

引用格式: 樊振中, 柯先军, 姬广靖, 等. Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb 合金成分设计与铸态微观组织[J]. 材料工程, 2026, 54(2): 198-211.
FAN Zhenzhong, KE Xianjun, JI Guangjing, et al. Composition design and as-cast microstructure of Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2026, 54(2): 198-211.

Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb 合金成分设计与 铸态微观组织

樊振中^{1,2*}, 柯先军³, 姬广靖⁴, 李姚江³, 田艳中⁵, 黄敏^{1,2}

(1 中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095; 2 北京市先进铝合金材料及
应用工程技术研究中心, 北京 100095; 3 四川航天川南火工技术有限公司, 四川 泸州 646099;
4 四川仁川航空科技股份有限公司, 成都 610511; 5 东北大学 材料科学与工程学院, 沈阳 110167)

摘要: 采用相图设计与熔铸法制备 Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb 合金, 研究元素添加含量对合金凝固参数的影响规律, 分析铸态合金的室温拉伸性能和显微组织。结果表明: 铸态组织主要由 α -Al 基体、Al-Si 共晶相、 Mg_2Si 相、 Al_3Zr 相与 $Al_3(Sc, Zr)$ 相组成, Si 元素对铸态强度极限影响最大, Mg 元素对二次枝晶臂间距 (secondary dendrite arm spacing, SDAS) 影响最大, 液相线温度随 Si 元素含量增加连续下降, 固相线温度随 Mg 元素含量上升连续降低。Sb 元素添加后共晶 Si 相形貌由针状、长条状转变为短棒状或蠕虫状, 长宽比由 8.19 降至 3.31, 细小尺寸 Al_3Zr 相、 $Al_3(Sc, Zr)$ 相将铸态晶粒尺寸由 272 μm 细化至 224 μm , Al-6Si-0.7Mg-0.2Sc-0.15Zr-0.12Sb 合金铸态抗拉强度、屈服强度与伸长率分别达到 211、125 MPa 和 5.1%。力学性能的提升得益于 Al_3Zr 相、 $Al_3(Sc, Zr)$ 相的细晶强化和共晶 Si 相的第二相强化, 随着 Si、Mg 元素含量上升, 材料断裂机制由沿晶断裂+切窝断裂的混合断裂机制转变为沿晶断裂为主。

关键词: 相图设计; Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb 合金; 物相分析; 显微组织; 力学性能

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2025.000308 **CSTR:** 32421.14.j.issn.1001-4381.2025.000308

中图分类号: TG146.2⁺¹ **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2026)02-0198-14

Composition design and as-cast microstructure of Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb alloy

FAN Zhenzhong^{1,2*}, KE Xianjun³, JI Guangjing⁴, LI Yaojiang³, TIAN Yanzhong⁵, HUANG Min^{1,2}

(1 AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China; 2 Beijing Engineering Research Center of Advanced Aluminum Alloys and Applications, Beijing 100095, China; 3 Sichuan Aerospace Chuannan Pyrotechnics Technology Co., Ltd., Luzhou 646099, Sichuan, China; 4 Sichuan Sachuan Aviation Technology Co., Ltd., Chengdu 610511, China; 5 School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110167, China)

Abstract: Al-Si-Mg-Sc-Zr alloys are prepared through phase diagram design and the smelting process. The effect of elemental addition levels on solidification parameters is investigated. Additionally, the room-temperature tensile properties and microstructure of the as-cast alloys are thoroughly analyzed. The results reveal that the as-cast microstructure consists of α -Al matrix, Al-Si eutectic phase, Mg_2Si phase, Al_3Zr phase, and $Al_3(Sc, Zr)$ phase. Silicon has the most pronounced effect on the tensile strength, whereas magnesium primarily influences the secondary dendrite arm spacing (SDAS). The liquidus temperature gradually decreases with an increase in silicon content, and the solidus temperature continuously drops as the magnesium content rises. With the addition of the Sb element, the morphology of the eutectic silicon phase transforms from needle-like and long-striped shapes to short rod-shaped or worm-shaped forms, and its aspect ratio decreases from 8.19 to 3.31. The fine-sized Al_3Zr and $Al_3(Sc, Zr)$ phases refine the grain size from 272 μm to 224 μm . As a result, the ultimate tensile strength and yield strength reach 211 MPa

and 125 MPa, respectively, with an elongation of approximately 5.1%. The enhancement of mechanical properties is attributed to the fine-grained strengthening of the Al_3Zr and $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ phases, as well as the second-phase strengthening effect of the eutectic silicon phase. As the addition of silicon and magnesium elements increases, the fracture mechanism shifts from a combination of intergranular and dimple fractures to purely intergranular fractures.

Key words: phase diagram design; Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb alloy; phase analysis; microstructure; mechanical property

铝合金密度低、比强度高、比刚度高、耐蚀性好且加工性能优异,在航空航天、发动机、汽车与建筑领域得到了广泛的应用^[1-2]。与其他制造工艺相比,铸造可实现复杂结构的一体化成形,起到较好的结构减重和材料减重效果。如汽车传动体系中,约100%的活塞、75%的气缸盖以及85%的进气歧管都是选用铸造铝合金^[3-4],通过在Al-Si铸造合金中添加Mg、Cu、Mn、Zr等元素可提升合金的高温性能,满足航空发动机复杂壳体的使役需求^[5-6]。为满足铝合金复杂结构制件的轻量化设计与加工制造要求,可采用固溶强化、细晶强化、位错强化和第二相强化进一步提高铝合金材料的机械强度,目前通常采用微合金化,通过在铝合金中添加Sc、Zr、Er等微量元素,在细晶强化的基础上通过 Al_3Sc 、 Al_3Zr 、 Al_3Er 等第二相进一步钉扎晶界或位错滑移,提高铝合金的强度与塑性^[7]。

Zr元素可与Al形成有限溶解度的包晶组织,细化晶粒尺寸并提高合金的再结晶温度,单独添加0.18% (质量分数,下同)Sc,材料强度极限可提高30%,晶粒尺寸降低85 μm ^[8-10]。复合添加Zr、Sc元素可提高 $(\text{Al}_{3x})\text{L}_2$ 弥散相的析出速率,抑制 $\text{Al}_3\text{Sc}/\text{Al}_3(\text{Sc}_{1-x}, \text{Ti}_x)$ 相的粗化,细小尺寸 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 沉淀相的析出可大幅提升材料高温性能,300 $^\circ\text{C}/100$ h时效热处理仍可保持材料硬度基本不变^[11-13]。通过添加0.1%~0.25%Zr、0.1%~0.4%Sc,形成了大量的 $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Sc})$ 纳米相,抑制了 $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ (T相)的析出,细小尺寸 Al_2CuMg (S相)的析出数量及密度得到提升,改善了Al-Cu铝合金中W相的形貌及分布, AlScZr 相和 AlCuScZr 相提高了合金的高温性能,晶粒尺寸由396 μm 降至55 μm ,材料强度极限与伸长率分别达到354 MPa与19.7%^[14-17]。在Al-Mg合金中添加Zr、Sc,与 α -Al基体呈共格关系 Al_3Zr 纳米相的析出,可阻碍位错滑移及亚晶界迁移、合并,提高材料室温强度极限与高温性能,材料各向异性显著降低,材料室温强度极限、伸长率与 K_{IC} 可达500 MPa、20%与21.4 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ^[18-20]。添加Ag、Sr等元素虽可提高Al-Si合金中 β'' 相析出密度并促进球状 AlFeSi 相的形成,提升材料室温强度极限,但与Sc、Zr元素相比,强度提升效果有限^[21-22]。在Al-

Mg-Si铝合金中添加Sc、Zr,可诱发粒子激发形核 (particle stimulated nucleation, PSN)再结晶机制,改善硅相形貌,抑制再结晶并细化亚晶粒尺寸,大幅提升析出相界面应力峰值,促进析出大量 β 相和 $\{111\}$ 惯析面板状GP II -Mg区, $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 相可将铸态晶粒尺寸细化至27 μm ,二次枝晶臂间距 (secondary dendrite arm spacing, SDAS)由53.6 μm 降至17.5 μm ,材料强度极限提高15%,材料伸长率提升至35%^[23-27]。在Al-Zn-Mg-Cu铝合金中添加0.3% Sc和0.1%Zr后,大量 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Er})$ 粒子钉扎了位错滑移,合金高温性能大幅提高,大量异质形核 $\text{Al}_3(\text{Sc}_x, \text{Zr}_{1-x})$ 质点将晶粒尺寸由82.4 μm 细化至51.7 μm ,经120 $^\circ\text{C}/30$ h热处理材料强度极限可达736 MPa^[28-30]。在Al-Li合金中添加Sc、Zr,降低了 Al_3Li 相、 AlLi 相自由能,析出相密度显著增加,材料伸长率由3.3%升至18%,强度极限提高了33 MPa^[31-32]。

目前,关于在铝合金中添加Sc、Zr元素的研究多集中在变形铝合金研究领域,对铸造Al-Si合金开展的Sc、Zr元素添加影响和作用机制研究较少,且铸造铝合金凝固冷却速率远小于变形铝合金的熔铸冷却速率,Sc、Zr元素的添加作用效果及影响机制有所不同。因此,本工作基于Al-Si-Mg铸造合金,通过添加Sc、Zr与Sb元素结合相图设计,开展Sc、Zr元素添加含量对其铸态微观组织和室温拉伸性能的影响规律研究,探究Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb合金的最佳成分配比,为高强高韧Al-Si-Mg铸造合金的成分设计与工业制备奠定研究基础。

1 实验材料与方法

1.1 材料制备

实验共设计4因素3水平9种不同化学成分的Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb合金,见表1,所涉及的5种原材料均由中国航发北京航空材料研究院提供。熔炼原料初始状态:纯度大于99.99%的铝锭、纯度大于99.95%的镁锭、AlSi12中间合金、AlSc2中间合金、AlZr4中间合金和AlSb4中间合金,按照设计成分分配比称重。将

称量好的锭块和中间合金放入北辰亿科500 kW中频感应炉内进行加热,锭块与中间合金完全熔化后添加粉体除渣剂进行除渣,除渣剂占熔体总质量的0.65%,除渣剂由 C_2Cl_6 、 TiO_2 和 $CaCO_3$ 组成,质量配比为72:20:8;除渣结束后降温至725℃,采用MTS1500 Minilid Head型旋转精炼机进行除气,气体为高纯氩气,旋转喷吹转子转速设定为 $500\text{ r}\cdot\text{min}^{-1}$,旋转喷吹除气时间为12 min。除渣除气结束后将熔体温度调整至720℃,静置保温15 min后浇铸金属型试样,金属型试样模具材质为45钢,模具浇铸温度为120℃。

表1 Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb合金的化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical compositions of Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb alloy (mass fraction/%)

Sample	Si	Mg	Sc	Zr	Sb	Al
1	6.0	0.4	0.1	0.10	0.12	Bal.
2	6.0	0.7	0.2	0.15	0.12	Bal.
3	6.0	1.0	0.4	0.20	0.12	Bal.
4	7.5	0.4	0.4	0.15	0.12	Bal.
5	7.5	0.7	0.1	0.20	0.12	Bal.
6	7.5	1.0	0.2	0.10	0.12	Bal.
7	9.0	0.4	0.2	0.20	0.12	Bal.
8	9.0	0.7	0.4	0.10	0.12	Bal.
9	9.0	1.0	0.1	0.15	0.12	Bal.

