

# Sc 和 Si 相互作用对铸造 Al-Si-Sc 合金组织和性能的影响

周荣虎, 周鹏飞

(盐城工业职业技术学院 汽车与交通学院, 江苏盐城 224005)

**摘要:** 通常在铸造Al-Si合金加入Sc来改善合金的性能, 但是Si和Sc的相互作用对合金组织和性能影响仍需要进一步深入研究。本文研究了不同含量的Si和Sc对合金组织和性能的影响, 结果表明, Sc通过原位形成初生Al<sub>3</sub>Sc作为 $\alpha$ -Al异质形核质点从而细化 $\alpha$ -Al晶粒; 在凝固过程中, 共晶反应生成了网格状AlSi<sub>2</sub>Sc<sub>2</sub>相, 包晶反应形成了块状AlSi<sub>2</sub>Sc<sub>2</sub>相; 两种AlSi<sub>2</sub>Sc<sub>2</sub>相都会消耗合金中Sc原子, 从而降低了Al<sub>3</sub>Sc的细化效果; Sc还变质共晶Si为更有序的纤维/片状结构, 适当的Si与Sc的比可以避免AlSi<sub>2</sub>Sc<sub>2</sub>的形成; Al-6Si中Sc含量从0.3%增加至1%时, 抗拉强度和屈服强度均上升, 但由于AlSi<sub>2</sub>Sc<sub>2</sub>相的存在, 其伸长率下降; 当Sc含量为1%、Si含量从6%降至3%时, 抗拉强度、屈服强度和伸长率分别上升2%、12%和21%, 主要是凝固过程中析出了Al<sub>3</sub>Sc而非AlSi<sub>2</sub>Sc<sub>2</sub>相。最后, 还讨论了Si-Sc交互作用对组织演变的机制。

**关键词:** Al-Si-Sc合金; 组织; 异质形核; 变质

## 作者简介:

周荣虎(1982-), 男, 副教授, 博士, 主要从事开发物流工程、设备用高性能轻量化材料。E-mail: zhouronghu2008@126.com  
通讯作者:  
周鹏飞(1988-), 男, 讲师。E-mail: zpfjsyc@126.com

中图分类号: TG146.21  
文献标识码: A  
文章编号: 1001-4977(2024)05-0612-09

## 基金项目:

2022年度国家外国专家项目(G2022014146L); 2022年度江苏省高校基础科学(自然科学面上项目)(22KJD430011); 2022年江苏省产学研合作项目(BY20221011, 2023hx-63); 2023年校级高级人才科研项目(ygy6070014007); 2023年校级博士基金项目(ygy2201)。收稿日期: 2023-07-25 收到初稿, 2023-09-14 收到修订稿。

Al-Si系合金具有良好的铸造性能、优异的力学性能以及抗耐磨和耐蚀性等优点被广泛用于汽车和航空制造业<sup>[1-2]</sup>。加入Sc后, 组织得到细化, 性能进一步提升<sup>[3-6]</sup>。Al-Si-Sc合金凝固组织与Si和Sc的含量相关, 通常包含 $\alpha$ -Al、初生Al<sub>3</sub>Sc、共晶Si、三元AlSi<sub>2</sub>Sc<sub>2</sub>等<sup>[5-9]</sup>。初生Al<sub>3</sub>Sc与 $\alpha$ -Al的晶格错配度低<sup>[10-11]</sup>, 是非常有效的细化剂, 并且抗粗化效果好<sup>[12-13]</sup>。微量的Sc(0.4wt.%, 以下无特殊说明, 均为质量分数)就具有非常好的细化效果, 从而提高合金的力学性能<sup>[13-17]</sup>, 但是Sc含量继续增加对Al-Si合金铸态组织和性能的影响仍需要进一步深入研究。

未变质的共晶Si相尺寸粗大并且带有尖角会降低合金的力学性能, Sc加入亚共晶Al-Si合金中可变质共晶Si<sup>[18-19]</sup>, 其变质机理可能与降低铝熔体表面张力或杂质诱导的孪晶模式相关, 从而限制共晶Si的生长<sup>[20-24]</sup>。另外, 在铸造Al-Si合金中加入Al-Ti-B之类的细化剂、Si含量超过2%时, Si会降低细化剂的细化效果, 这是因为Si与Ti和B发生反应, 降低了Al<sub>3</sub>Ti和TiB<sub>2</sub>异质形核质点的析出<sup>[25]</sup>。因此, 分析Si和Sc之间的相互作用以及对铸造铝合金的组织 and 性能的影响非常有必要。

近年来, 学者越来越关注Al-Si-Sc合金中的三元AlSi<sub>2</sub>Sc<sub>2</sub>相(V相)<sup>[17]</sup>, 部分原因是寻找一种强化相来提高铝合金的强度, 例如, 利用三元AlCu<sub>2</sub>Sc<sub>2</sub>相来提高Al-Cu-Sc合金的强度<sup>[4]</sup>。在Al-7Si-Sc合金中发现纳米尺度的AlSi<sub>2</sub>Sc<sub>2</sub>颗粒, 可提高合金的力学性能, 但Sc含量达到0.65%时, 形成粗大的AlSi<sub>2</sub>Sc<sub>2</sub>晶体, 又会降低合金的抗拉强度<sup>[6, 20]</sup>。许多关于AlSi<sub>2</sub>Sc<sub>2</sub>的研究结果以及其对性能的影响情况都不一样, 这可能与Si和Sc的相互作用有关, 需要进一步研究。

本文制备了两组Al-Si-Sc合金, 一组是Si含量6%, Sc含量0.3%、0.6%、1%; 另一组Sc含量1%, Si含量6%、3%。文中所选Al-Si合金为常用系列, Sc含量最高1%是考虑到技术和成本的可接收性。主要分析Si和Sc相互作用对合金组织和性能的影响, 同时分析其对性能的不利因素。研究结果将有助于更好地理解Si-Sc相互作用, 并微调Si和Sc的组合效应, 以改善Al-Si合金的组织 and 力学性能。

# 1 试验原料与方法

## 1.1 合金制备

试验原料有工业纯Al (>99.9%)、Al-20Si和Al-2Sc中间合金，配置好四种不同成分的Al-Si-Sc合金。先将纯Al和Al-20Si置入石墨坩埚中，在SG-G24123型井式坩埚电阻炉中进行熔化，然后将准备好的Al-2Sc加入熔体中；全部熔化后，在730℃下保温30 min，然后加入0.5% C<sub>2</sub>Cl<sub>6</sub>除气，扒渣；静置10 min，待温度上升730℃时，再加入0.5% C<sub>2</sub>Cl<sub>6</sub>进行第二次除气，扒渣；静置10 min，待温度降至690℃时浇注至水冷铜模中(200 mm × 100 mm × 20 mm)。组织观察试样取于铸锭中心部位，采用SPECTROLAB M12光谱仪测试铸锭化学成分，如表1。

