

Sc对铸态A356铝合金组织和力学性能的影响

汤江涛^{1,2,3} 冯丽⁴ 姜岳峰^{2,3} 梁田^{2,3} 马颖澈^{2,3}

(1. 沈阳化工大学材料工程与科学学院, 沈阳 110142; 2. 中国科学院金属研究所中国科学院核用材料与安全评价重点实验室, 沈阳 110016; 3. 中国科学院金属研究所师昌绪创新材料研究中心, 沈阳 110016; 4. 沈阳职业技术学院电气工程学院, 沈阳 110045)

摘要 通过在A356铝合金中加入0.2%、0.4%、0.6% (质量分数, 下同)的稀土元素Sc, 探究不同Sc含量对铸造A356铝合金微观组织和力学性能的影响。结果表明, Sc含量由0.2%升高到0.6%时, 合金平均晶粒尺寸由15.99 μm 降低至9.97 μm , 然后略有增加。合金中形成了 Al_3Sc 、 AlSiSc 的金属间化合物, 从而起到了异质形核的作用, 细化了基体组织; 共晶Si的形貌从针片状和粗大的板条状转变成细小的纤维状和短棒状。随着Sc添加量增加, 抗拉强度由183.5 MPa提升至212 MPa, 但伸长率由6%降低至1%。通过对合金纵切断口的形貌分析, 发现裂纹的萌生主要出现在共晶Si和基体的结合处, 断裂方式为穿晶断裂。当Sc添加量为0.2%时, A356合金的组织细化程度及抗拉强度理想。

关键词 稀土元素Sc; A356合金; 显微形貌; 力学性能

中图分类号 TG146.21; TG113.25

文献标志码 A

DOI: 10.15980/j.tzzz.T20240279

Effects of Sc on Microstructure and Properties of As-cast A356 Aluminum Alloy

TANG Jiangtao^{1,2,3}, FENG Li⁴, JIANG Yuefeng^{2,3}, LIANG Tian^{2,3}, MA Yingche^{2,3}

(1. School of Materials Engineering and Science, Shenyang University of Chemical Technology, Shenyang 110142; 2. Key Laboratory of Nuclear Materials and Safety Evaluation, Institute of Metal, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016; 3. Master Changxu Innovative Materials Research Center, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016; 4. School of Electrical Engineering, Shenyang Polytechnic College, Shenyang 110045)

Abstract: 0.2%, 0.4% and 0.6% rare earth Sc was added into A356 aluminum alloy, and influence of varying Sc contents on microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy was investigated. The results indicate that the average grain size of alloy is decreased from 15.99 μm to 9.97 μm , and then increased slightly as Sc content increasing from 0.2% to 0.6%. Al_3Sc and AlSiSc intermetallic compounds are generated, which act as agents for heterogeneous nucleation to refine the matrix structure. The morphology of eutectic silicon is transformed from needle flake and thick strip to fine fiber and short rod. The tensile strength is increased from 183.5 MPa to 212 MPa with Sc content increasing, while elongation is reduced from 6% to 1%. Longitudinal section analysis reveals that crack initiation predominantly occurs at the junction of eutectic silicon and matrix, leading to transgranular fracture mode. Optimal refinement effect and tensile strength are achieved for A356 with 0.2% Sc.

Key Words: Rare Earth Sc, A356 Alloy, Microstructure, Mechanical Properties

A356铝合金属于Al-Si-Mg系合金, 具有良好的铸造性能、耐腐蚀性、高比强度、优异的塑性和冲击韧度等特点, 被广泛应用于航空航天、汽车制造等领域^[1]。然而, 未经变质处理的A356中共晶Si表现为粗大的片状或针状组织, 割裂基体结构, 极大地降低了基体的强度

和韧性。为了改善铝合金的性能, 往往需要对其进行变质处理^[2-3]。

研究表明, 稀土元素如 $\text{La}^{[4-5]}$ 、 $\text{Sr}^{[6]}$ 、 $\text{Y}^{[7]}$ 、 $\text{Sb}^{[8]}$ 等对A356铝合金的作用表现在细化共晶Si组织以及合金的二次枝晶间距(SDAS)方面。但Sr会吸附熔体中的

收稿日期: 2024-07-05; 修订日期: 2024-09-05

基金项目: 广西创新驱动发展专项资金资助项目(桂科AA22068084-2)

第一作者简介: 汤江涛, 男, 1995年出生, 硕士研究生, E-mail: 1483640255@qq.com

通信作者: 梁田, 男, 1983年出生, 副研究员, E-mail: tliang@imr.ac.cn

引用格式: 汤江涛, 冯丽, 姜岳峰, 等. Sc对铸态A356铝合金组织和力学性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2025, 45(7): 1043-1049.

