 随热暴露时间延长, 演变使得 $\delta-Al_3CuNi$ 相边界呈现出锯齿状。

为了探究 $\delta-Al_3CuNi$ 及 $\gamma-Al_7Cu_4Ni$ 相界面处的元素变化, 对图 5b 中 $\delta-Al_3CuNi$ 及 $\gamma-Al_7Cu_4Ni$ 相区域进行线扫分析, 结果如图 6 所示。为方便讨论, 标记 A、B、C、D 4 个区域点, 其中, AB 段为 $\delta-Al_3CuNi$ 相, 由 A 至 B, Cu、Ni 原子含量缓慢上升; BC 段为 $\gamma-Al_7Cu_4Ni$ 相, 由 B 至 C, Al 原子含量上升, Cu 原子含量急剧上升后至相边界处急剧下降, Ni 原子含量下降; CD 段则为铝基体, Al 原子含量持续上升,

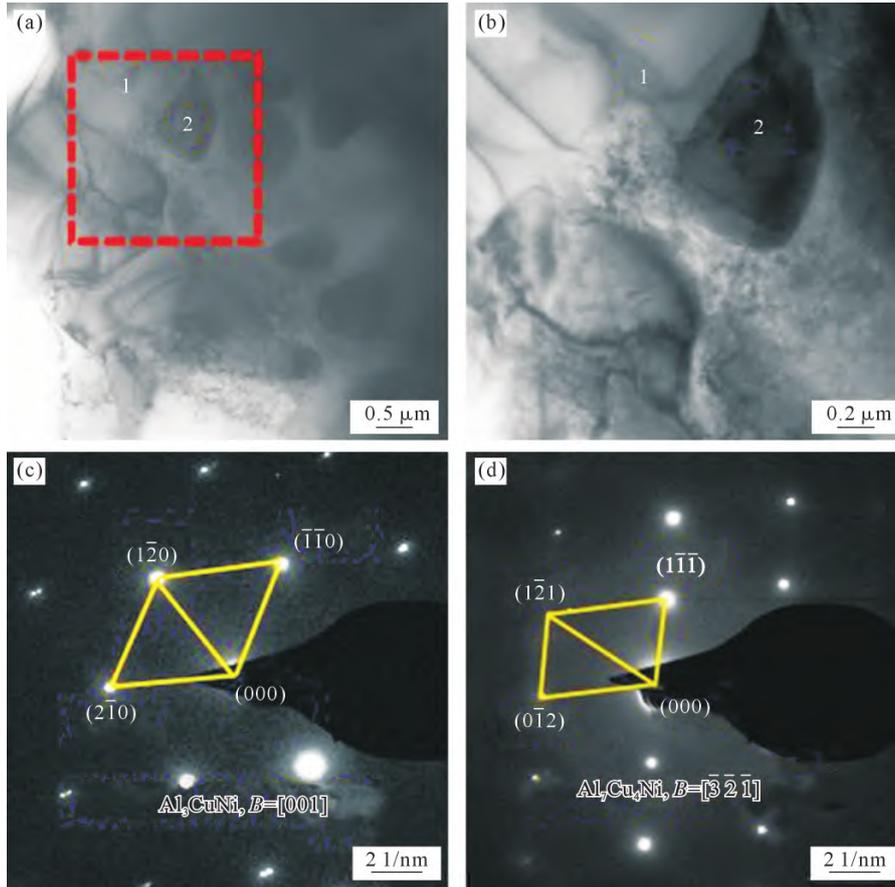


图 5 Sc 含量为 0.1% 的 Al-12Si-4Cu-2.7Ni-1Mg 合金在 420 °C 保温 100 h 后透射分析:(a, b) Al₃CuNi 和 Al₇Cu₄Ni 相形貌,其中 (b)为(a)中红框区域的放大;(c, d) Al₃CuNi 和 Al₇Cu₄Ni 相的衍射斑点