表1 合金化学成分  
Table 1 Chemical compositions of the alloys w<sub>B</sub>/%

合金编号	合金	Si	Sc	Fe	Al
A	Al-6Si-0.3Sc	5.84	0.29	0.012	余量
B	Al-6Si-0.6Sc	6.12	0.62	0.016	余量
C	Al-6Si-1.0Sc	6.23	1.01	0.014	余量
D	Al-3Si-1.0Sc	2.98	1.03	0.013	余量

## 1.2 微观组织观察及XRD测试

使用Image-ProPlus6.0软件统计晶粒尺寸。为更加直观的观察晶粒尺寸变化，对试样进行阳极覆膜，首先对试样进行机械研磨后，再进行阳极覆膜，覆膜溶液为3% HBF<sub>4</sub>溶液，覆膜电流200 mA，时间60 s，使用OLYMPUS GX53倒置金相显微镜观察微观组织及覆膜组织。

利用Ultima IV型多功能X射线衍射仪(XRD)测试合金的相组成，测试步长为0.02°，扫描速率20°/min，扫描范围10°~90°(2θ)，测试选用的靶材

为铜靶(Cu, Kα, λ=0.154 059 8 nm)。

利用Nova NanoSEM450扫描电镜进行组织观察和成分分析。为更加清楚的观察Si相三维形貌，根据GB/T 3246.2—2000标准，SEM试样经过标准研磨及抛光后先在10% NaOH中腐蚀10 min使得Al基体全部溶解，用清水冲洗后；然后用10% HNO<sub>3</sub>清洗，去除碱反应后残留的碱蚀产物，最后用清水冲洗干净。

## 1.3 力学性能测试

拉伸试验在CSS—2202型电子拉伸试验机上进行，加载的速率为0.1 mm/s。矩形截面拉伸试样从距铸锭底部55 mm处，两侧10 mm处截取，拉伸试样尺寸如图1，在试验前剔除不合格试样，每个数据点至少有5根合格拉伸试样，抗拉强度和断裂伸长率试验结果为5个试样的平均值。

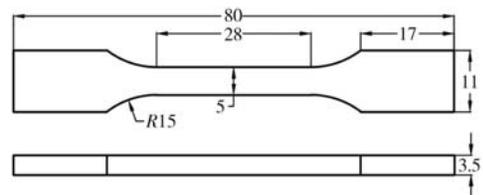


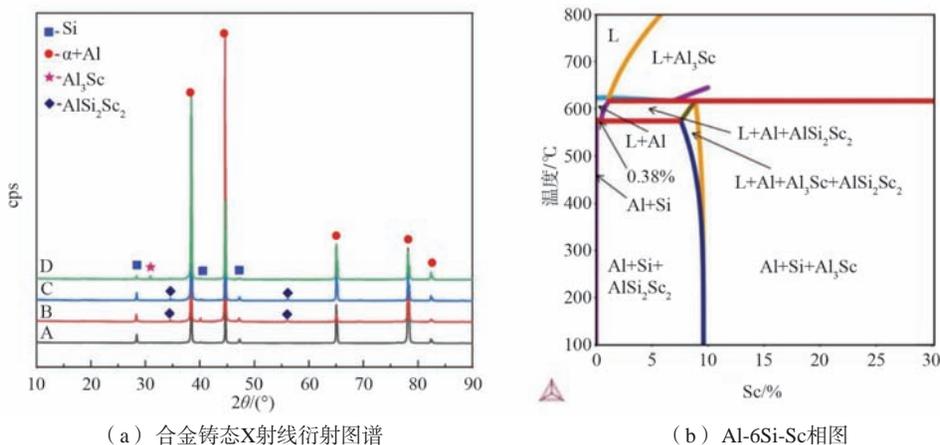
图1 拉伸试样尺寸

Fig. 1 The size of tensile testing

# 2 结果分析与讨论

## 2.1 XRD衍射

图2是合金XRD衍射图谱及Al-Si-Sc相图。从图2a中的XRD衍射图谱中可知，A合金(0.3% Sc)中仅有α-Al和共晶Si相，当Sc含量增加至0.6%~1.0%时，在B和C合金组织中出现三元AlSi<sub>2</sub>Sc<sub>2</sub>相。而当Si含量降至3%时(D合金)，三元AlSi<sub>2</sub>Sc<sub>2</sub>相消失，出现Al<sub>3</sub>Sc相。这表明由于Si和Sc的相互作用影响初生Al<sub>3</sub>Sc相和三元AlSi<sub>2</sub>Sc<sub>2</sub>相的析出。在A、B、C三个合金中XRD衍射花



(a) 合金铸态X射线衍射图谱

(b) Al-6Si-Sc相图

图2 合金XRD衍射图谱及Al-Si-Sc相图

Fig. 2 XRD patterns of the alloys and the phase diagram of Al-Si-Sc alloy

样中并未检测出初生 $\text{Al}_3\text{Sc}$ 相，这与前期的研究报道一致<sup>[6]</sup>。图2b是利用ThermoCalc软件计算了Al-6Si-Sc合金平衡相图，从图中可知当Sc含量在0.38%以下时，合金凝固组织中并没有含Sc相的析出，当Sc含量超过0.38%时，合金凝固组织中含有 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 相，这和XRD的结果一致。

## 2.2 组织演变

图3是不同Si/Sc含量的Al-Si-Sc合金铸态组织图。Sc含量从0.3%增加至0.6%时， $\alpha$ -Al（灰白色相）枝晶变细（如图3a、c所示），共晶Si相均呈纤维状；另B合金中出现了不同于 $\alpha$ -Al和共晶Si的相（如图3d蓝色箭头所示），该三元相的EDS元素成分结果为Al-39.45Si-38.26Sc（at.%），Al:Si:Sc原子比约为1:2:2，与XRD分析结果相对比，该相为 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 。继续增加Sc含