1.2 性能测试与组织观察

计算相图法(calculation of phase diagrams, CALPHAD)是热力学计算的理论基础,多元合金组系统中的每个相都可用一个数学方程来描述其热力学模型,当整个体系吉布斯能达到最小值时,体系达到平衡。近年来,基于CALPHAD开发出了适用于多元成分铝合金相平衡计算的软件,PANDAT软件于1996年由CompuTherm LLC公司开发,以PanEngine为核心计算引擎,内置热力学数据库并支持自定义扩展,可准确计算多元多相体系的稳定平衡相图^[33-34]。与PANDAT软件相比,同样基于CALPHAD法构建的JMatPro软件主要用于对多组分铝合金的性能进行模拟预测,计算准确度较高,应用较为广泛^[35]。采用PANDAT软件计算Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb合金的平衡相图,利用JMatPro软件对Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb合金的性能进行计算预测。采用砂纸和金刚石抛光剂对Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb合金铸态试块进行研磨与抛光,再利用Keller试剂对抛光后的试块进行腐蚀,腐蚀时间约15 s,利用ZeissScope-A1型光学显微镜观察合金的显微组织。铸态试样阳极化覆膜试剂由38 mL H_2SO_4 +43 mL H_3PO_4 +19 mL H_2O 组

成,阳极化覆膜工艺参数为10 V/40 s+15 V/20 s+20 V/20 s。利用D8 ADVANCE型X射线衍射仪对铸态试样进行X射线衍射分析(X-ray diffraction, XRD),测试参数为CuK α 衍射, $\lambda=0.154\text{ nm}$,加速电压为40 kV, 2θ 角范围为 $20^\circ\sim 90^\circ$,扫描速率为 $5^\circ/\text{min}$,并采用Jade 6.0软件对XRD图谱进行处理和物相分析。采用FEI nano 450型场发射扫描电子显微镜观察室温拉伸试样断口形貌,工作电压15 kV,工作距离为10~15 mm,工作电流为55~60 μA ,采用EDS对断口表面元素分布进行定量标定。将铸态试棒按照GB/T 228.1—2010加工成 $\Phi 5\text{ mm}$ 标准室温拉伸试样,利用Instron 5982型万能试验机按照GB/T 228.1—2010测试合金的室温拉伸性能,拉伸速度为1.5 mm/min。

2 结果与分析

2.1 合金组元相图设计

图1为不同元素含量下的Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb合金平衡凝固相图。由图1可知,Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb合金平衡凝固条件下铸态组织主要由 α -Al基体、Al-Si共晶相、 Mg_2Si 相、 Mg_3Sb_2 相与 $Al_3(Zr,Sc)$ 相组成,凝固析出顺序为 $L\rightarrow Mg_3Sb_2+L\rightarrow Al_3Zr+Mg_3Sb_2+L\rightarrow Mg_3Sb_2+Al_3Zr+Al_3(Sc,Zr)+L\rightarrow Mg_3Sb_2+Al_3Zr+Al_3(Sc,Zr)+L+Al\rightarrow Mg_3Sb_2+Al_3Zr+Al_3(Sc,Zr)+L+Al+Si\rightarrow Mg_3Sb_2+Al_3Zr+Al_3(Sc,Zr)+Al+Si+Mg_2Si$ 。由图1(a)平衡凝固相图可知, Mg_3Sb_2 相析出温度随Mg含量增加不断升高,且当Mg元素添加含量 $>0.22\%$ 时可形成 Mg_2Si 相。当Si元素添加含量 $>6\%$ 时,在555℃温度范围析出Al-Si共晶相,作为凝固形核质点的 $Al_3(Zr,Sc)$ 相在约630℃析出直至凝固结束,见图1(b)。由图1(c)和图1(d)可知, Al_3Zr 相优先于 $Al_3(Zr,Sc)$ 相凝固析出,Sc元素添加含量为0.15%~0.30%时 $Al_3(Zr,Sc)$ 相析出数量连续上升; Al_3Zr 相析出温度随Zr元素添加含量增加持续提高,当Zr元素添加含量由0.1%升至0.15%时, Al_3Zr 相析出温度由630℃提高至660℃, Al_3Zr 相析出温度区间随之增加,可在熔体中形成数量更多的凝固形核质点,细化铸态组织;600℃凝固析出的 Al_3Sc 相依附在 Al_3Zr 相生长界面,形成 $Al_3(Zr,Sc)$ 相,作为异质形核质点进一步细化铸态晶粒。

2.2 不同元素含量凝固参数极差分析

不同成分Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb合金凝固参数计算结果如图2所示。图2(a)为凝固冷却曲线计算结果,图2(a)的固、液相线计算结果见表2,随着Si元素添加含量增加,液相线温度连续下降;在相同Si元素添加

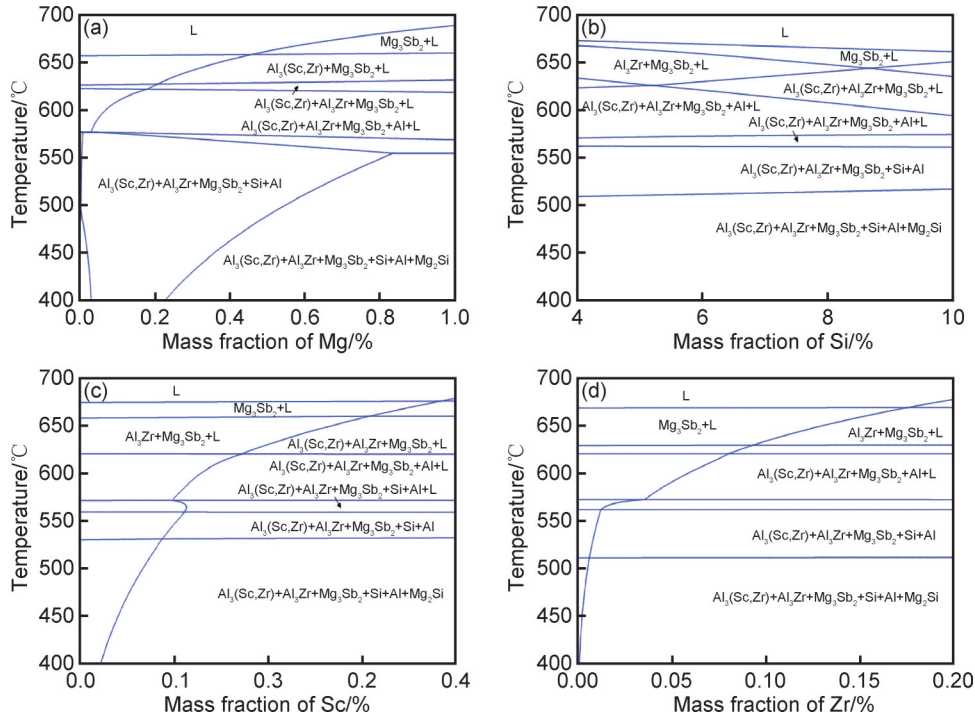


图 1 Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb 合金平衡凝固相图

(a)Mg 元素; (b)Si 元素; (c)Sc 元素; (d)Zr 元素

Fig.1 Equilibrium solidification phase diagram of Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb alloys

(a)Mg element; (b)Si element; (c)Sc element; (d)Zr element

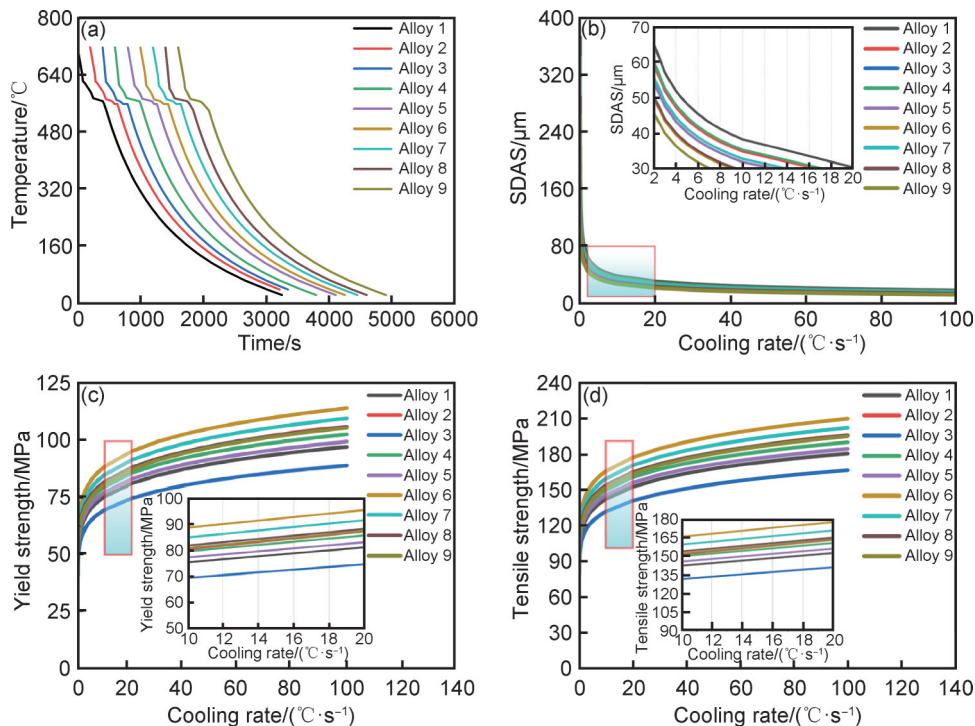


图 2 Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb 合金凝固参数计算结果

(a)冷却曲线; (b)二次枝晶臂间距; (c)铸态屈服强度; (d)铸态抗拉强度

Fig.2 Solidification parameters calculation results of Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb alloys

(a)cooling curve; (b)SDAS; (c)yield strength in as-cast state; (d)tensile strength in as-cast state