Fig.5 TEM analysis of the Al-12Si-4Cu-2.7Ni-1Mg alloy with 0.1 wt.% Sc content after holding at 420 °C for 100 h: (a, b) Al₃CuNi and Al₇Cu₄Ni phase morphology, where (b) is the enlargement of the red box region in (a); (c, d) diffraction spots of the Al₃CuNi and Al₇Cu₄Ni phases, respectively

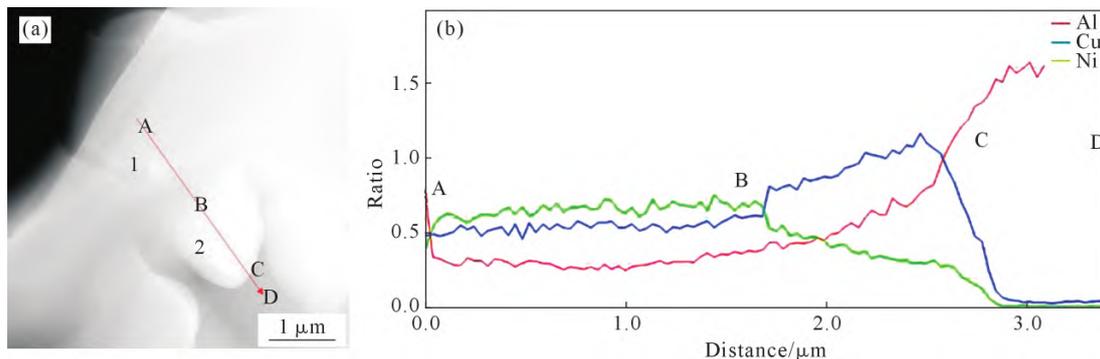


图 6 Sc 含量为 0.1% 的 Al-12Si-4Cu-2.7Ni-1Mg 合金在 420 °C 保温 100 h 后样品的能谱线扫描分析:(a) 合金组织及对应的线扫描位置;(b) 不同线扫描位置的元素分布

Fig.6 EDS line scanning analysis of the Al-12Si-4Cu-2.7Ni-1Mg alloy with 0.1 wt.% Sc after being held at 420 °C for 100 h: (a) microstructure and corresponding line scanning location; (b) distribution of elements at different line scanning locations

Cu 原子含量下降, Ni 原子含量基本为 0。在长时间的高温热暴露过程中,合金中的 δ -Al₃CuNi 相边界处析出颗粒状 γ -Al₇Cu₄Ni 相与原子的扩散息息相关。 δ -Al₃CuNi 相在合金中属于富 Cu 和 Ni 的区域,而铝基体则属于贫 Cu 和 Ni 区域。热暴露过程中, δ -Al₃CuNi 相中的 Cu、Ni 原子向铝基体中扩散,如图中 AB 段所示。又因为 Cu 原子在铝基体中扩散速率高, Ni 原子扩散速率低^[7],导致 δ -Al₃CuNi 相边界附近聚集的 Cu 原子远高于 Ni 原子,而聚集的 Cu、

Ni 原子又与铝基体中 Al 原子结合,形成 γ -Al₇Cu₄Ni 相,如图中 BC 段所示。

图 7 分别为 Sc 含量为 0.2%(图 7a~c)和 0.3%(图 7d~f)时 Al-12Si-4Cu-2.7Ni-1Mg 合金在 420 °C 保温 0~100 h 的组织演化。由图可知,与上述 Al-12Si-4Cu-2.7Ni-1Mg-0.1Sc 合金类似,在长时热暴露过程中,添加 0.2%Sc(图 7a~c)和 0.3%Sc(图 7d~f)的合金凝固组织中 δ -Al₃CuNi 相边界处析出少量颗粒状 γ -Al₇Cu₄Ni 相,而 Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆ 相随保温时间增加逐渐钝