TANG J T, FENG L, JIANG Y F, et al. Effects of Sc on microstructure and properties of As-cast A356 aluminum alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2025, 45(7): 1043-1049.

气体,增加合金中的缩松和气孔风险,降低合金的力学性能。Y对铸件的冷速变化影响明显,能降低合金的加工性能。Sb过量加入,可能会生成过量的 Al_3Sb ,对合金的共晶组织生长抑制作用减弱,生成了针状的共晶Si,降低合金的力学性能。

与其他的稀土元素相比,Sc是铸造铝合金晶粒结构最有效的精炼剂之一^[9]。YUC T等^[10]发现,Sc可以使针状的 $\beta-Al_3FeSi$ 相转变为较小的结节Sc-Fe相,提高合金的延展性。ZHANG W D等^[11]发现Sc显著的细化Si的尺寸,同时形成 $AlSc_2Si_2$ 提高合金的力学性能。USSADAWUT P等^[12]发现Sc的加入除了形成 Al_3Sc ,还会形成其他的金属间化合物,其不能有效地充当非均质形核的核心。然而,目前关于Sc对高强度变形铝合金热处理组织的细化效果的研究报道较多,以及Sc对一次压铸成形,无须后续热处理的A356铝合金的凝固组织细化机理、固溶强化机制及其对力学性能影响的研究尚不够系统。

本研究通过在A356铝合金中加入稀土Sc制备铸造合金,在不经过热处理调质情况下,研究Sc对A356铝合金的铸态组织及力学性能的影响,探究Sc对铝合金基体的细化机理及力学性能的影响机制,为免热处理铝合金的应用提供参考。

1 试验方法

以工业纯Al(99.99%)、Al-12Si、Al-Ti、Al-Mg、Al-2Sc等为原料,采用箱式加热炉(SX2-12-10)冶炼Sc改性的A356合金。采用箱式电阻炉熔炼不同Sc含量的A356铝合金,待合金全部熔化后,在800℃下保温1h后,先使用 CCl_4 精炼熔体,然后使用纯氩气进行脱气,脱气后将熔体倒入金属型中。从制备的A356铝合金铸板上取屑,使用电感耦合等离子体原子发射光谱仪(iCAP6300)测定试样元素的实际含量,结果见表1。

表1 试验用A356铝合金的化学成分

Tab.1 Chemical composition of A356 alloy for experiment

合金	w_B									
	Si	Mg	Cu	Mn	Fe	Ti	Zn	Cr	Sc	Al
A356	7.11	0.34	0.001 3	0.003 8	0.120	0.067	<0.01	0.001 3	0	余量
A356-0.2Sc	6.8	0.28	0.000 3	0.001 7	0.097	0.120	<0.05	0.001 0	0.2	余量
A356-0.4Sc	6.72	0.35	0.000 6	0.001 9	0.120	0.065	<0.05	0.001 0	0.36	余量
A356-0.6Sc	6.81	0.36	0.000 5	0.001 8	0.110	0.064	<0.05	0.001 0	0.58	余量

使用线切割机在距预取拉伸试样的5 mm处切取试样。将每个试样在Struers磨制抛光机上进行机械研磨,并在自动抛光设备上抛光,用体积分数为5%的HF水溶液腐蚀。使用OLYMPUS-GX53金相显微镜(OM)进行金相观察,使用扫描电镜(SEM-4800)和JXA-8530电子探针(EPMA)对组织形貌和成分进行分析。为了定量分析Sc对 $\alpha-Al$ 的细化影响,在GB/T 6394-2017标准下使用截点法测量 $\alpha-Al$ 的晶粒大小。通过Image Pro plus6.0金相分析仪的图像分析测定共晶Si的平均面积及纵横比。每个试样至少获得10个不同的视场,评价稀土元素Sc对共晶Si的细化程度。使用Smart Lab-X射线衍射仪(XRD, $Cu K\alpha$)对不同Sc含量合金中的物相进行分析,以确定合金中析出相的晶体结构。将试样制成M10的标准拉伸样,以5 mm/min的速度在TSE105D微机控制电子万能试验机上匀速拉伸,对拉断后的试样使用线切割机在距断口10 mm处进行切割,同时对断口进行纵切,使用扫描电镜(SEM)分析Sc对合金的断裂形貌的影响。