含量下,固相线温度随着 Mg 元素添加含量增加而持续下降,当添加 0.2%Sc 元素和 0.15%Zr 时,固液相线

差值最大,为 65.3 °C;当添加 0.4%Sc 元素和 0.10%Zr 元素时,固液相线差值最小,为 35.8 °C。Al-Si-Mg-

Sc-Zr-Sb合金铸态二次枝晶臂间距、屈服强度和抗拉强度计算结果分别见图2(b), (c), (d), Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb合金铸态强度与SDAS极差分析结果见表3。表3中 k_{I-TS} 代表Si元素第一水平(添加含量为6.0%)铸态

抗拉强度平均值,分别为157.8、173.2 MPa和165.3 MPa的平均值, k_{II-TS} 和 k_{III-TS} 则分别代表Si元素第二水平(添加含量为7.5%)和第三水平(添加含量为9.0%)铸态抗拉强度平均值; R_{TS} 代表Si元素不同水平最大值与最小值的差值,即 k_{III-TS} (191.0)与 k_{I-TS} (165.4)的差值。由表3可知,Si元素添加含量对Al-Si-Mg-Sc-Zr合金铸态抗拉强度和屈服强度的影响权值最高,其次为Mg元素,Zr元素的影响略高于Sc元素;Mg元素添加含量对铸态组织SDAS影响权值最高,其次为Si元素,Zr元素和Sc元素的影响较小,且权值相同。基于表3铸态强度计算结果,在添加6.0%、7.5%和9.0% Si元素下分别选择铸态强度最高的合金成分2、合金成分6和合金成分9进行熔炼浇注实验。不同合金元素水平下的铸态抗拉强度和屈服强度如图3所示,由图3计算结果可知,当添加9.0%Si、1.0%Mg、0.2%Sc、0.12%Sb和0.15%Zr元素时,Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb合金可制备得到较高的铸态抗拉强度与屈服强度。

表2 Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb合金固液相线计算结果

Table 2 Solid-liquid phase line calculation results of Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb alloys

Sample	Liquidus temperature/°C	Solidus temperature/°C	Liquid-solid temperature range
1	622.1	564.3	57.8
2	622.9	557.6	65.3
3	620.5	555.7	64.8
4	611.9	564.3	47.6
5	613.7	556.6	57.1
6	609.4	555.7	53.7
7	610.3	557.6	52.7
8	599.2	563.4	35.8
9	599.2	543.2	56

表3 Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb合金铸态强度与SDAS极差分析

Table 2 As-cast strength and SDAS extreme deviation analysis of Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb alloys

Sample	Si	Mg	Sc	Zr	Tensile strength/MPa	Yield strength/MPa	SDAS/ μm
1	6.0	0.4	0.1	0.10	157.8	84.1	25.7
2	6.0	0.7	0.2	0.15	173.2	92.9	23.4
3	6.0	1.0	0.4	0.20	165.3	88.4	21.5
4	7.5	0.4	0.4	0.15	163.5	87.4	23.6
5	7.5	0.7	0.1	0.20	170.3	91.3	21.4
6	7.5	1.0	0.2	0.10	186.7	100.7	19.5
7	9.0	0.4	0.2	0.20	181.4	97.7	21.9
8	9.0	0.7	0.4	0.10	188.9	102.0	19.8
9	9.0	1.0	0.1	0.15	202.7	110.1	18.0
k_{I-TS}	165.4	167.6	176.9	177.8			
k_{II-TS}	173.5	177.5	180.4	179.8			
k_{III-TS}	191.0	184.9	172.6	172.3			
R_{TS}	25.6	17.3	7.8	7.5			
Influence factor of added elements: Si>Mg>Sc>Zr							
k_{I-YS}		88.5	89.7	95.2	95.6		
k_{II-YS}		93.1	95.4	97.1	96.8		
k_{III-YS}		103.3	99.7	92.6	92.5		
R_{YS}		14.8	10.0	4.5	4.3		
Influence factor of added elements: Si>Mg>Sc>Zr							
k_{I-SDAS}		23.5	23.7	21.7	21.7		
$k_{II-SDAS}$		21.5	21.5	21.6	21.7		
$k_{III-SDAS}$		19.9	19.7	21.6	21.6		
R_{SDAS}		3.6	4.0	0.1	0.1		
Influence factor of added elements: Mg>Si>Sc=Zr							

2.3 相组成

图4为合金成分2、合金成分6和合金成分9熔炼

浇注试样的XRD物相分析结果。由图4(a)可知,铸态组织主要由 α -Al基体、Al-Si共晶相、 Mg_2Si 相、 Al_3Zr

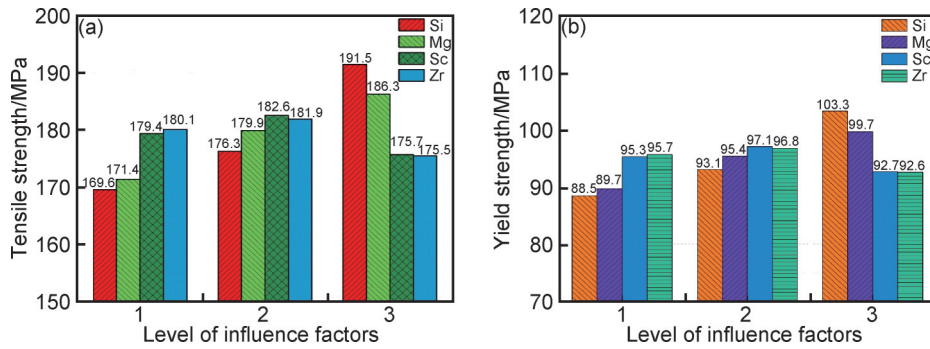


图3 不同合金元素水平下的铸态抗拉强度和屈服强度
(a)抗拉强度;(b)屈服强度

Fig.3 As-cast tensile and yield strength at different alloy element levels
(a)tensile strength;(b)yield strength

相与 $Al_3(Sc, Zr)$ 相组成,分析认为 Mg_3Sb_2 相是在平衡凝固条件下形成,实际浇注过程受模具冷却、非均质凝固形核质点等影响,多为非平衡凝固环境;且 Sb 元素添加含量较少,仅为 0.12%,因此在 Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb 合金铸态组织中未观察到 Mg_3Sb_2 相。由图 4(b), (c) 可知,与 Al-7.5Si-1Mg-0.2Sc-0.15Zr-0.12Sb 合金 (111) 晶面和 (220) 晶面衍射峰相比, Al-6Si-0.7Mg-0.2Sc-0.15Zr-0.12Sb 合金的衍射峰向左偏移, Al-9Si-1Mg-0.1Sc-0.15Zr-0.12Sb 合金的衍射峰向右偏移。结合式(1)和式(2)可知,当 Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb 合金凝固第二相原子进入晶格间隙位置或析出相溶入 α -Al 基体形成固溶体时,将引起晶格膨胀,造成衍射峰向左偏移。Al 原子晶格常数 $a=0.40494$ nm,空间点群为 $Fm-3m$; $Al_3(Sc, Zr)$ 原子晶格常数 $a=0.4108$ nm,空间点群为 $Pm-3m$; Al_3Zr 原子晶格常数 $a=0.4005$ nm,

$b=0.4005$ nm、 $c=1.7285$ nm,空间点群为 $I4-MMM$; 可知当合金中形成一定数量 $Al_3(Sc, Zr)$ 、 Al_3Zr 第二相时,晶格将发生膨胀,衍射峰向左产生偏移。与 Al-7.5Si-1Mg-0.2Sc-0.1Zr-0.12Sb 合金相比, Al-6Si-0.7Mg-0.2Sc-0.15Zr-0.12Sb 合金中的 Sc、Zr 元素总添加含量为 0.35%,将析出更多的 $Al_3(Sc, Zr)$ 相、 Al_3Zr 相,因此衍射峰向左偏移; Al-9Si-1Mg-0.1Sc-0.15Zr-0.12Sb 合金中的 Sc、Zr 元素总添加含量为 0.25%, $Al_3(Sc, Zr)$ 相和 Al_3Zr 相析出数量减少,衍射峰向右偏移。

$$n\lambda = 2d\sin\theta \quad (1)$$

式中: n 为衍射级数; λ 为 X 射线衍射波长; d 为晶面间距; θ 为衍射角; 晶面间距 d 可由式(2)进行计算。

$$d = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \quad (2)$$

式中: a 为晶格常数; h, k, l 为晶面的密勒指数。

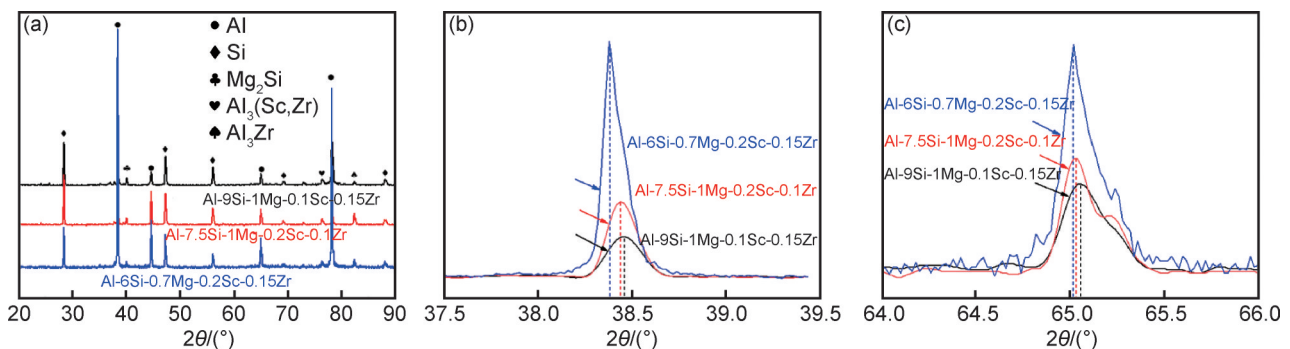


图4 Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb 合金的 XRD 图谱及组成相标定
(a)铸态相;(b)(111)_{Al}晶面衍射峰;(c)(220)_{Al}晶面衍射峰

Fig.4 XRD patterns and compositional phase calibration of Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb alloys
(a)as-cast phase;(b)(111)_{Al} crystal diffraction peaks;(c)(220)_{Al} crystal diffraction peaks

2.4 铸态室温拉伸性能

Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb 合金室温拉伸性能如图 5 所示。观察发现, Si 作为主要强化元素,室温拉伸性能并未随 Si 元素添加含量上升而连续增强,反而随 Si 元