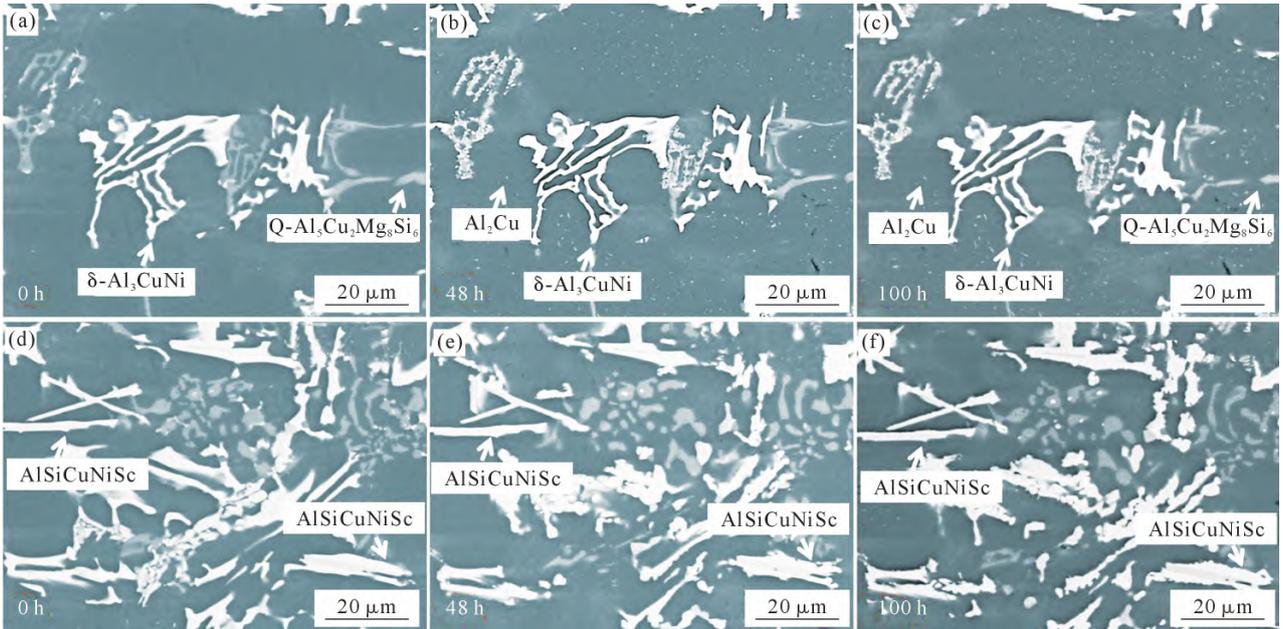


图7 不同 Sc 含量 Al-12Si-4Cu-2.7Ni-1Mg 合金在 420 °C 保温不同时间的富铜镍相组织演化:(a~c) 0.2%Sc; (d~f) 0.3%Sc
 Fig.7 Microstructural evolution of the copper-nickel-rich phase of the Al-12Si-4Cu-2.7Ni-1Mg alloy with different Sc contents after holding at 420 °C for different durations: (a~c) 0.2 wt.% Sc; (d~f) 0.3 wt.% Sc

化。此外,Al-12Si-4Cu-2.7Ni-1Mg-0.1Sc 合金 α-Al 基体中析出高密度细小粒状相,且其形貌随热暴露时间的延长而粗化(图 7b 和 c)。为进一步探究热暴露过程中析出的亮白色粒状相,将质量分数为 0.2%Sc

合金热暴露 100 h 后的样品进行透射电镜分析,结果如图 8 所示。能谱与衍射花样标定结果均表明,该相为 Al₂Cu。而在未添加 Sc 元素以及 Sc 含量较少时热暴露过程中未明显观察到 Al₂Cu 相的析出(图 4)。