量至1.0%时（C合金），如图3e所示， $\alpha$ -Al枝晶的尺寸和分布和B合金（0.6%Sc）中基本一致，共晶Si也呈纤维状分布，但尺寸相比A和B合金的有所增大，但明显出现了比B合金中更粗大且数量更多的长块状相；如图3e中箭头所示，EDS分析结果为Al-38.43Si-39.22Sc（at.%），Al:Si:Sc原子比也约为1:2:2，同样结合上述XRD结果可知，该相也是 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 。但在A、B、C（6%Si）合金的组织中并没发现 $\text{Al}_3\text{Sc}$ 相。保持Sc为1%，降低Si含量至3%（D合金），组织中 $\alpha$ -Al明显增多但更加细小，如图3g；共晶Si则呈短杆状，尺寸相比A、B、C三种合金要略微大点，如图3i所示，并且在 $\alpha$ -Al基体上还观察到方块状相，经过EDS分析，其化学成分为Al-21.22Sc（at.%），Al:Sc原子比约为3:1，该相为 $\text{Al}_3\text{Sc}$ ，但在合金D中并没有发现类似B和C合金中的 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 相。

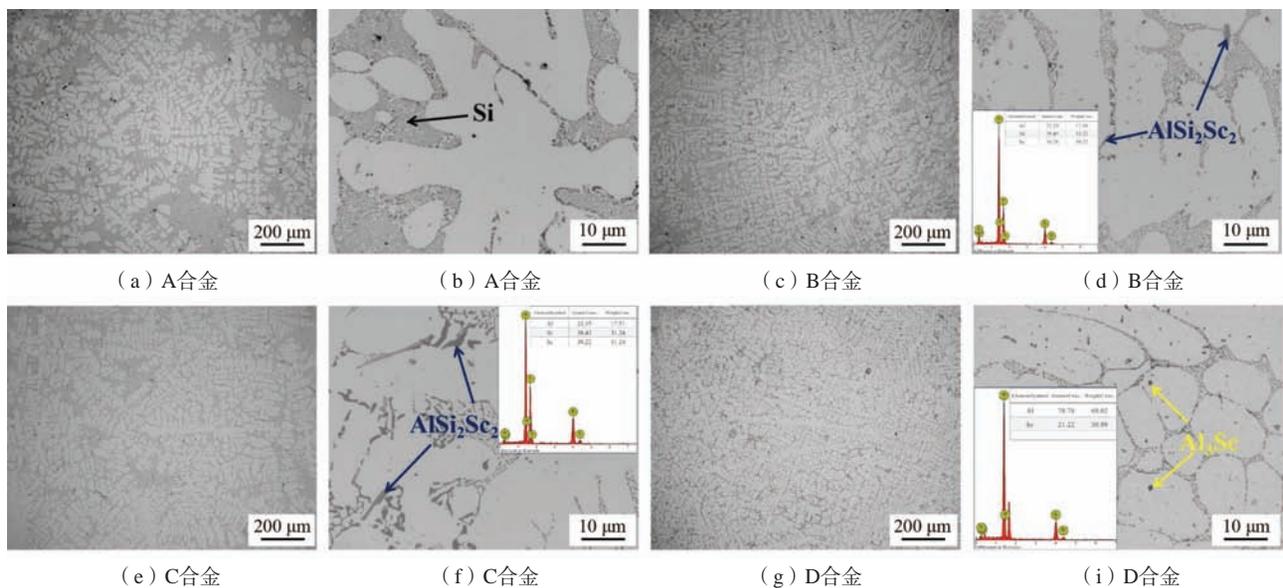


图3 合金铸态微观组织（另图中嵌入的EDS结果来源于SEM图片）

Fig. 3 Microstructure evolution of the as-cast ( the insert is EDS data of SEM image )

上述结果说明Sc加入Al-Si合金后能细化 $\alpha$ -Al并且可以变质共晶Si，同时可推断Sc形成的不同相对合金细化效果不同，同时Si和Sc之间存在相互作用，即在Al-Si合金中 $\text{Al}_3\text{Sc}$ 和 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 的析出是相互排斥的。

## 2.3 $\text{Al}_3\text{Sc}$ 相和 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 相形貌

图4是铸态合金中三元 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 相和初生 $\text{Al}_3\text{Sc}$ 相的具体形貌。首先在C合金中，如图4a-c，三元 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 相呈中空长方管状结构，EDS分析结果表明Al:Si:Sc的原子比约为1:2:2。而在D合金中，图4d-f，初生的 $\text{Al}_3\text{Sc}$ 则呈不规则的正方体状，其充分生长的晶体结构保证了稳定性好并且自身具有较高的强度<sup>[7]</sup>，作为分散

的硬核可强化铝基体。当合金相对于Sc是过共晶状态时<sup>[22-24]</sup>，原位形成的 $\text{Al}_3\text{Sc}$ 颗粒可以作为 $\alpha$ -Al在凝固过程中的有效形核质点，起到细化晶粒的作用。

在B合金中，如图5所示，相对较低的Sc含量，形成了类似网格状的 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 相，其分支与Al基体和共晶Si相相互靠近。从Al、Si和Sc的元素分布可推断 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 是由Si-Sc相互作用产生的三元相。但 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 与共晶Si或 $\alpha$ -Al的接触相对分散。尽管 $\text{Al}_3\text{Sc}$ 和 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 可以在Al熔体中通过Si-Sc相互作用形成，但两者在所研究的合金中并不是同时存在的。此外，在 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 相内部也没有发现 $\text{Al}_3\text{Sc}$ 颗粒的存在，这说明两者并不是相互依附的生长关系。