素含量增加连续下降,当 Si 元素添加含量为 6.0% 时室温拉伸性能取得最大值, Al-6Si-0.7Mg-0.2Sc-0.15Zr-0.12Sb 合金铸态抗拉强度、屈服强度与伸长率分别达 211、125 MPa 与 5.1%。分析认为, Al-Si-Mg-

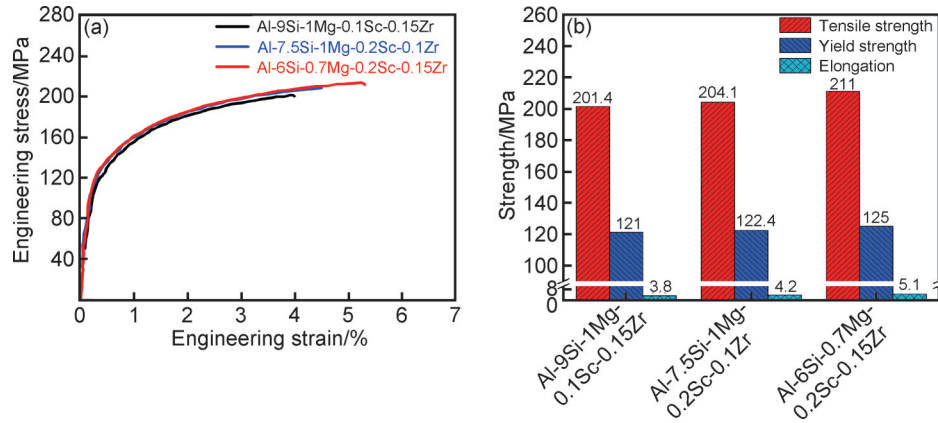


图5 Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb合金室温拉伸性能

(a)工程应力-应变曲线;(b)室温力学性能

Fig.5 Room temperature tensile properties of Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb alloys

(a)engineering stress-strain curves;(b)room temperature mechanical properties

Sc-Zr-Sb合金铸态组织主要由 α -Al、共晶Si相、 Mg_2Si 相、 Al_3Zr 相与 $Al_3(Sc, Zr)$ 相组成,其中 Al_3Zr 相和 $Al_3(Sc, Zr)$ 相作为凝固形核质点,可有效细化 α -Al,起到细晶强化效果; Mg_2Si 相和共晶Si相作为硬质颗粒相,主要起第二相强化作用,其中以共晶Si相强化效果为主。异质形核理论认为铸态金属的晶粒细化程度主要取决于单位体积和单位时间内的晶核数目及有效形核效果,晶核的有效形核效果则取决于该晶核与 α -Al基体的晶格常数和晶格类型,一般认为当形核晶核与 α -Al基体晶格类型一致,且错配度小于5%时,就可作为有效的异质形核,可细化晶粒。 $Al_3(Sc, Zr)$ 相和 α -Al相同属面心立方结构,晶格类型相同, $Al_3(Sc, Zr)$ 相的晶格常数为0.409 nm, α -Al相的晶格常数为0.405 nm,代入式(3)计算二者的错配度(δ):

$$\delta = \frac{\alpha_s - \alpha_n}{\alpha_n} \times 100\% \quad (3)$$

式中: α_s 为基体相 α -Al的晶格常数; α_n 为形核相 $Al_3(Sc, Zr)$ 的晶格常数,根据式(3)计算得到 α -Al相和 $Al_3(Sc, Zr)$ 相的错配度(δ)约为1.0%(小于5%),因此 $Al_3(Sc, Zr)$ 相可作为有效的形核质点,细化 α -Al基体的晶粒尺寸。文献报道^[8,10-12,18],Zr元素添加后可在熔体中形成大量的 Al_3Zr 相,细化铸态晶粒组织,Sc、Zr元素添加含量决定了Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb铸态合金的晶粒细化效果。Al-9Si-1Mg-0.1Sc-0.15Zr-0.12Sb合金Sc、Zr元素添加含量总和为0.25%,Al-6Si-0.7Mg-0.2Sc-0.15Zr-0.12Sb合金中的Sc、Zr元素添加含量总和最高,为0.35%,因此Al-6Si-0.7Mg-0.2Sc-0.15Zr-0.12Sb合金的细晶强化效果最好。共晶Si相作为Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb铸态合金的主要硬质颗粒相,其形貌及尺寸显著影响到合金的铸态室温力学性能,添加Sb

元素作硅相变质可球化Si相形貌,细化Si相颗粒尺寸,提高合金铸态室温力学性能^[36-37]。研究发现^[38],作为表面活性元素的稀土Sc、Zr,可吸附在共晶Si{111}密排面,造成Si原子发生堆垛层错形成生长台阶,促使共晶Si形成孪晶,起到Si相变质作用。另外,元素原子半径与Si原子半径的比值($r_i(\text{modifier}):r(\text{silicon})$)对共晶Si变质也有着重要影响。当 $r_i(\text{modifier}):r(\text{silicon}) \approx 1.646$ 时,共晶Si相变质效果最佳。Sc的原子半径(0.164 nm)与Si的原子半径(0.117 nm)的比值为1.402,Zr的原子半径(0.160 nm)与Si的原子半径(0.117 nm)的比值为1.368,均较为接近1.646,表明Sc、Zr元素在细化 α -Al晶粒的同时,还可对共晶Si相进行有效的变质,球化Si相相貌并细化Si相尺寸。在均添加0.12%Sb元素基础上,Al-6Si-0.7Mg-0.2Sc-0.15Zr-0.12Sb合金添加0.2%Sc和0.15%Zr后,理论上可得到最佳的晶粒细化、强化和第二相强化效果。

Mg_2Si 作为Al-Si-Mg合金中的强化相,其形态、大小及分布对合金的力学性能均有影响。 Mg_2Si 相的形成主要依赖于Mg元素含量,Mg添加含量增加后, Mg_2Si 体积分数呈线性增加,但其平均尺寸并非呈线性增加,且随着Mg元素添加含量增加,固液界面溶质分布不均匀,易形成不规则的八面体结构,影响力学性能。八面体初生 Mg_2Si 相生长过程为:晶核 \rightarrow $\langle 100 \rangle$ 晶相生长 \rightarrow $\langle 110 \rangle$ 晶相生长 \rightarrow 八面体棱边生长 \rightarrow 八面体骨架 \rightarrow 完整八面体,添加Zr元素时,Zr以吸附毒化的方式依附在八面体 Mg_2Si 生长界面,可抑制八面体结构 Mg_2Si 相的快速生长,形貌转变为细小的树枝晶,改善Al-Si-Mg合金的铸态力学性能^[39]。Al-6Si-0.7Mg-0.2Sc-0.15Zr-0.12Sb合金添加0.15%Zr元素

可显著改善铸态初生 Mg_2Si 相的形貌,且 Mg 元素较为活泼,添加含量过高时(1%)在熔炼时易形成 MgO 氧化膜,同时增加熔体中游离[H]含量,降低材料铸态室温力学性能。

2.5 显微组织

Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb 合金铸态显微组织如图 6 所示。由图可知,Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb 合金铸态组织主要由 α -Al 基体和 Al-Si 共晶相组成, α -Al 基体晶态形貌为树枝晶(图 6(a-1),(b-1),(c-1)),Al-Si 共晶相中

的共晶 Si 相形貌呈短棒状或蠕虫状(图 6(a-2),(b-2),(c-2))。随着 Si 元素添加含量增加,晶界区域 Al-Si 共晶相数量明显增加,晶粒尺寸连续下降,共晶 Si 相长宽比连续上升。利用 Image Pro Plus 6.0 软件统计 Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb 合金铸态组织晶粒尺寸和共晶 Si 相长宽比,结果显示当 Si 元素添加含量由 6.0% 增至 9.0% 时,共晶 Si 相长宽比由 3.82 升至 4.81(图 6(a-3),(b-3),(c-3)),铸态晶粒尺寸由 $272 \mu m$ 降至 $224 \mu m$ (图 6(a-4),(b-4),(c-4))。

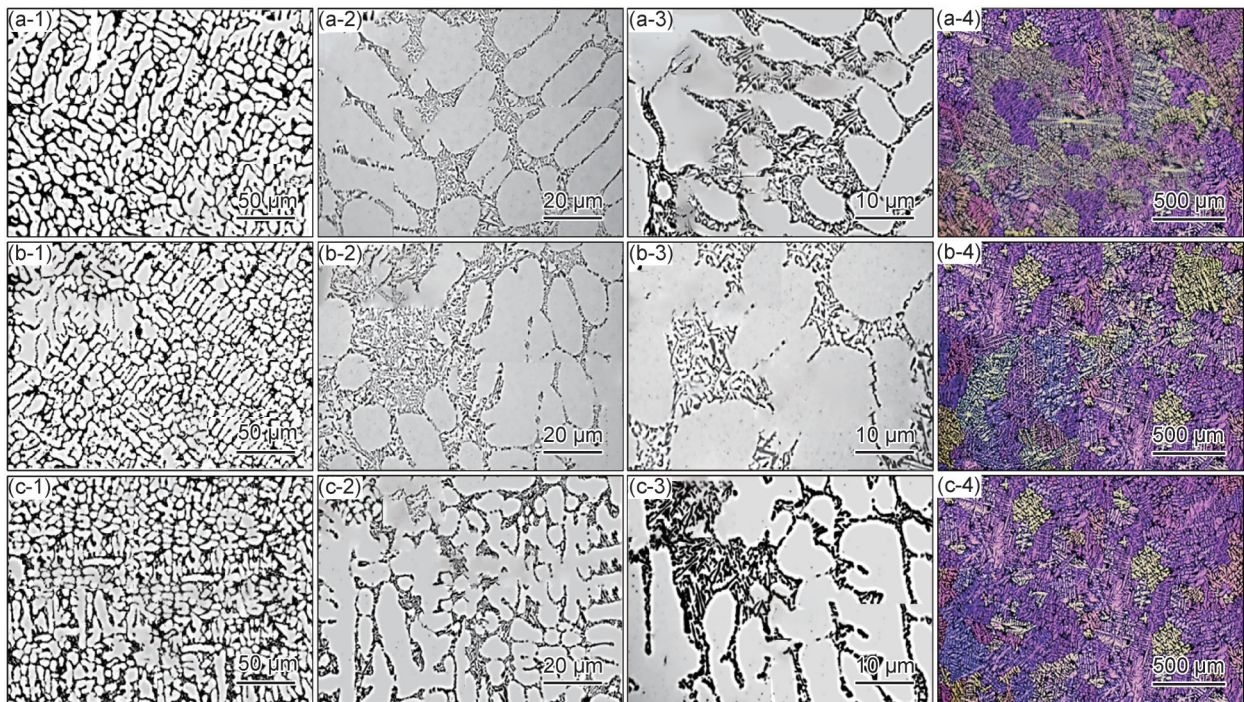


图 6 Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb 合金铸态显微组织

(1)树枝晶;(2)Si相形貌;(3)共晶 Si 相长宽比;(4)铸态晶粒尺寸;