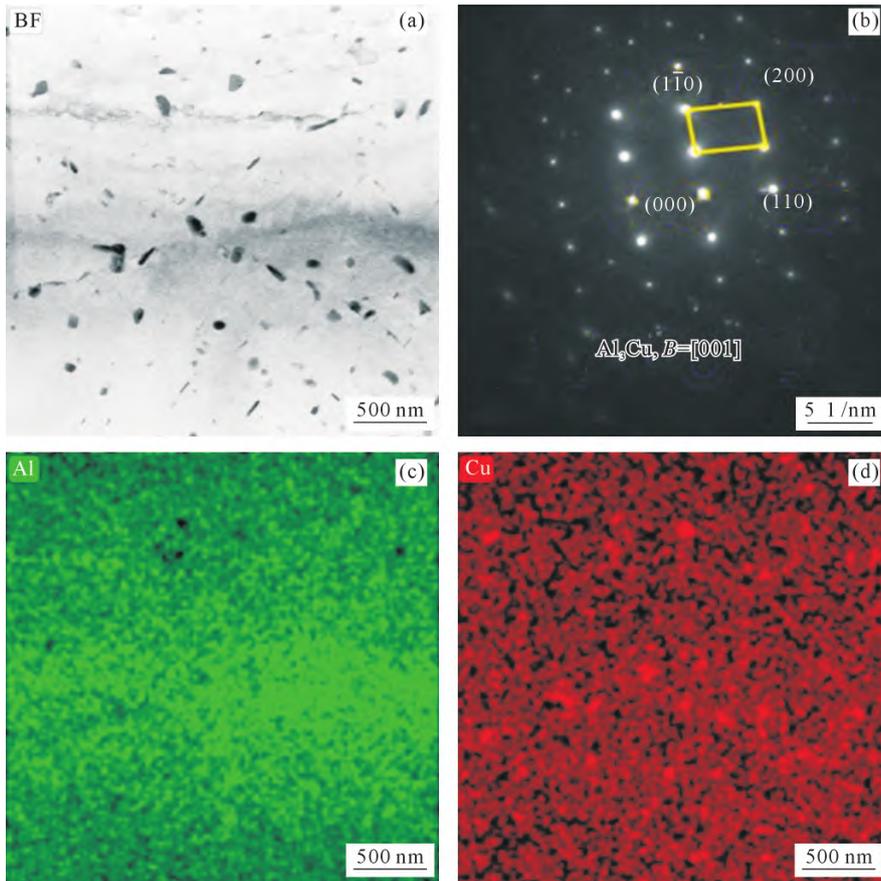


图8 Sc 含量为 0.2%的 Al-12Si-4Cu-2.7Ni-1Mg 合金在 420 °C 保温 100 h 后样品的透射分析:(a) 析出相形貌;(b) 衍射斑点;(c, d) Al 和 Cu 元素分布

Fig.8 TEM analysis of the Al-12Si-4Cu-2.7Ni-1Mg alloy with 0.2 wt.% Sc content after holding at 420 °C for 100 h: (a) precipitated phase morphology; (b) diffraction spots; (c, d) Al and Cu element distributions

这表明当添加了 Sc 元素时,会促使合金中 Al₂Cu 相析出。分析认为,Sc 元素与空位结合能较高,Sc 原子与空位间具有很强的交互作用,含 Sc 合金在高温状态下时,空位逐渐在 Sc 原子附近聚集,这为 Cu 原子脱溶析出并最终形成 Al₂Cu 相提供形核条件^[1]。

考虑到 Sc 添加导致富铜镍相发生的最大组织变化是形成了新的 AlSiCuNiSc 相,因此对典型 Al-SiCuNiSc 相在 420 °C 保温 0~100 h, 并观察其组织变化,结果如图 9 所示。可以看出,AlSiCuNiSc 相经 100 h 热暴露后,形貌未发生明显变化,甚至其尖角部分依旧保持铸态时的锐利形貌。对热暴露前后的

AlSiCuNiSc 相分别做能谱点扫分析,结果如表 3 所示,对比发现,AlSiCuNiSc 相在铸态和热暴露 100 h 后的成分几乎无变化,这表明 AlSiCuNiSc 相具有极高的热稳定性。

表3 AlSiCuNiSc相热暴露前后能谱结果
Tab.3 EDS results of the AlSiCuNiSc phase before and after heat exposure
(atomic fraction/%)

Heat exposure time/h	Al	Si	Cu	Ni	Sc
0	49.20	21.42	1.24	21.46	6.68
100	49.91	21.23	1.46	20.96	6.44