2 试验结果及分析

2.1 Sc对A356铝合金组织的影响

图1为不同Sc添加量下铸态A356铝合金的显微组织。可以看出,未添加Sc时,A356铝合金组织为粗大树枝状的共晶Si组织, $\alpha-Al$ 的二次枝晶臂较为发达,共晶Si多呈现针片状或长条状,见图1a。当A356铝合金中Sc含量为0.2%时, $\alpha-Al$ 相得到显著的细化,并生成了大量的二次枝晶结构,共晶Si的形貌也由针片状转化为纤维状结构,见图1b。当Sc含量增加到0.4%时,铝合金中的 $\alpha-Al$ 相的细化程度有所下降,同时胞状的晶粒上出现细小的枝晶,见图1c。当Sc含量进一步增加到0.6%时, $\alpha-Al$ 相反而出现了略显粗化的趋势,共晶Si的形貌变化较小,见图1d。

图2为不同Sc含量下A356铝合金的晶粒尺寸统计。可以看出,未加入Sc时,A356铝合金中 $\alpha-Al$ 的平均晶粒尺寸为15.99 μm 。当Sc添加量为0.2%时,A356铝合金的平均晶粒尺寸大幅降低,为9.974 μm 。当Sc添加量为0.4%时,平均晶粒尺寸为11.89 μm ,稀

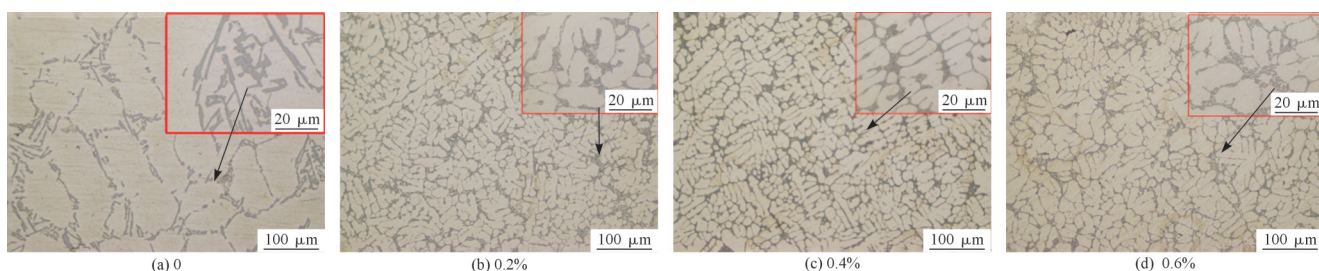


图1 不同 Sc 添加量下铸态 A356 铝合金的显微组织

Fig.1 Microstructure of as-cast A356 alloy with different Sc contents

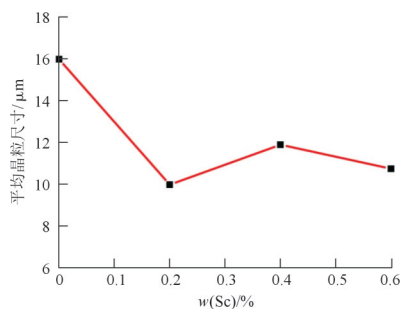


图2 不同 Sc 含量下 A356 合金的平均晶粒尺寸

Fig.2 Average grain size of A356 alloy with different Sc contents

土元素的细化作用有所减弱。当 Sc 添加量为 0.6% 时,平均晶粒尺寸为 10.74 μm,可见,当 Sc 含量更高

时,降低了稀土元素的细化效果。这种弱化作用是由于形成了较大的 Al₃Sc 颗粒,导致其失去了成为异质形核核心的作用,在其他的研究中也发现了类似的现象^[13-14]。