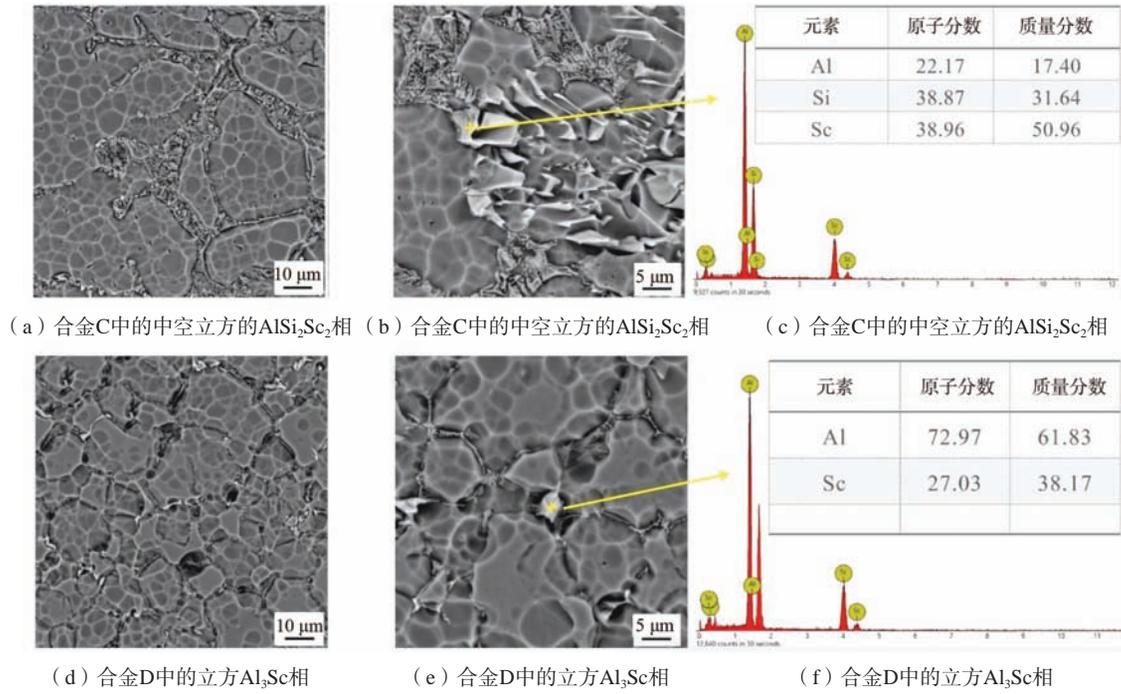


图4 合金3D-SEM组织图

Fig. 4 SEM 3-D images showing the microstructures of representative alloy samples

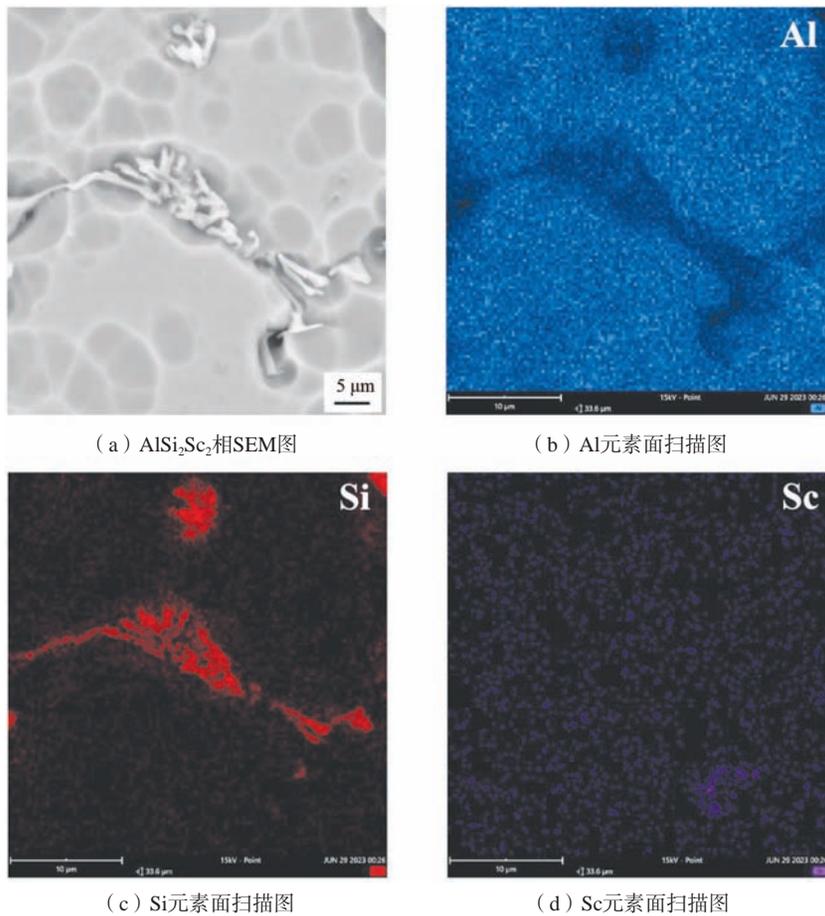


图5 合金B中网格状 $AlSi_2Sc_2$ 相SEM图及EDS能谱图 (Al, Si, Sc)

Fig. 5 SEM image and EDS mappings (Al, Si, Sc) of the network  $AlSi_2Sc_2$  phase in a representative sample of B alloy

## 2.4 共晶 Si 形貌演变

图6是不同放大倍数下不同形貌的共晶硅相的扫描电镜图。在10  $\mu\text{m}$ 尺度的SEM图中(图6a-c),可以看出凝固后 $\alpha$ -Al基体与共晶Si之间界面接触非常良好。在5  $\mu\text{m}$ 尺度的SEM图像中(图6a1, b1, c1),共晶Si呈纤维状或细层片状<sup>[18-19]</sup>,在相同的Si含量下,随着Sc含量的增加,共晶Si厚度有下降趋势。在图6a2中可观察到共晶Si呈短纤维状,但在图6b2和c2中还注意到随着Sc含量的增加,纤维/片状硅的某些部分变得更直,局部平行,显示出共晶硅的规律性增加。这些观察结果证实了Sc对共晶硅相有变质作用,尽管在Al基体和共晶Si相之间的界面上并没有发现初生 $\text{Al}_3\text{Sc}$ 颗粒。此

外,在共晶Si/ $\alpha$ -Al界面的紧密接触(图6a-c),这是由于Sc的加入使熔融Al更湿润<sup>[14, 16]</sup>。

## 2.5 晶粒尺寸演变

图7是合金偏光微观组织结构。从图中可知,在相同Si含量情况下(图7a-c),随着Sc含量的增加, $\alpha$ -Al枝晶当量直径先下降,再增加,从0.3% Sc(A合金)的380  $\mu\text{m}$ 左右先下降至170  $\mu\text{m}$ 左右(B合金)再增加至360  $\mu\text{m}$ 左右(C合金);相比C合金,Sc含量保持1%,Si含量下降至3%时(D合金), $\alpha$ -Al枝晶当量直径又下降至165  $\mu\text{m}$ 左右,这和共晶Si厚度的变化趋势类似。