(a)Al-6Si-0.7Mg-0.2Sc-0.15Zr-0.12Sb 合金;(b)Al-7.5Si-1Mg-0.2Sc-0.1Zr-0.12Sb 合金;(c)Al-9Si-1Mg-0.1Sc-0.15Zr-0.12Sb 合金

Fig.6 As-cast microstructure of Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb alloys

(1)dendrite;(2)morphology of Si phase;(3)aspect ratio of eutectic Si phase;(4)as-cast grain size;

(a)Al-6Si-0.7Mg-0.2Sc-0.15Zr-0.12Sb alloy;(b)Al-7.5Si-1Mg-0.2Sc-0.1Zr-0.12Sb alloy;(c)Al-9Si-1Mg-0.1Sc-0.15Zr-0.12Sb alloy

Al-6Si-0.7Mg-0.2Sc-0.15Zr-0.12Sb 合金添加 0.12% Sb 元素前后的共晶硅相组织形貌与尺寸统计结果如图 7 所示。未添加 Sb 元素时的共晶 Si 相形貌呈针状或长条状,平均长度为 $45.56 \mu m$,平均宽度为 $5.56 \mu m$,长宽比约为 8.19;添加 0.12% Sb 元素后共晶 Si 相形貌呈短棒状或蠕虫状,平均长度为 $17.96 \mu m$,平均宽度为 $5.42 \mu m$,长宽比约为 3.31。

Al-6Si-0.7Mg-0.2Sc-0.15Zr-0.12Sb 合金铸态组织 EDS 扫描结果如图 8 所示。合金铸态组织主要由 α -Al 基体和 Al-Si 共晶相组成,共晶 Si 相沿晶界均匀分布,见图 8(b)。Mg 元素部分溶于 α -Al 基体形成固溶体,部分与 Si 元素反应形成 Mg_2Si 相,沿晶界分

布,见图 8(a)箭头位置所示。变形铝合金半连续铸锭水流激冷凝固条件下,Sc、Zr 元素受成分过冷影响,易富集形成大量的 Al_3Zr 、 $Al_3(Sc,Zr)$ 相,细化晶粒组织,同时在均匀化热处理过程形成次生 $Al_3(Sc,Zr)$ 粒子,强烈钉扎位错和亚晶界,有效抑制变形组织再结晶,时效热处理过程抑制粗大析出相,显著提高沉淀析出数量及密度,起沉淀强化作用,提高力学性能。受铸造铝合金凝固冷却速率影响,Sc、Zr 元素凝固过程随 α -Al 枝晶固/液界面驱动,均匀分散在铸态组织,主要作为异质形核核心,细化晶粒组织并球化共晶相,降低不规则第二相尖端对铸态力学性能的伤害。Sc 元素部分富集在含 Mg 相周围,部分溶于 α -Al 基体,在

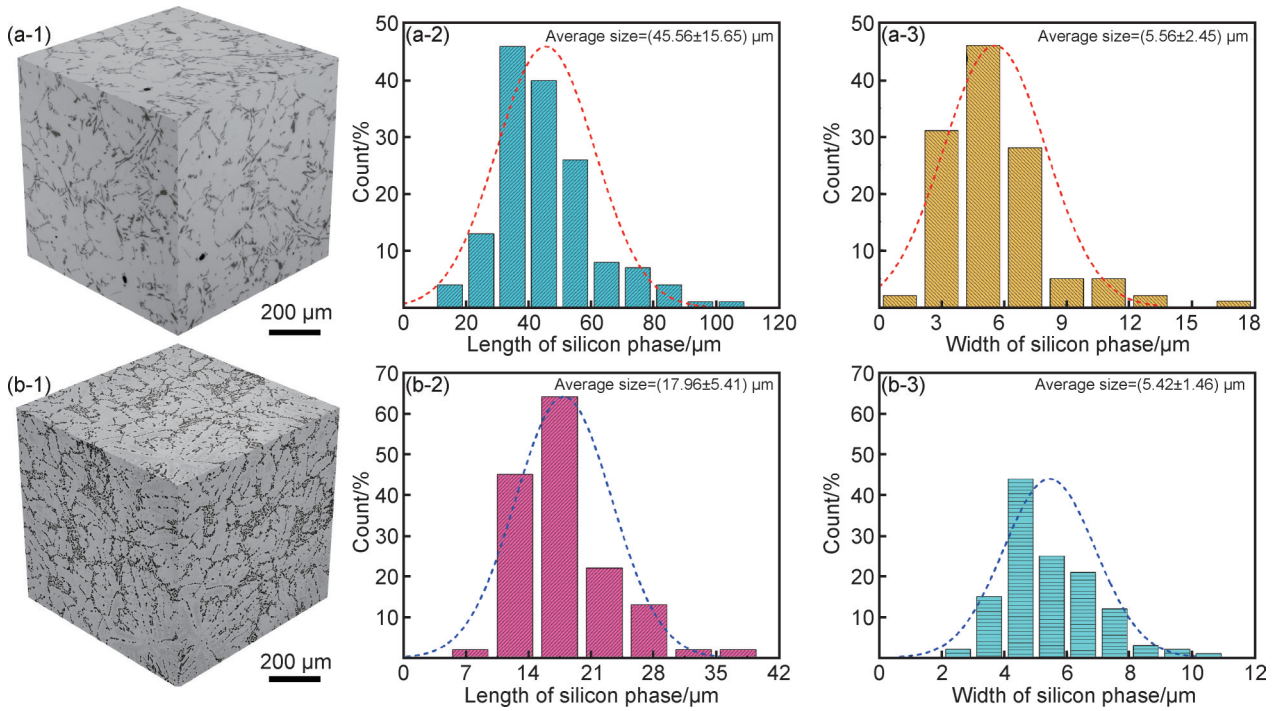


图7 Al-6Si-0.7Mg-0.2Sc-0.15Zr-0.12Sb合金共晶硅相组织形貌与尺寸统计结果

(1)硅相形貌;(2)共晶硅相长度;(3)共晶硅相宽度;(a)未添加Sb元素;(b)添加Sb元素

Fig.7 Morphology and dimensional statistics results of eutectic silicon phase of Al-6Si-0.7Mg-0.2Sc-0.15Zr-0.12Sb alloy

(1)silicon phase morphology;(2)eutectic silicon phase lengths;(3)eutectic silicon phase widths;

(a)without Sb element;(b)with Sb element

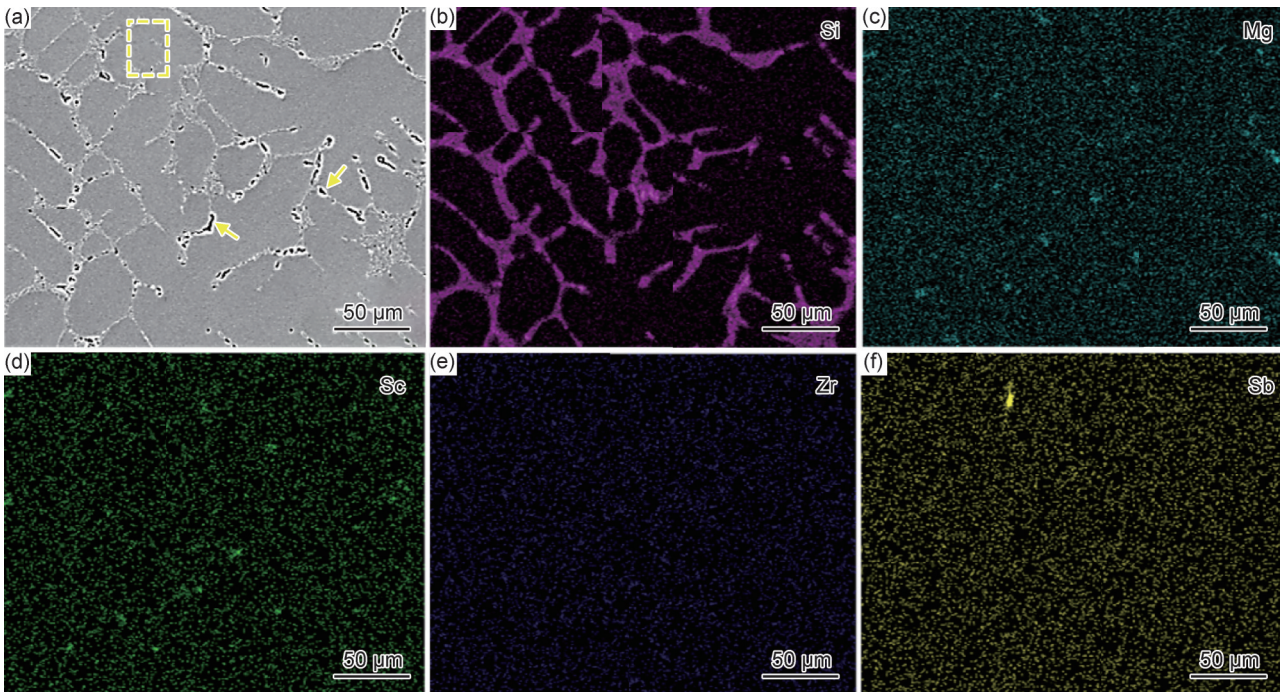


图8 Al-6Si-0.7Mg-0.2Sc-0.15Zr-0.12Sb合金铸态组织EDS面扫描分析

(a)铸态组织;(b)Si元素;(c)Mg元素;(d)Sc元素;(e)Zr元素;(f)Sb元素

Fig.8 EDS surface scanning analysis of the as-cast microstructure of Al-6Si-0.7Mg-0.2Sc-0.15Zr-0.12Sb alloy

(a)as-cast microstructure;(b)Si element;(c)Mg element;(d)Sc element;(e)Zr element;(f)Sb element

晶内富集;由于Zr元素添加含量较少,未检测到Zr元素的富集分布,分析认为Zr元素在凝固过程主要生成

尺寸细小的Al₃Zr相,作为异质形核质点,细化晶粒组织,包裹在α-Al基体内部,因此未能被有效检测

出^[18,23]。部分学者认为Sb可阻碍Si在固液界面上扩散,降低Si相生长速度,细化共晶Si相尺寸;也有学者发现添加Sb后在熔体中生成AlSb相,细小AlSb相吸附在共晶Si相表面,阻碍共晶Si相生长并细化Si相尺寸,实现变质效果^[37];刘志虎等^[36]在Sb变质铸件中观察到纯Sb质点,认为Sb质点可阻碍共晶Si相沿单维方向生长,细化Si相尺寸,起变质效果。本工作在铸态微观组织中观察到了纯Sb质点(图8(a)线框与图8(f)),为Sb元素的界面吸附阻碍生长变质作用机理提供了佐证。