图 3 为 A356 合金加入 Sc 元素后共晶相的形貌。可以看出,当 A356 铝合金中未加入 Sc 时,共晶 Si 的形貌多呈针片状或板条状。当 Sc 添加量为 0.2% 时,共晶 Si 的形貌向纤维状、短棒状和点状结构转变,见图 3b。当 Sc 含量为 0.4% 时,共晶 Si 呈现短棒状和片状,此时点状形貌的共晶 Si 减少,见图 3c。当 Sc 含量增加到 0.6% 时,共晶 Si 为粗大纤维状的共晶 Si 形貌,点状共晶 Si 进一步减少,见图 3d。

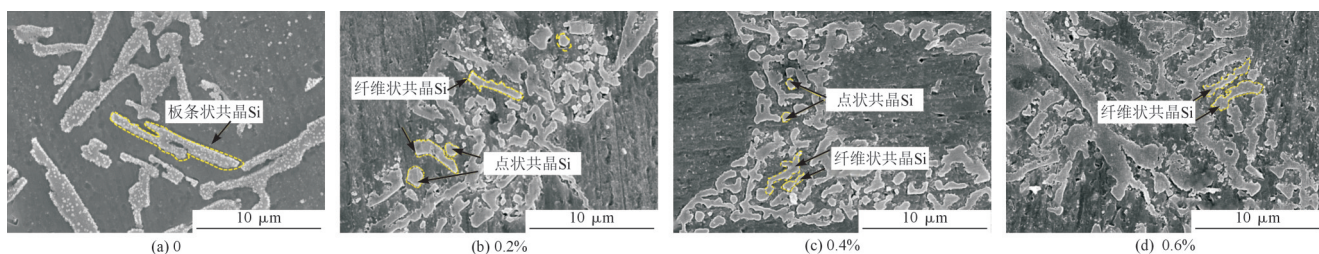


图3 不同 Sc 添加量下 A356 铝合金铸态组织 SEM 像

Fig.3 SEM images of as-cast A356 alloy with different Sc contents

对共晶 Si 的具体细化程度使用 Image Pro plus 6 进行统计,测定 Sc 对 A356 的改性程度。平均面积 A 及纵横比 R 可以使用以下公式进行计算^[15]:

$$A = \frac{1}{m} \sum_{j=1}^m \left(\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n A_i \right) \quad (1)$$

$$R = \frac{1}{m} \sum_{j=1}^m \left[\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \left(\frac{L_1}{L_s} \right)_i \right] \quad (2)$$

式中, A_i 为单个的共晶 Si 颗粒的面积; n 为单个视场内的共晶 Si 颗粒数目; m 为视场的数目; L_1/L_s 为共晶 Si 的长轴与短轴之比。

图 4 为不同 Sc 添加量下 A356 合金中共晶 Si 的平均面积及纵横比。可以看出, Sc 可以明显降低共晶 Si 的平均面积及纵横比。当添加 0.2% 的 Sc 时, A356 合金中共晶 Si 面积由 8.71 μm² 减小到 4.6 μm², 共晶 Si 尺寸减小了 47.1%, 同时共晶 Si 的纵横比由 2.61 减小到 2.12, 这与图 3 中晶粒由针片状向短棒状的结构转变相

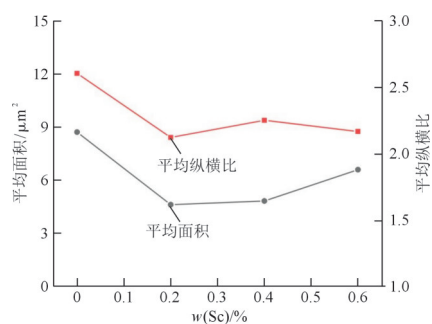


图4 不同 Sc 添加量下 A356 铝合金中共晶 Si 的平均面积及纵横比

Fig.4 Average area and aspect ratio of eutectic silicon in A356 alloy with different Sc contents

对应。当 Sc 加入量为 0.4% 时, 相比未添加 Sc 的 A356 合金, 共晶 Si 的尺寸明显减小, 但大于 Sc 含量为 0.2% 时合金中的共晶 Si 尺寸。当 Sc 添加量为 0.6% 时, 共晶 Si 的平均面积明显上升, 表明此时共晶 Si 开始向粗大的板条状或纤维状转变。可见, 当 Sc 添加量为 0.2%