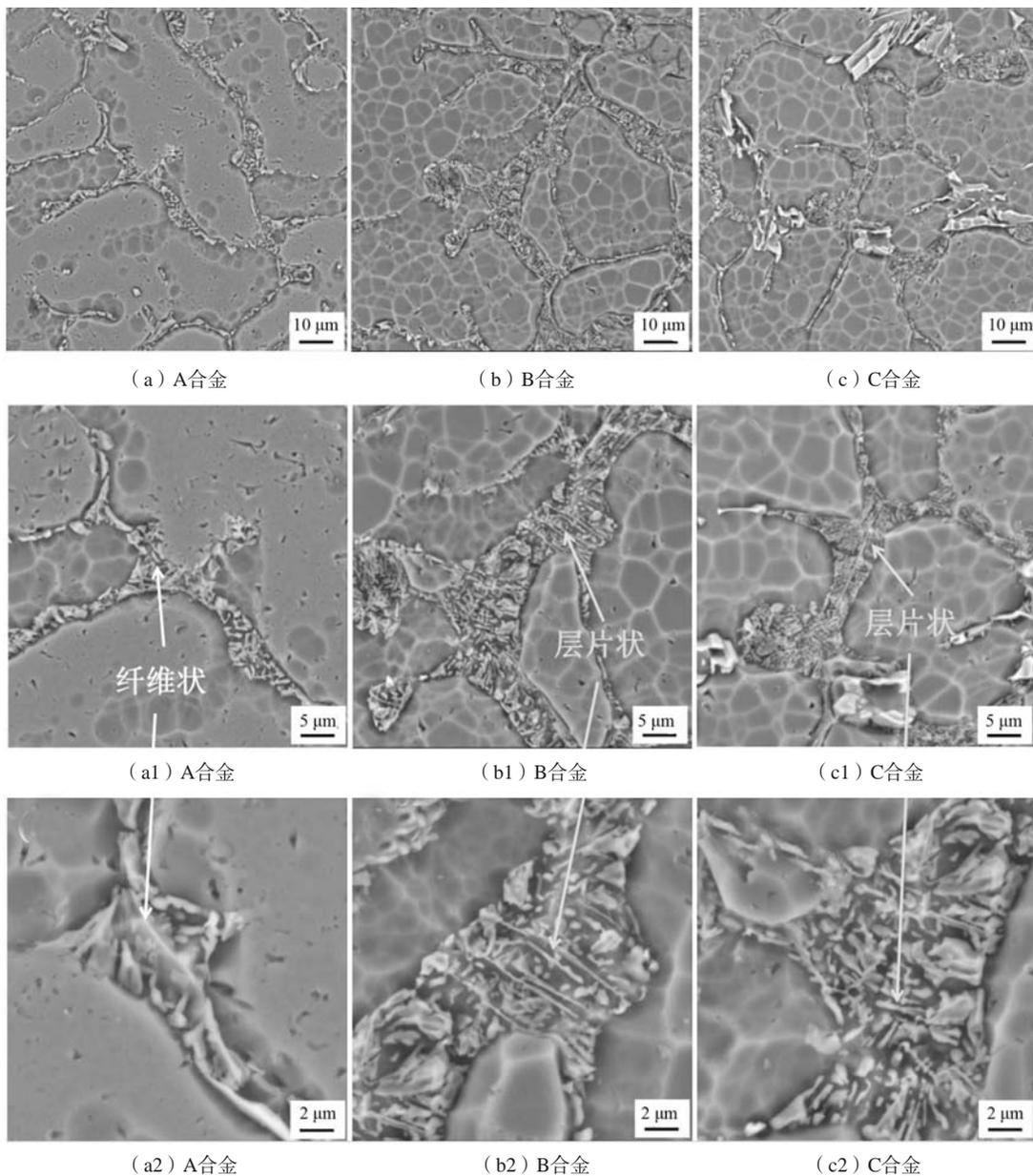


图6 合金铸态组织中共晶Si的SEM形貌

Fig. 6 SEM images of the eutectic Si in the alloys as casted

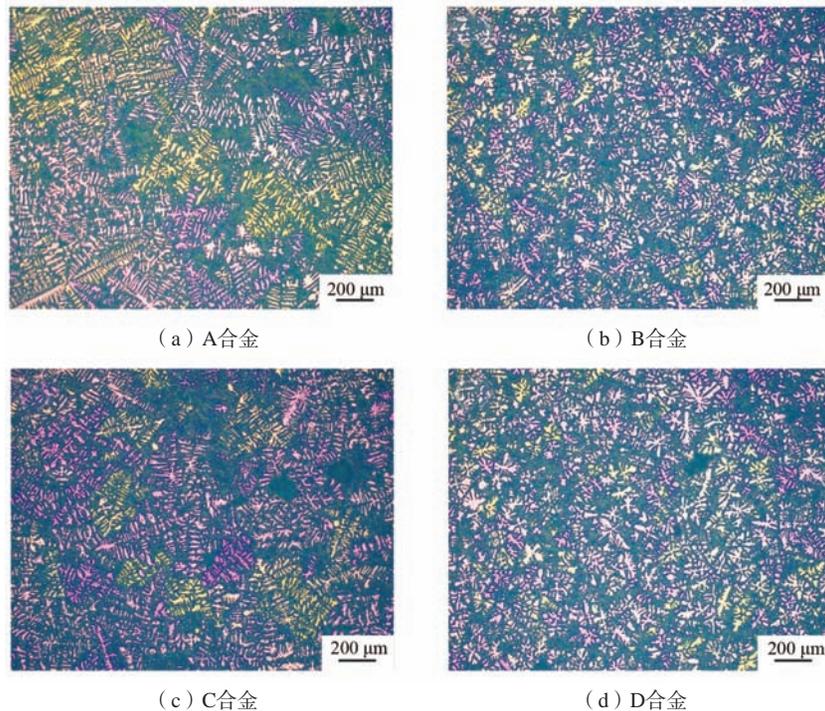


图7 合金铸态偏光组织形貌

Fig. 7 The polarized light microstructure of alloys as cast

## 2.6 力学性能与断口形貌

图8是Al-Si-Sc合金室温应力-应变曲线，表2是相应的力学性能。结果表明，保持Si含量在6%时，随着Sc含量的增加，抗拉强度和屈服强度增加，但伸长率

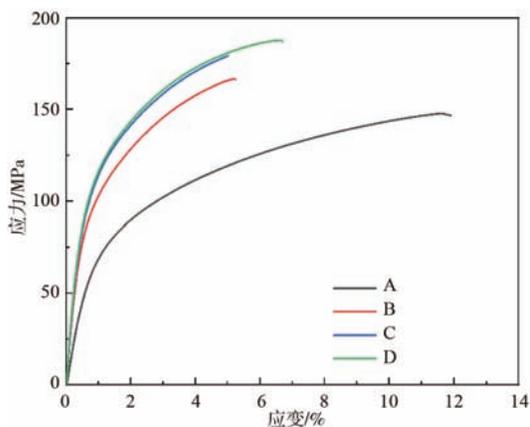


图8 合金铸态力学性能

Fig. 8 Mechanical properties of the alloys as cast

表2 合金铸态力学性能

Table 2 Mechanical properties of the as cast alloys

合金	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	断后伸长率/%
A	146.6 ± 5.6	68.9 ± 1.8	11.3 ± 1.1
B	165.5 ± 3.5	78.6 ± 2.9	5.8 ± 0.6
C	186.6 ± 2.7	83.3 ± 2.6	5.4 ± 0.4
D	189.1 ± 7.2	92.6 ± 4.3	6.5 ± 0.8