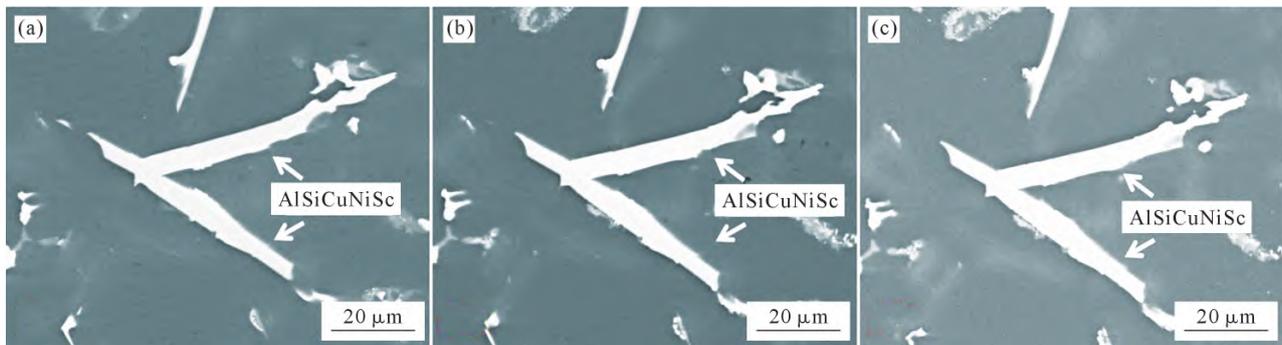


图 9 Al-12Si-4Cu-2.7Ni-1Mg-0.4Sc 合金在 420 °C 保温过程中 AlSiCuNiSc 的形貌演化:(a) 0 h; (b) 48 h; (c) 100 h
Fig.9 Morphological evolution of the AlSiCuNiSc of the Al-12Si-4Cu-2.7Ni-1Mg-0.4Sc alloy after holding at 420 °C: (a) 0 h; (b) 48 h; (c) 100 h

3 结论

(1)随 Sc 含量增加,活塞合金中形成 AlSiCuNiSc 新相,并且 AlSiCuNiSc 相的数量和尺寸随 Sc 含量的增加而增加;此外,随着 AlSiCuNiSc 相的形成, δ -Al₃CuNi 相发生由典型共晶层片向棒杆状组织的转变。

(2)热暴露过程中, δ -Al₃CuNi 相中的 Cu 和 Ni 原子向 α -Al 基体中扩散,并在 δ -Al₃CuNi 的相界面处形成纳米尺度的 γ -Al₃Cu₄Ni 相;而富 Sc 的 AlSiCuNiSc 相在热暴露前后形貌和成分几乎不发生变化,表现出极高的热稳定性。分析认为,高熔点、低热扩散系数的 Si 和 Sc 等原子在 AlSiCuNiSc 相中的存在极大提高了其热稳定性。

参考文献:

[1] SONG H, TIAN Y Q, LIU K L, ZHENG X P, WEI Y L, LIU Z Y, ZHANG R Z, WANG J S, CHEN L S, ZHANG M S. Study on microstructure evolution and heat treatment process of Al-Si-Cu-Mg cast alloys under two-step solution treatment[J]. JOM, 2025, 77: 1252-1266.
[2] JUNG J G, LEE S H, LEE J M, CHO Y H, KIM S H, YOON W H. Improved mechanical properties of near-eutectic Al-Si piston alloy through ultrasonic melt treatment[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 669: 187-195.