时,共晶Si的细化作用最理想。

图5是Sc含量为0.6%时A356铝合金的SEM和EDS分析结果。可见浅灰色块状共晶Si相富含Al和Si元素。此外,基体中还存在两种不同形貌的析出相,呈现亮白色的棒状析出相,对图5a中的A、B、C处进行EDS分析,见表2。可见B处主要含有Al、Si、Sc元素,C处主要含有Al、Si、Sc、Mg元素,图5b显示该颗粒为Al₃Sc相。通过C点EDS分析结果可知Sc还与Mg等形成了金属间化合物。

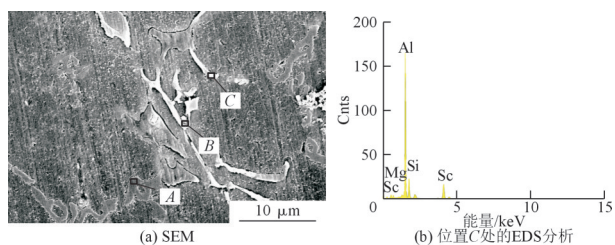


图5 Sc含量为0.6%的A356铝合金的SEM和EDS分析
Fig.5 SEM images and EDS results of A356 alloy with 0.6% Sc

表2 图4a中标记的EDS分析结果

Tab.2 EDS results of points marked in Fig.4a

位置	ω _B			
	Al	Si	Mg	Sc
A	82.01	17.99	—	—
B	64.27	19.27	—	16.46
C	62.37	17.46	0.84	19.33

图6为含Sc合金中析出相的面积分数。可见随着Sc含量的升高,含Sc析出相的面积分数逐渐增大。当Sc含量为0.2%、0.4%和0.6%时,析出相的面积分数分别为1.54%、2.09%和2.73%。Sc和Al的原子半径相差为0.0211 nm,电负性相差0.2,介于形成固溶体或化合物之间。因此,Sc在Al中除以Al₃Sc化合物形式存在外,还有少量Sc固溶在α-Al中。在实际的非平衡凝固过程中,即使在结晶冷却速度不快的情况下,Sc也倾向固溶在α-Al中形成非平衡的过饱和固溶体;而Sc的过饱和固溶体极不稳定,其分解速度非常快^[9]。所以,对于非平衡凝固的Al-Sc合金,在铸态时,绝大部分Sc都是过饱和地固溶在α-Al基体中及晶界处,仅有微

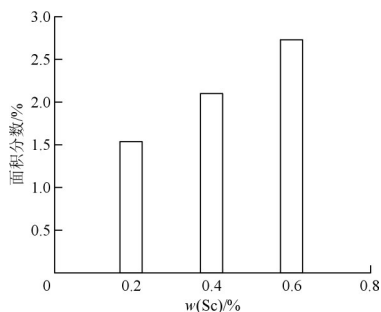


图6 含Sc析出相的面积分数

Fig.6 Area fraction of precipitated phase containing Sc

量的Sc以初生Al₃Sc相的形式存在^[16]。

为进一步确定具体加入Sc元素后与A356铝合金形成的具体物相,通过X射线对合金进行衍射分析,见图7。由图7可知,当添加0.6%的Sc时,A356铝合金中形成了Al₃Sc相。Al₃Sc颗粒具有L₁₂结构,其晶格参数为0.4105 nm^[17-18],与α-Al的晶格参数几乎相等。

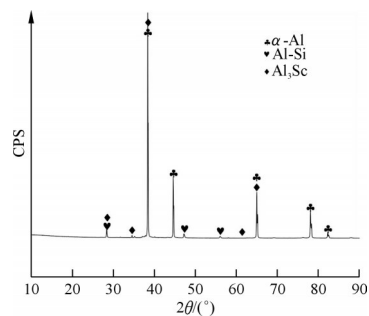


图7 Sc含量为0.6%时A356合金的XRD分析
Fig.7 XRD patterns of A356 alloys with 0.6% Sc

图8为添加0.2%的Sc的Al₃Sc相的TEM图。可以看出,Al₃Sc表现为平均析出直径为25~35 nm的椭圆颗粒。Al₃Sc的粒子具有L₁₂结构,与Al的晶格结构非常相似,可以充当合金的异质形核核心起到细化晶粒的作用。