下降。保持Sc含量1%时，降低Si含量，其抗拉强度、屈服强度及伸长率均有所上升。在所有合金中，D合金的综合力学性能最佳，抗拉强度达189.1 MPa，屈服强度92.6 MPa，伸长率6.5%。相比C合金，抗拉强度、屈服强度、伸长率分别上升2%、12%和21%。

图9是合金铸态拉伸后的断口形貌，从图中可看出，所有合金中都没有明显的韧窝，只有合金D中隐约有些非常浅的韧窝。图9a中在相对平整的断面上有一些微小的解理面。图9b中也有明显的类似图9a中的解理面。继续增加Sc至1%时，断裂面变的更加平滑，并且呈层片状结构（图9c）。保持Sc含量不变，降低Si含量至3%时，解理面变小，出现非常少量的非常浅的韧窝（图9d）。

## 3 分析与讨论

### 3.1 相的转变

根据相图<sup>[15]</sup>，初生Al<sub>3</sub>Sc优先在Sc含量高于共晶成分（≥0.55）的Al-Si-Sc合金中形成。原位形成的Al<sub>3</sub>Sc颗粒在α-Al中呈有序的立方状，产生于合金熔体中并依附α-Al相中，与之前熔体中不存在Si的情况下产生的Al<sub>3</sub>Sc颗粒类似<sup>[14-17]</sup>。这意味着在凝固过程中，原位Al<sub>3</sub>Sc的形成在Si-Sc相互作用中占主导地位。在Sc含量为0.3%~0.6%的合金中，没有形成Al<sub>3</sub>Sc颗粒是因为它们的实际Sc含量太低，无法形成初生Al<sub>3</sub>Sc平衡相<sup>[15, 24]</sup>。

较高的Si含量（6%）不仅使共晶更加明显，同

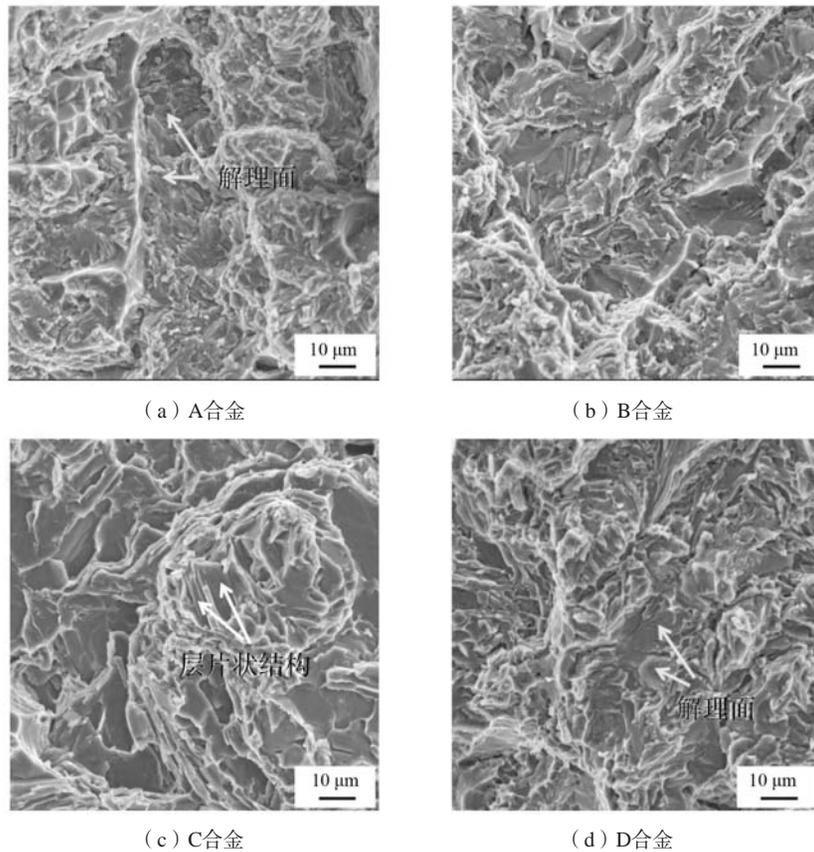


图9 Al-Si-Sc合金铸态断口形貌

Fig. 9 Fracture morphologies of as-casted Al-Si-Sc alloys

时也与Sc相互作用形成 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ ，从热力学上分析，由于Sc在Al熔体中的形成焓较低，因此有可能形成 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ <sup>[19]</sup>。在合金熔体中，随着 $\alpha$ -Al生长，初始 $\text{Al}_3\text{Sc}$ 颗粒非常小且弥散分布，导致Si和Sc等溶质原子被推至固液界面前沿。它们可以很容易地达到包晶点，并以 $\text{Al}_3\text{Sc}$ 形核质点促进 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 的形成，进一步形成C合金中块状相。然而，这一趋势可以通过降低Si含量来改变，从而降低 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 形成的化学势，这可以从D合金中推断出。另一方面，当合金中Sc含量较低（< 0.6%）时， $\text{Al}_3\text{Sc}$ 的形成动力学迟滞，因此Si和Sc溶质可以在固液界面前沿积累到更高的水平，使 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 形成的共晶点比实际上更低<sup>[14, 17]</sup>。当其分支长到与 $\alpha$ -Al枝晶臂接触时，则形成共晶网络 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 相。而在A合金并没有发现 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 相，这是由于Sc含量太低，不足以促动 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 相的形成。很明显， $\text{Al}_3\text{Sc}$ 和 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 的形成是竞争消耗溶质Sc的，两者在Si-Sc相互作用中是相互排斥。有研究表明<sup>[8]</sup>，可以通过降低Sc含量（< 0.4%）来避免 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 的形成，或者通过调控Si和Sc添加或降低Si/Sc比来避免，和本文研究的结果一样。

### 3.2 晶粒细化和共晶 Si 变质

当Si和Sc不同时存在时，Sc对组织的细化和变质

作用非常明显<sup>[10]</sup>。本文中，细化效果主要是由于原位形成了初生 $\text{Al}_3\text{Sc}$ 。在文献中<sup>[22]</sup>，Sc的细化机制主要有两种：一种是限制生长理论，这在A356合金效果并不明显；另一种是异质形核理论，但这与Sc含量以及溶质原子种类相关<sup>[6, 21]</sup>。本文研究结果表明，原位形成的初生 $\text{Al}_3\text{Sc}$ 诱导的非均质形核可能是 $\alpha$ -Al细化的机制。事实上，添加0.6%~1.0%的Sc可以确保足够数量的 $\text{Al}_3\text{Sc}$ 核来细化。然而，当这被 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 的形成所干扰时，就降低细化效果（如图3e）。