Al-7.5Si-1Mg-0.2Sc-0.1Zr-0.12Sb合金铸态组织EDS扫描结果如图9所示。在铸态组织中可观察到大量细小呈蠕虫状的共晶Si相,如图9(a)中亮白色组织相所示,提高Mg元素添加含量后微观组织中黑色颗

粒相含量明显增加,见图9(a)箭头位置,对黑色颗粒相进行EDS点扫分析,可知铸态组织中的黑色颗粒相主要为Mg元素和Si元素,结合图9(g)点扫能谱分析结果,Mg、Si原子比接近2:1,判定黑色颗粒相应为Mg₂Si相。与图8(c)相比,Mg元素添加含量增至1.0%后,分布富集程度显著上升,见图9(c)。与Al-6Si-0.7Mg-0.2Sc-0.15Zr-0.12Sb合金铸态组织相似,Sc元素部分溶入α-Al基体,部分沿Mg元素富集分布,见图9(d)与图9(a)线框位置。Zr元素仍以细小尺寸的Al₃Zr相均匀分布在α-Al基体内部,未观察到明显富集分布区域;随着Si元素添加含量由6.0%增至7.5%,Sb元素均匀吸附在共晶Si相固液生长界面,未观察到明显的纯Sb质点。

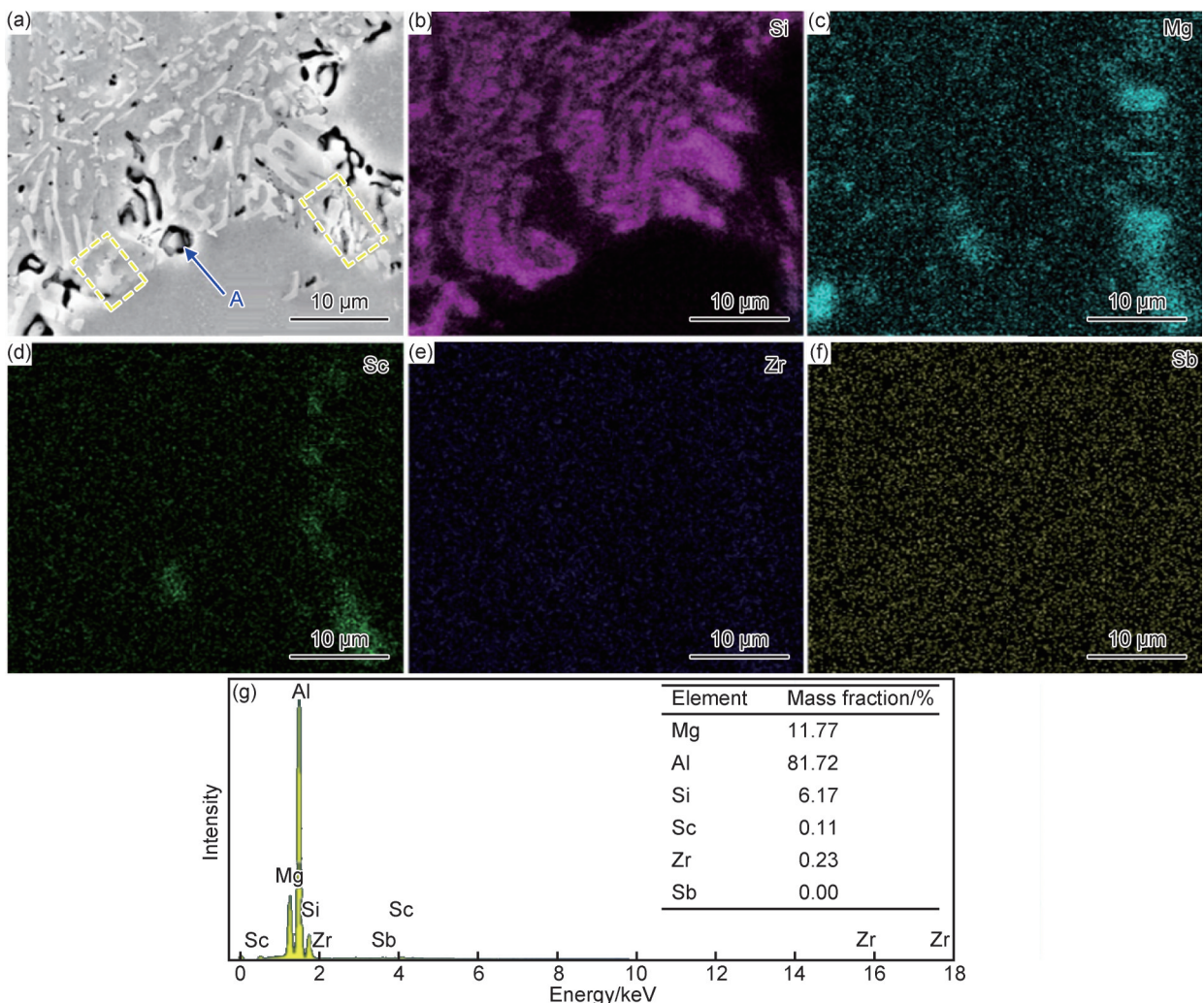


图9 Al-7.5Si-1Mg-0.2Sc-0.1Zr-0.12Sb合金铸态组织EDS扫描分析

(a)铸态组织;(b)Si元素;(c)Mg元素;(d)Sc元素;(e)Zr元素;(f)Sb元素;(g)点扫描

Fig.9 EDS scanning analysis of as-cast microstructure of Al-7.5Si-1Mg-0.2Sc-0.1Zr-0.12Sb alloy

(a)as-cast microstructure;(b)Si element;(c)Mg element;(d)Sc element;(e)Zr element;(f)Sb element;(g)spot scanning

Al-9Si-1Mg-0.1Sc-0.15Zr-0.12Sb合金铸态组织EDS扫描结果如图10所示。铸态组织中可观察到大

量亮白色细小蠕虫状共晶Si相与黑色Mg₂Si颗粒相(图10(a));同时还可观察到一定数量的亮白色不规

则第二相,部分第二相与Al-Si共晶相富集在晶界区域图10(a)线框位置;部分第二相分布在 α -Al基体晶粒内部,见图10(b)矩形线框与椭圆线框位置。分别对晶界和晶内区域亮白色两边形第二相进行EDS点扫描分析,结果见图10(c)与图10(d)。由图10(c)点扫描能谱分析结果可知,沿晶界区域Al-Si共晶相共生分布的亮白色第二相主要含Sc、Zr元素,分析认为应该是 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 相^[15-16],且Sc元素含量远高于Zr元素含量,Sc、Mg元素伴生分布,与图8和图9的EDS面扫能谱测试结果一致。图10(d)点扫描能谱分析结果

证实沿 α -Al基体晶内分布的亮白色第二相仍以Sc、Zr元素为主,为 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 相,且Sc元素含量(15.19%)明显高于Zr元素含量(7.39%)。由图1所示的Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb合金平衡凝固相图可知,Al-Mg-Si合金添加Sc、Zr元素后,凝固过程首先析出细小的 Al_3Zr 粒子,作为优先的异质形核质点,被包裹在 α -Al基体内部,起到良好的晶粒细化效果;部分 Al_3Zr 粒子随着凝固过程的进行,富集在固/液界面并作为 Al_3Sc 相的依附生长基底,共生出 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 相,作为晶粒细化的形核质点,也可沿晶界弥散分布,起到第二相强化作用。

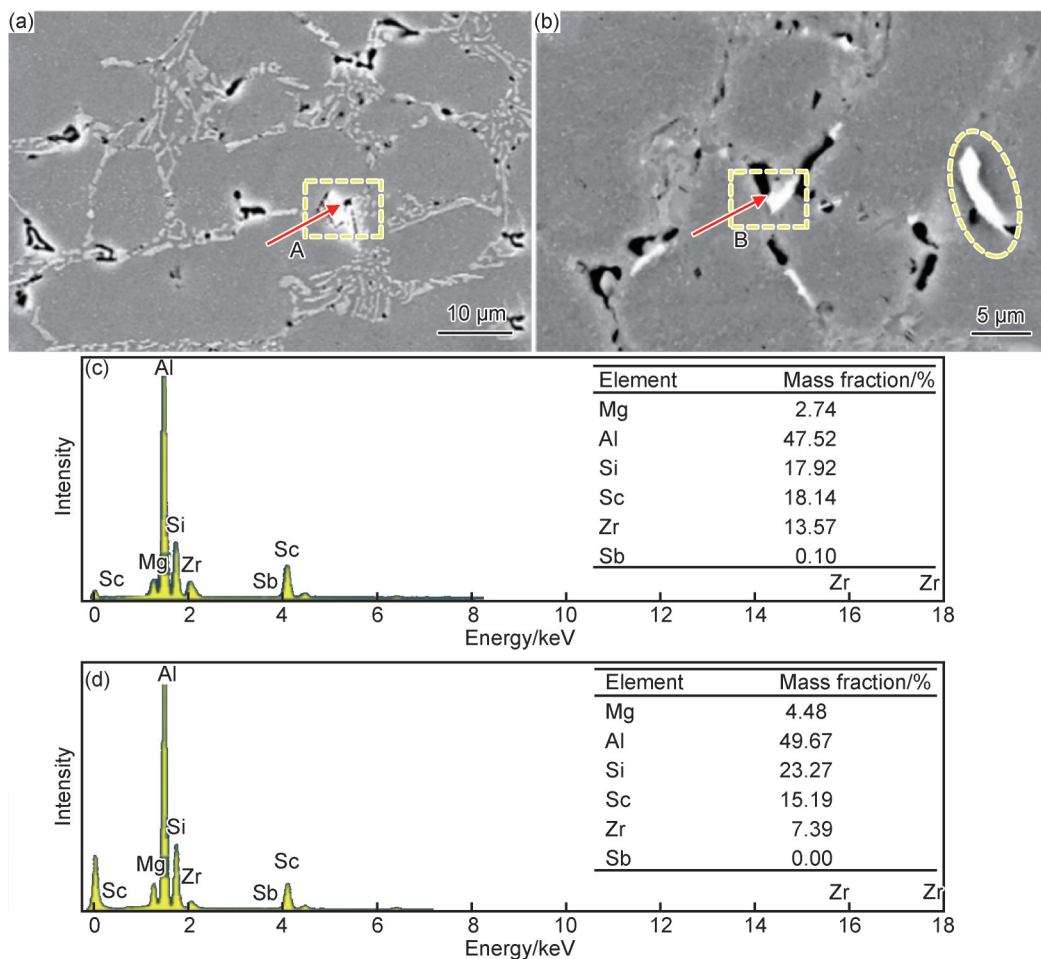


图10 Al-9Si-1Mg-0.1Sc-0.15Zr-0.12Sb合金铸态组织EDS点扫描分析
(a)A区铸态组织;(b)B区铸态组织;(c)A区EDS点扫描;(d)B区EDS点扫描