[3] ZUO L J, YE B, FENG J, ZHANG H X, KONG X Y, JIANG H Y. Effect of ϵ -Al₃Ni phase on mechanical properties of Al-Si-Cu-Mg-Ni alloys at elevated temperature[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 772: 138794.
[4] HAO C M, SUI Y D, YUAN Y R, LI P F, JIN H N, JIANG A Y. Composition optimization design and high temperature mechanical properties of cast heat-resistant aluminum alloy via machine learning[J]. Material & Design, 2025, 250: 113587.
[5] LI J H, PENG Y, GUO X H, LIU J N, LI L, ZHANG N, CUI X Y, WANG X, YUAN Z T, LU K. On the microstructures and properties of a Zr-modified Al-Si-Cu-Mg alloy at intermediate temperature[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1010: 178328.
[6] LIU H Q, PANG J C, WANG M, LI S X, ZHANG Z F. The effect of thermal exposure on the microstructure and mechanical properties of multiphase AlSi₁₂Cu₄MgNi₂ alloy[J]. Materials Characterization, 2020, 159: 110032.
[7] XIA F, GAO X S, LIANG M X, GUO Y C, LI J P, YANG Z, WANG J L, ZHANG L L. Effect of thermal exposure on microstructure and high-temperature fatigue life of Al-Si piston alloys[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9(6): 12926-12935.
[8] TZENG Y C, WU C T, YANG C H, LEE S L. Effects of trace Be and Sc addition on the thermal stability of Al-7Si-0.6Mg alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 614: 54-61.
[9] XUE H, YANG C, DE GEUSER F, ZHANG P, ZHANG J Y, CHEN B, LIU F Z, PENG Y, BIAN J J, LIU G, DESCHAMPS A, SUN J. Highly stable coherent nanoprecipitates via diffusion-dominated solute uptake and interstitial ordering[J]. Nature Materials,

- 2023, 22: 434-441.
- [10] 刘瑶. Sc对Al-Mg-Si(-Cu)合金力学性能及微观组织的影响[D]. 长沙:湖南大学,2021.
- LIU Y. Effect of Sc on the mechanical properties and microstructure of Al-Mg-Si(-Cu) alloy[D]. Changsha: Hunan University, 2021.
- [11] YANG C, SHAO D, ZHANG P, GAO Y H, ZHANG J Y, KUANG J, WU K, LIU G, SUN J. The influence of Sc solute partitioning on ductile fracture of Sc-microalloyed Al-Cu alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 717: 113-123.
- [12] ALLAMI A, GERANMAYEH A R, MAHMUDI R. Enhancing the creep resistance of a cast AZ91 alloy via minor Sc addition [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 26: 6244-6254.
- [13] YANG Y, YU K L, LI Y G, ZHAO D G, LIU X F. Evolution of nickel-rich phases in Al-Si-Cu-Ni-Mg piston alloys with different Cu additions[J]. *Materials & Design*, 2012, 33: 220-225.
- [14] ZUO L J, YE B, FENG J, XU X J, KONG X Y, JIANG H Y. Effect of δ -Al₃CuNi phase and thermal exposure on microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu-Ni alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 791: 1015-1024.
- [15] TZENG Y C, WU C T, YANG C H, LEE S L. Effects of scandium addition on iron-bearing phases and tensile properties of Al-7Si-0.6Mg alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 593: 103-110.
- [16] LIU G Y, BLAKE P, JI S X. 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: 151795.
- [17] CHEN H P, WU S S, LI J Y, ZHAO D J, LU S L. Effects of low nickel content on microstructure and high-temperature mechanical properties of Al-7Si-1.5Cu-0.4Mg aluminum alloy[J]. *Metals*, 2024, 14: 23.
- [18] ZHANG M H, WANG D T, NAGAUMI H, WANG R, ZHANG X Z, ZHOU P F, WU F F, ZHANG B. Achieving excellent strength-ductility in Al-Si-Cu-Mg cast alloy via effective work hardening [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, 889: 145840.
- [19] ASGHAR Z, REQUENA G, BOLLER E. Three-dimensional rigid multiphase networks providing high-temperature strength to cast AlSi10Cu5Ni1-2 piston alloys[J]. *Acta Materialia*, 2011, 59: 6420-6432.
- [20] QIN Y S, YAN Z X, WU Q H, JIANG A L, LI Y J, MA S X, LU S L, LI J Y. Development of a novel high strength Al-Si-Cu-Ni alloy by combining microalloying and squeeze casting[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 967: 171780.
- [21] COLOMBO M, GARIBOLDI E, MORRI A. Er addition to Al-Si-Mg-based casting alloy: Effects on microstructure, room and high temperature mechanical properties[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 708: 1234-1244.
- [22] WU Y P, WANG S J, LI H, LIU X F. A new technique to modify hypereutectic Al-24%Si alloys by a Si-P master alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 477: 139-144.

(责任编辑:李亚敏)