Sc的加入也可以变质共晶硅，使其形成更为序的纤维状/层片状结构，D合金中Si片/纤维的平均厚度要低于C合金。当合金中Sc含量保持1%时，将Si含量从6%降低到3%，共晶Si的比例下降，避免了 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 的形成，增强了 $\text{Al}_3\text{Sc}$ 在晶粒细化中的主导作用。值得注意的是， $\alpha$ -Al和Si共晶两者界面的紧密接触结果表明，Sc的加入提高了铝的润湿性<sup>[14, 16]</sup>，降低了Al表面张力，从而细化效果也更佳<sup>[12]</sup>。有研究指出<sup>[11]</sup>，在Al-Si界面处发现 $\text{Al}_3\text{Sc}$ 颗粒，但本研究中并未发现，其他类似的研究也未发现<sup>[13, 18]</sup>。这里可能与杂质诱导孪晶机制不相关<sup>[7]</sup>。尽管Sc含量超过0.24%时，晶粒细化效果会削弱<sup>[6, 18]</sup>，但在本工作中，1%Sc仍可有细化效果。

### 3.3 力学性能的演变

在A、B、C (6%Si)合金中,随着Sc含量的增加,强度呈上升趋势,而断后伸长率则有所下降。伸长率的下降可能是由于 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 的存在,而在没有 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 的情况下(D合金),伸长率又呈上升趋势。D合金伸长率的上升也归因于脆性共晶Si相的减少,减少了合金内部应力集中<sup>[7]</sup>。因此,D合金在强度较高的基础上,并具有较高的伸长率。在类似类型的合金( $\text{Al-7Si-0.4Sc}$ )中,强度与伸长率呈反比关系<sup>[6, 18]</sup>。综上所述,伸长率的下降主要是由于 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 的存在,这是由于 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 本身呈脆性并且其体积模量与剪切模量比值较小( $<1.75$ )<sup>[19]</sup>。在合金 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 不均匀分布,像共晶Si一样容易引起应力集中而引发裂纹<sup>[12-13]</sup>。

合金的断裂行为与合金组织相关。相比之下,D合金中解理面较少,表明在适当的Sc和Si含量下,未形成粗大的 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ ,有利于合金塑性的提高。在C合金中,不仅形成了粗大块状 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ ,还有大量未完全变质的针状共晶Si,特别是 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 相,这些在拉伸试验中均会导致应力集中从而使材料失效<sup>[14-15]</sup>。在材料设计过程中,如图10,添加Sc形成 $\text{Al}_3\text{Sc}$ 作为 $\alpha$ -Al异质形核质点,导致晶粒细化;Si含量的下降,降低了共晶Si数量,致使塑性提高。当合金中添加Sc( $<0.6\%$ ),部分溶解于熔体中,降低熔融铝的表面张力,形成了一个湿润良好的Al/Si界面。调整Si和Sc的含量,使Si全部形成共晶Si相,Sc形成 $\text{Al}_3\text{Sc}$ ,从而避免 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 的形成。因此,适当的Si与Sc的比例,在凝固过程中促使 $\text{Al}_3\text{Sc}$ 的形成,成为主导反应,可更有效的起细化和强化作用。本试验所得结果可为合金的设计和微调提供指导,以获得更好的组织和力学性能。

#### 参考文献:

- [1] 雷欣,郭永春,王建利,等. Sc添加量对Al-Si系活塞合金组织及蠕变性能的影响[J]. 热加工工艺, 2023(22): 89-94.
- [2] 崔晓明,孟闯,石博,等. Al-Si-Mg-Sc铸造合金微观组织演变及其细化变质机制[J]. 稀有金属材料与工程, 2022, 51(7): 2529-2535.
- [3] 张雅,陈建彬,吴敏. Al-Si-Mg-Cu-Zr-Sc合金中初生 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 相的形成和组织细化[J]. 热处理, 2020, 35(4): 17-21.
- [4] HOU S, FENG J, CHEN S, et al. Effect of Ti, Sc and Zr additions on microstructure and mechanical properties of rheo-diecasting Al-6Zn-2Mg-2Cu alloys[J]. China Foundry, 2023, 20(2): 125-133.
- [5] JAVIDANI.M, LAROUCHE.D. Application of cast Al-Si alloys in internal combustion engine components[J]. International Material Review, 2014, 59(3): 132-158.
- [6] 闫华,李亨,司媛,等. 微量Sc、Zr及形变热处理对Al-Mg-Si合金组织与性能的影响[J]. 金属热处理, 2017, 42(11): 7-13.
- [7] 王涛,陈晓华,王自东. Al-Si和Al-Si-Sc合金晶体-熔体界面能各向异性[J]. 稀有金属材料与工程, 2017, 46(6): 1566-1571.
- [8] ROGER L. Fundamentals of aluminium metallurgy[M]. Woodhead Publishing Ltd., A Volume in Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering, 2011.
- [9] WEI B, PAN S, LIAO G, et al. Sc-containing hierarchical phase structures to improve the mechanical and corrosion resistant properties of Al-Mg-Si alloy[J]. Material Design, 2022, 218: 110699.
- [10] 魏作山,丁海民,孙晓,等. Sc、Zr联合作用对Al-Si合金组织和性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2012, 32(12): 1171-1174.
- [11] GUO Z, LIU X, XUE J. Fabrication of Al-Si-Sc alloy bearing  $\text{AlSc}_2\text{Si}_2$  phase using ultrasonically assisted molten salt electrolysis[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 797: 883-889.
- [12] LI Q, MA X, LI B, et al. Influences of different Zr/Sc ratios on microstructure and mechanical properties of Al-2Si alloy[J]. Journal of

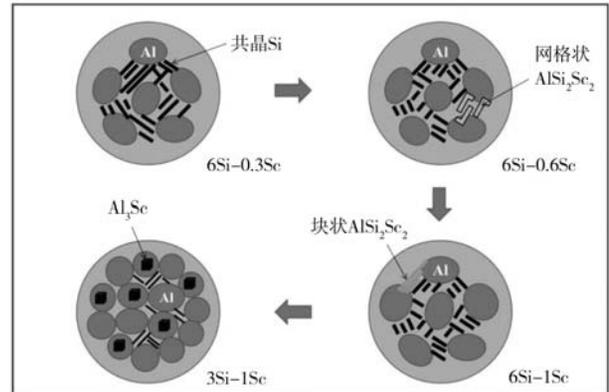


图10 Al-Si-Sc合金组织演变、晶粒细化、共晶Si变质机制示意图  
Fig. 10 Schematic drawing of microstructure evolution, grain refinement, modification of eutectic Si in Al-Si-Sc alloys