Fig.10 EDS spot scanning analysis of the as-cast microstructure of Al-9Si-1Mg-0.1Sc-0.15Zr-0.12Sb alloy

(a)as-cast microstructure of region A;(b)as-cast microstructure of region B;(c)spot scanning of region A;(d)spot scanning of region B

2.6 断口形貌

Al-Si-Mg合金的断裂过程主要包括硬脆相开裂、微裂纹形成与微裂纹扩展断裂三个步骤^[10-11],本工作中的Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb合金铸态组织硬脆相包括共晶Si相、 Mg_2Si 相、 Al_3Zr 相与 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 相,其中共晶Si相为主要硬脆相。当拉伸实验应力峰值超出Al-Si共晶相材料屈服极限时,将沿Al-Si共晶相界面产生

微裂纹并不断延伸扩展,直至完全撕裂在断口表面残留沿晶撕裂带,见图11(a)箭头位置。添加0.12% Sb元素进行硅相变质处理后,共晶Si相形貌呈蠕虫状,Si相长宽比较低,Si相尖端应力集中程度较小;拉伸实验应力扩展过程受部分共晶Si相阻碍时,将沿(111)晶面滑移并在 α -Al基体中延伸扩展,直至产生微裂纹扩展断裂,在断口表面残留数量众多的微

观韧窝,见图 11(a)线框位置,Al-6Si-0.7Mg-0.2Sc-0.15Zr-0.12Sb 合金断裂机制为沿晶断裂+韧窝断裂的混合断裂机制。随着 Si 元素添加含量增加,Al-Si-Mg 合金中的 Al-Si 共晶相数量增加,且 Si 相长宽比有所增大,Si 相颗粒尖端的应力集中程度大幅增加,拉伸实验应力易沿 Al-Si 共晶相界面快速延伸扩展,断口表面沿晶撕裂带数量明显增多,见图 11(b)箭头位

置。当 Si 元素添加含量增至 9.0% 时,铸态组织中的 Al-Si 共晶相数量增多,且尺寸有所增大,Si 相长宽比达到 4.81,尖端应力集中程度显著上升,沿晶撕裂带长度明显延长,见图 11(c)箭头位置;与 6.0% Si 元素添加含量相比,微观韧窝数量明显减少,且微观韧窝尺寸有所增加,见图 11(c)线框位置,Al-9Si-1Mg-0.1Sc-0.15Zr-0.12Sb 合金断裂机制以沿晶断裂为主。

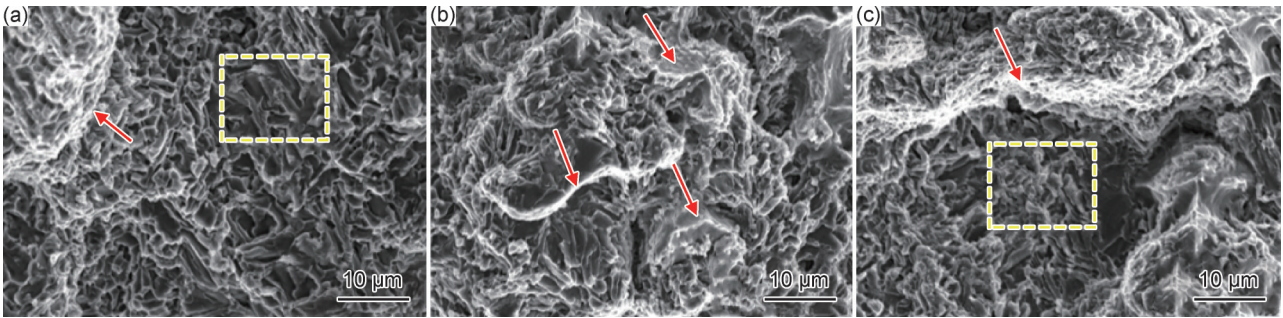


图 11 Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb 合金断口形貌

(a)Al-6Si-0.7Mg-0.2Sc-0.15Zr-0.12Sb 合金;(b)Al-7.5Si-1Mg-0.2Sc-0.1Zr-0.12Sb 合金;(c)Al-9Si-1Mg-0.1Sc-0.15Zr-0.12Sb 合金

Fig.11 Fracture morphologies of Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb alloys

(a)Al-6Si-0.7Mg-0.2Sc-0.15Zr-0.12Sb alloy;(b)Al-7.5Si-1Mg-0.2Sc-0.1Zr-0.12Sb alloy;(c)Al-9Si-1Mg-0.1Sc-0.15Zr-0.12Sb alloy

图 12 为 Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb 合金断口扩展机理。Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb 合金铸态组织强化机理主要包括晶粒细化与第二相强化,通过添加 Sc、Zr 元素在熔体中形成 Al_3Zr 与 $Al_3(Sc, Zr)$ 粒子,作为异质形核质点来细化铸态组织;共晶 Si 相、 Mg_2Si 颗粒相和沿晶界分布 Al_3Zr 相、 $Al_3(Sc, Zr)$ 相的第二相强化为材料强化的主要作用机制,其中以共晶 Si 相强化作用为主。材料断裂过程中的微裂纹主要起始于共晶 Si 相颗粒附近,当叠加在共晶 Si 相颗粒尖端的拉伸应力峰值

超出 Al-Si 共晶相材料屈服极限后,微裂纹将沿着共晶 Si 相延伸扩展,见图 12(a)箭头位置。微裂纹沿着共晶 Si 相延伸扩展,直至完成整个扩展断裂过程,在断口表面残留沿晶撕裂带和破碎的细小 Si 相颗粒,见图 12(b)线框位置;当拉伸应力峰值低于 Al-Si 共晶相材料屈服极限时,微裂纹可沿 α -Al 基体晶内进行延伸扩展,完成整个扩展断裂过程后在断口表面残留数量众多的微观韧窝,见图 12(b)箭头位置。

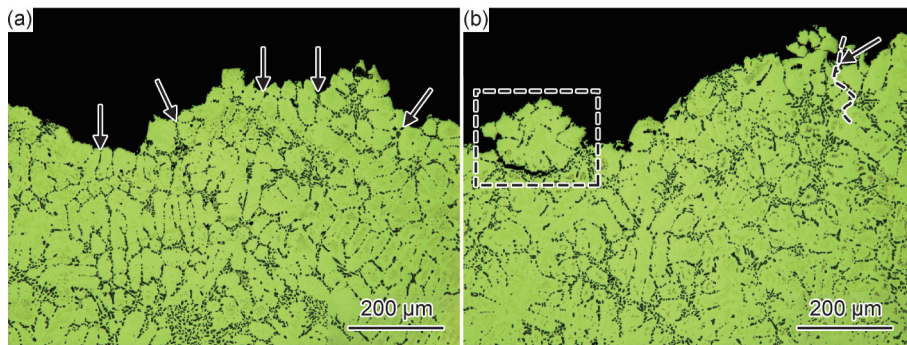


图 12 Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb 合金断口扩展机理

(a)断口扩展路径;(b)沿晶撕裂带

Fig.12 Mechanism analysis of fracture expansion of Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb alloy

(a)fracture expansion path;(b)intergranular tearing zone

3 结论

(1)Al-Si-Mg-Sc-Zr-Sb 合金铸态组织主要由

α -Al 基体、Al-Si 共晶相、 Mg_2Si 相、 Al_3Zr 相与 $Al_3(Sc, Zr)$ 相组成, Al_3Zr 相优先于 $Al_3(Sc, Zr)$ 相凝固析出,析出温度随 Zr 元素添加含量增加持续升高,液相线温度

随Si元素添加含量增加连续下降,固相线温度随Mg元素添加含量上升连续降低,添加0.2%Sc和0.15%Zr时固液相线温差最大,为65.3℃,添加0.4%Sc和0.10%Zr时固液相线温度最小为35.8℃。

(2)添加Sc、Zr元素形成的细小尺寸Al₃Zr相和Al₃(Sc, Zr)相造成晶格膨胀,衍射峰向左偏移;合金铸态材料强化机制为细晶强化和第二相强化,第二相强化为主强化机制,Si元素添加含量对铸态强度极限影响最大,Mg元素添加含量对SDAS影响最大;Sc、Zr元素细化晶粒的同时,还可球化Si相形貌并细化Si相颗粒尺寸,改善Mg₂Si相形貌,兼具良好的细晶强化和第二相强化效果,Al-6Si-0.7Mg-0.2Sc-0.15Zr-0.12Sb合金铸态抗拉强度、屈服强度与伸长率分别为211、125 MPa和5.1%。

(3)0.12%Sb元素添加后,共晶Si相形貌由针状、长条状转变为短棒状或蠕虫状,Si相长宽比由8.19降至3.31;细小尺寸Al₃Zr相作为异质形核质点,Sc元素富集在固/液界面并以Al₃Zr相作为依附生长基底,共生出Al₃(Sc, Zr)相,铸态晶粒尺寸由272 μm细化至224 μm;随着Si元素添加含量增加,材料断裂机制由沿晶断裂+韧窝断裂的混合断裂机制转变为沿晶断裂,在断口表面可观察到明显的沿晶撕裂带与数量众多的微观韧窝。