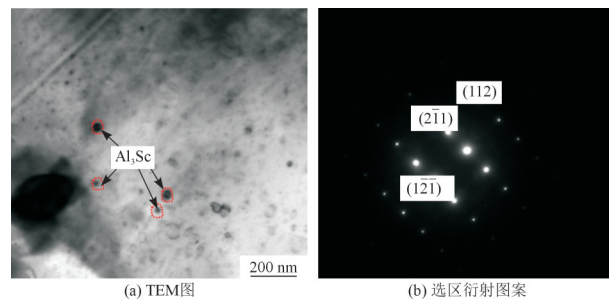


图8 Sc含量为0.2%时A356合金的TEM图和选区衍射图谱
Fig.8 TEM image and selection diffraction pattern of A356 alloy with 0.2% Sc

为进一步测定Sc在A356铝合金中与其他元素相互作用结果,对添加0.4%、0.6%的Sc的A356铝合金进行电子探针(EPMA)分析,见图9和图10。可以看出,Sc元素形成的化合物主要富集在Al相及晶界附近,Fe、Mg元素富集在共晶Si的周围。对比图9和图10可以发现,随着Sc含量增多,含Sc的析出相尺寸明显变大,相应的Al₃Sc相颗粒也会长大。综上,随着Sc含量增加,Al₃Sc相长大,Al₃Sc相颗粒数量减少,形核粒子数量减少,导致细化效果降低。

合金在凝固过程中,由于Al₃Sc相会首先在α-Al的基体中形成^[19],从而为α-Al的形核提供大量的形核核心,由于异质形核的原因导致晶粒出现显著的细化。但当Sc的添加量进一步增加时,Al₃Sc会进一步长大从