## 4 结论

(1) Al-Si合金中加入Sc,在凝固过程中原位形成初生 $\text{Al}_3\text{Sc}$ ,作为 $\alpha$ -Al异质形核质点,细化晶粒,在 $\alpha$ -Al中发现的立方 $\text{Al}_3\text{Sc}$ 颗粒,可有效强化组织。

(2) 共晶反应形成的网格状 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 有多个分枝,包晶反应形成了块状 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 相,两种 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 相都会消耗Sc溶质,从而削弱晶粒细化效果。

(3) Sc可变质共晶Si,细化为更有序的纤维/板条状结构,有利于强度的提高,适当的Si与Sc的比例可以避免 $\text{AlSi}_2\text{Sc}_2$ 的形成。

(4) 调整Si和Sc的比例,使凝固过程中主要析出 $\text{Al}_3\text{Sc}$ 相,可以有效细化组织,提高性能。因此,当Si含量较低时(3%)、Sc含量较高时( $>0.6\%$ ),合金的强度和塑性均可达到较高的水平。

- Rare Earths, 2021, 39: 105–112.
- [13] ZHANG J, FENG J, ZUO L, et al. Effect of Sc microalloying addition on microstructure and mechanical properties of as-cast Al-12Si alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2019, 766: 138343.
- [14] 刘帅, 黄宏锋, 韦莉莉, 等. 微量Sc、Er复合添加对Al-7Mg-Zr合金微观组织与力学性能的影响 [J]. 热加工工艺, 2022, 51 (6): 51–55+61.
- [15] GUO Z, XUE J, WANG Z, et al. Ultrasonic refining mechanism of ternary phase in Al-Sc based alloys prepared through molten salt electrolysis [J]. Chinese Journal of Mechanical Engineering, 2019, 42: 1465–1472.
- [16] 李浩楠, 高坤元, 丁宇升, 等. 纳米压痕法研究单晶Al-3Sc相的硬度和杨氏模量 [J]. 金属热处理, 2020, 45 (2): 250–252.
- [17] DUMBRE J, KAIRY S K, ANBER E, et al. Understanding the formation of (Al, Si)<sub>3</sub>Sc and V-phase (AlSc<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>) in Al-Si-Sc alloys via ex situ heat treatments and in situ transmission electron microscopy studies [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 861: 158511.
- [18] LI Y, JIANG Y, HU B, et al. Novel Al-Ti-Nb-B grain refiners with superior efficiency for Al-Si alloys [J]. Scripta Materialia, 2020, 187: 262–267.
- [19] LIU X, GUO Z, XUE J, et al. Effects of synergetic ultrasound on the Sc yield and primary Al<sub>3</sub>Sc in the Al-Sc alloy prepared by the molten salts electrolysis [J]. Ultrason Sonochem, 2019, 52: 33–40.
- [20] DORIN T, BABANIARIS S, JIANG L, et al. Stability and stoichiometry of Li<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> (Sc, Zr) dispersoids in Al- (Si) -Sc-Zr alloys [J]. Acta Material, 2021, 216: 117117.
- [21] 田妮, 韩世达, 周轶然, 等. Sc含量对Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr铝合金板材组织与力学性能的影响 [J]. 中国有色金属学报, 2021, 31 (12): 3489–3498.
- [22] LIU X, XUE J, GUO Z, et al. Segregation behaviors of Sc and unique primary Al<sub>3</sub>Sc in Al-Sc alloys prepared by molten salt electrolysis [J]. Journal of Materials Science and Technology, 2019, 35: 1422–1431.
- [23] LEI W, LIU X, WANG W, et al. On the influences of Li on the microstructure and properties of hypoeutectic Al-7Si alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 729: 703–709.
- [24] WANG M, LI R, YUAN T, et al. Microstructure and mechanical properties of selective laser melted Al-2.51Mn-2.71Mg-0.55Sc-0.29Cu-0.31Zn alloy designed by supersaturated solid solution [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2022, 35 (3): 354–368.
- [25] LI Y, HU B, LIU B, et al. Insight into Si poisoning on grain refinement of Al-Si/Al-5Ti-B system [J]. Acta Material, 2020, 187: 51–65.

---

## Effect of the Interaction Between Si and Sc on the Microstructure and Properties of As Casted Al-Si-Sc Alloys

ZHOU Rong-hu, ZHOU Peng-fei

(School of Automotive and Transportation, Yancheng Polytechnic College, Yancheng 224005, Jiangsu, China)

### Abstract:

Scandium (Sc) and silicon (Si) are effective for modifying Al based alloys, while their combined effect may be limited by some Si-Sc interaction, which still need to be further studied. In this paper, Al alloys with varying Si and Sc additions were prepared for microstructure characterization and tensile testing. The results showed that Sc refines the  $\alpha$ -Al grain via a heterogeneous nucleation induced by in-situ formed primary Al<sub>3</sub>Sc. A network AlSi<sub>2</sub>Sc<sub>2</sub> phase was formed via a eutectic reaction and a bulk AlSi<sub>2</sub>Sc<sub>2</sub> was generated from a peritectic reaction. Both AlSi<sub>2</sub>Sc<sub>2</sub> competitively consumed the Sc solute in the same alloy, weakening the refining effectiveness of Al<sub>3</sub>Sc. The Sc also refined the eutectic Si to more ordered fiber/plate-like structure, and a proper ratio of Si to Sc could avoid the AlSi<sub>2</sub>Sc<sub>2</sub> formation. When increasing Sc from 0.3 to 1.0 wt% in Al alloys containing 6% Si, the ultimate tensile strength (UTS) and yield strength (YS) increased, but the EL decreased due to the presence of AlSi<sub>2</sub>Sc<sub>2</sub> phase. When the Sc content was 1% and the Si content reduced from 6% to 3%, the tensile strength, yield strength and elongation increase by 2%, 12% and 21%, with Al<sub>3</sub>Sc in a dominant role in solidification reactions without AlSi<sub>2</sub>Sc<sub>2</sub> formation. The mechanisms of microstructure modification with Si-Sc interaction were also discussed.

### Key words:

Al-Si-Sc alloy; microstructure characterization; heterogeneous nucleation; modification