参考文献

- [1] 唐见茂. 航空航天材料发展现状及前景[J]. 航天器环境工程, 2013, 30(2): 115-121.
TANG J M. A review of aerospace materials[J]. Spacecraft Environment Engineering, 2013, 30(2): 115-121.
- [2] YAO SUN. The use of aluminum alloys in structures: review and outlook[J]. Structures, 2023(57): 1-15.
- [3] 隋育栋, 王渠东. 铸造耐热铝合金在发动机上的应用研究与发展[J]. 材料导报, 2015, 29(3): 14-19.
SUI Y D, WANG Q D. Development of heat-resistant cast aluminum alloy for engine applications[J]. Materials Reports, 2015, 29(3): 14-19.
- [4] 曹玉凤, 郭望, 李亨, 等. 铝合金在汽车轻量化中的研发应用及发展[J]. 汽车工程学报, 2025, 15(2): 125-136.
CAO Y F, GUO W, LI H, et al. Application and development of lightweighting aluminum alloy in automotive[J]. Chinese Journal of Automotive Engineering, 2025, 15(2): 125-136.
- [5] CUI L Y, LIU K, CHEN X G. Recent advances in cost-effective aluminum alloys with enhanced mechanical performance for high-temperature applications: a review[J]. Materials & Design, 2025, (1024): 31-61.
- [6] 茄菊红, 谢峰, 冯超, 等. 高强耐热铸造铝合金及其航空发动机复杂壳体铸件的性能研究[J]. 材料工程, 2025, 53(1): 186-194.
QIE J H, XIE F, FENG C, et al. Performance of high-strength and heat-resistant cast aluminum alloy and its complex shell casting for aircraft engines[J]. Journal of Materials Engineering, 2025, 53(1): 186-194.
- [7] CHENG Q, ZHANG L, HUANG R S, et al. Effect of large deformation conditions on recrystallization microstructure evolution of aluminum-silicon alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1022: 14-27.
- [8] 谢优华, 杨守杰, 戴圣龙, 等. 锆元素在铝合金中的应用[J]. 航空材料学报, 2002, 22(4): 56-61.
XIE Y H, YANG S J, DAI S L, et al. Application of element Zr in aluminum alloys[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2002, 22(4): 56-61.
- [9] 王会阳, 安云岐, 李承宇, 等. 稀土在铝和铝合金中应用的研究及进展[J]. 稀土, 2012, 33(1): 74-80.
WANG H Y, AN Y Q, LI C Y, et al. The research progress of rare earth application in aluminum and aluminum alloys[J]. Chinese Rare Earths, 2012, 33(1): 74-80.
- [10] SAMUEL E, ZEDAN Y, SAMUEL A M, et al. An experimental study of the effect of Ag, Cu, Li, Mg, Ni, Ti, Sc, Zr on grain refining in binary and multicomponent Al-based alloys[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 30: 332-347.
- [11] MOCHUGOVSKIY A G, MIKHAYLOVSKAYA A V. Comparison of precipitation kinetics and mechanical properties in Zr and Sc-bearing aluminum-based alloys[J]. Materials Letters, 2020, 275: 1-4.
- [12] KEERTI S, SHURKIN P, CAI Q, et al. High-temperature mechanical behaviour of Al-10Ce alloy with Sc, Zr, Si, and Mg alloying elements[J]. Materials & Design, 2024, 248: 12-24.
- [13] 黄粒, 刘闪光, 郝慧林, 等. Sc, Zr复合添加对闭孔泡沫铝力学性能的影响[J]. 材料工程, 2024, 52(11): 107-117.
HUANG L, LIU S G, HAO H L, et al. Effect of Sc and Zr addition on mechanical properties of cellular aluminum foam[J]. Journal of Materials Engineering, 2024, 52(11): 107-117.
- [14] NIKOLAY A B, EVGENIA A N, TORGOM K A, et al. Design of multicomponent aluminium alloy containing 2 wt% Ca and 0.1 wt.% Sc for cast products[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 762: 528-536.
- [15] 熊纯, 肖铜, 官瑞春, 等. 微量Sc元素对X2A66合金组织与力学性能的影响[J]. 航空材料学报, 2021, 41(5): 35-43.
XIONG C, XIAO K, GUAN R C, et al. Effect of small addition of Sc on microstructure and mechanical properties of X2A66 alloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2021, 41(5): 35-43.
- [16] QIN J, MA M Y, TAN P, et al. Effects of Sc alloying on the evolution of solidification microstructure and formation of W phase in as-cast 2519 aluminum alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 898: 354-364.
- [17] WANG Y L, LI Y, ZHANG T J, et al. Effects of scandium on the microstructure and mechanical properties of 2524 aluminum alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1014: 512-524.
- [18] 付伟磊, 刘惠, 高艳丽, 等. Al-6Mg-0.7Zr新型铝合金力学性能及微观组织[J]. 航空材料学报, 2024, 44(4): 109-117.
FU Y L, LIU H, GAO Y L, et al. Mechanical properties and microstructure of novel aluminum alloy Al-6Mg-0.7Zr[J]. Journal of

- Aeronautical Materials, 2024, 44(4):109-117.
- [19] 冯振宇, 陈翥仪, 张雪峰, 等. 激光选区熔化Al-Mg-Sc-Zr合金各向组织与损伤容限性能[J]. 航空材料学报, 2024, 44(1): 143-151.
FENG Z Y, CHEN Z Y, ZHANG X F, et al. Microstructure and damage tolerance properties in different directions of selective laser melted Al-Mg-Sc-Zr alloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2024, 44(1): 143-151.
- [20] 张晋武, 白朴存, 侯小虎, 等. 微量Er对Al-Mg-Mn合金组织与力学性能的影响[J]. 航空材料学报, 2014, 34(5): 17-24.
ZHANG J W, BAI P C, HOU X H, et al. Effects of minor erbium on microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Mn alloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2014, 34(5): 17-24.
- [21] 吴桢, 陆政, 刘闪光, 等. 微量Ag对ZL114A铝合金组织和力学性能的影响[J]. 材料工程, 2021, 49(1): 82-88.
WU Z, LU Z, LIU S G, et al. Effect of minor Ag on microstructure and mechanical properties of ZL114A aluminum alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2021, 49(1): 82-88.
- [22] 李灿, 陈文琳, 雷远. 微量Sr及均匀化工艺对Al-Mg-Si-Cu-Mn变形铝合金铸态组织与性能的影响[J]. 材料工程, 2019, 47(2): 90-98.
LI C, CHEN W L, LEI Y. Effect of minor strontium and homogenization process on as-cast microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Si-Cu-Mn wrought aluminum alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2019, 47(2): 90-98.
- [23] 李明高, 孙梅玉, 陈朝中, 等. 微量Zr添加对6082铝合金热变形再结晶组织演变的影响[J]. 材料工程, 2024, 52(9): 133-140.
LI M G, SUN M Y, CHEN C Z, et al. Effect of minor Zr addition on recrystallization microstructure evolution of 6082 aluminum alloy during hot deformation[J]. Journal of Materials Engineering, 2024, 52(9): 133-140.
- [24] 李晓燕, 卢雅琳, 王健, 等. 稀土Er对A356铝合金微观组织和力学性能的影响[J]. 材料工程, 2018, 46(1): 67-73.
LI X Y, LU Y L, WANG J, et al. Effect of rare earth erbium on microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2018, 46(1): 67-73.
- [25] PENG M L, LI C, WEI H, et al. Study on the mechanism of improvement of mechanical properties of Al-Mg-Si aluminum alloys by Cu and Ce[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 33: 3790-3808.
- [26] ZOU B S, JIANG Y F, LIAO G A, et al. Preparation of Al-Ti-Sc master alloys and refining effects on the 6016 aluminum alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2024, 985: 83-94.
- [27] YUAN X, ZHOU J, LI X F, et al. Microstructures and mechanical properties of cast Al-Mg-Si alloy with combined addition of Sc and Zr[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 35: 5097-5106.
- [28] 王艳晶, 马宸宸, 徐再东, 等. Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc超高强度铝合金的组织 and 拉伸性能[J]. 材料工程, 2025, 53(12): 220-229.
WANG Y J, MA H C, XU Z D, et al. Microstructure and tensile properties of Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc ultra-high strength aluminum alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2025, 53(12): 220-229.
- [29] 汤中英, 邢清源, 杨守杰, 等. 新型Al-Zn-Mg-Sc-Er-Zr合金的热变形行为[J]. 材料工程, 2022, 50(3): 131-137.
TANG Z Y, XING Q Y, YANG S J, et al. Hot deformation behavior of a new Al-Zn-Mg-Sc-Er-Zr alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2020, 50(3): 131-137.
- [30] TIAN S K, LI J Y, ZHANG J L, et al. Effect of Zr and Sc on microstructure and properties of 7136 aluminum alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2019, 8(5): 4130-4140.
- [31] CHEN S K, ZENG X Y, WEI H, et al. Effect of Sc and Zr doping on the precipitation behavior and mechanical properties of Al_xLi phase in aluminum-lithium alloys[J]. Vacuum, 2025, 233: 24-47.
- [32] HE J B, WEI H, SHI X L, et al. Effect of Sc or Zr doping on the microstructure and mechanical properties of A2060 aluminum-lithium alloy[J]. Vacuum, 2025, 233: 51-75.
- [33] CHEN S L, DANIEL S, ZHANG F, et al. The PANDAT software package and its applications[J]. Calphad, 2002, 26(2): 175-188.
- [34] DAI S J, WANG Y, CHEN F, et al. Design of new biomedical titanium alloy based on delectron alloy design theory and JMatPro software[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2013, 23(10): 3027-3032.
- [35] 刘云鹤, 刘桐宇, 宋来, 等. 基于JMatPro对Al-Mg-Si-Cu-La合金析出相及性能的研究[J]. 铸造, 2023, 72(7): 838-845.
LIU Y H, LIU T Y, SONG L, et al. Study on the preprecipitated phase and properties of Al-Mg-Si-Cu-La alloy based on JMatPro[J]. Foundry, 2023, 72(7): 838-845.
- [36] 刘志虎, 马亚军, 李岗. 铈在铝硅合金中变质机理分析[J]. 铸造技术, 2006, 27(8): 845-846.
LIU Z H, MA Y J, LI G. Analysis of the deterioration mechanism of antimony in aluminum-silicon alloys[J]. Foundry Technology, 2006, 27(8): 845-846.
- [37] OU L M, XING S M, BAO P W. Enhanced castability of multi-element hypoeutectic Al-Si alloys via synergistic microalloying with Sb and La[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1012: 21-40.
- [38] 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.
CUI X M, SHI C, SHI B, et al. Microstructure evolution and mechanism of refinement and modification in as-casting Al-Si-Mg-Sc alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2022, 51(7): 2529-2535.
- [39] 高成龙. 铈、铈复合变质Al-Mg-Si合金中初生Mg₂Si的生长形态研究[D]. 长春: 吉林大学, 2015.
GAO C L. Study on the growth morphology of primary Mg₂Si in Zr and Sb composite modified Al-Mg-Si alloy[D]. Changchun: Jilin University, 2015.

收稿日期: 2025-05-25; 录用日期: 2025-06-30

通讯作者: 樊振中(1985—), 男, 高级工程师, 博士, 研究方向为轻质合金材料研制与大型复杂构件精密成形制造, 联系地址: 北京市81信箱2分箱(100095), E-mail: fanzhenzhong2010@163.com

(本文责编: 张宝玲)