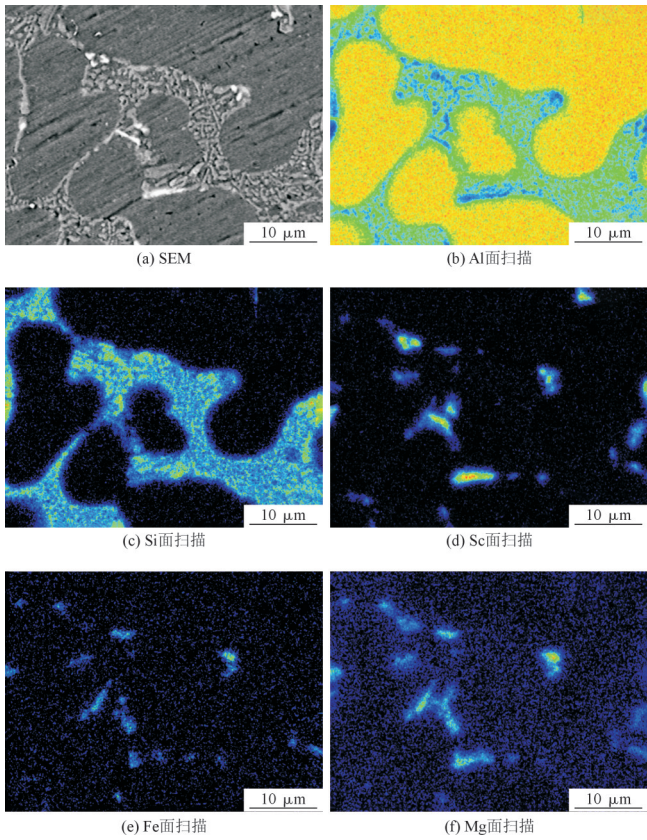


图9 Sc含量为0.4%时 A356合金的EPMA图片
Fig.9 EPMA images of A356 alloy with 0.4% Sc

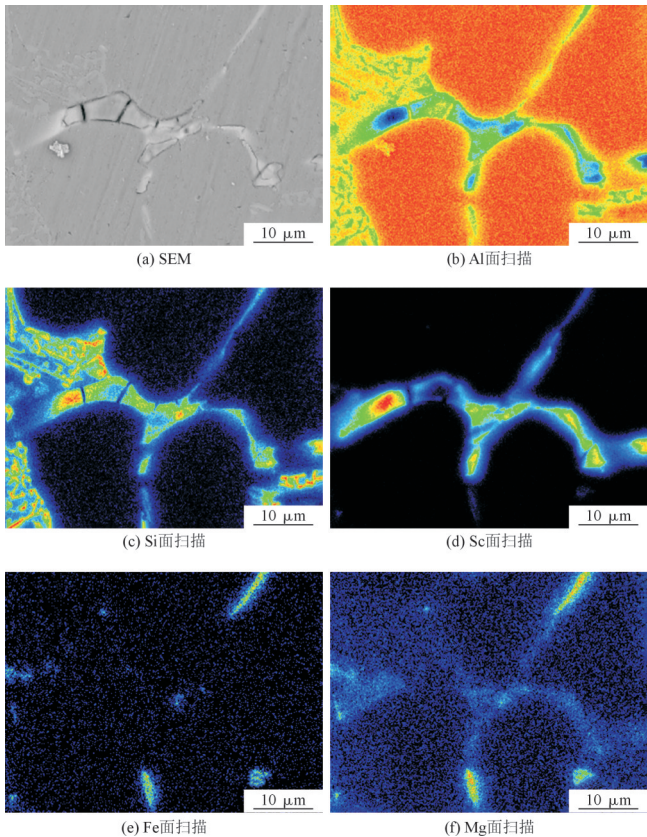


图10 Sc含量为0.6%时 A356合金的EPMA图片
Fig.10 EPMA images of A356 alloy with 0.6% Sc

而失去成为异质形核核心的能力,导致对晶体的细化能力下降。因此Sc含量增多时,合金的晶粒细化程度反而减弱。

WAGNER R S等^[20]提出了Al-Si合金中Si生长的双平面凹边(TPRE)生长机制,即变质元素吸附在孪晶凹谷处阻碍了Si原子进一步在晶体生长前沿富集,从而导致Si相改变择优取向形成枝晶分叉。这解释了Si晶体 $\langle 112 \rangle$ 沿 $\{111\}$ 晶面大平面方向以板状形态生长的现象。当Sc加入A356铝合金中时,会吸附在Si相的表面,在Si晶体的 $\{111\}$ 面上产生台阶,从而产生大量的孪晶,使Al-Si共晶体按孪晶的凹边机制(TPRE)生长,从而阻止了Si相向片状生长,使其呈现了多面生长,所以Al-Si共晶相会从片状转变成成为纤维状或短棒状。KIM M H等^[21]研究发现,Sc富集在了Al上,而不符合通过元素的富集对共晶Si长大有阻碍的TPRE机制。由图9可知,Sc富集在了Al上,这可能由于Si晶体是以光滑的固-液界面生长,Si原子更容易紧紧吸附在沟槽和位错处进行晶体的生长,而不是在晶面处完成。当少量Sc添加和具有较高的冷却速率时,溶质Sc来不及进行长程扩散,不能富集成尺寸较大的富Sc相颗粒。Sc可能沉积在Al相的表面并改变其界面结构,从而影响晶体的生长速率,同时由于晶体周围熔体的温度场和浓度场的差异,Si晶体各面不同的生长速率最终形成不同的晶体生长形貌。

因为 $R_{Sc}:R_{Si}=1.41$ ^[22],即Sc的半径大于Si的,在A356铝合金熔体凝固过程中,Sc比较容易在固-液界面的前沿富集,因此改变了固-液界面之间的热扩散速率,从而使合金的凝固区间的范围变大。当固-液转变温度发生改变时, α -Al晶粒的进一步长大得到了抑制,从而使得铝合金中的初生 α -Al变成了细小的枝晶晶粒。同时Sc的加入使得粗大的板条状或针状共晶Si转变成了纤维状或者短棒状的形态。

2.2 Sc对A356铝合金力学性能的影响

图11为不同Sc含量下A356铝合金的铸态力学性能。可见随着Sc含量上升,A356铝合金的抗拉强度和伸长率呈现先升高后下降的趋势。未加入Sc时,A356合金的抗拉强度为183.5 MPa,伸长率为1.5%;当Sc含量为0.2%时,抗拉强度和伸长率分别为217 MPa和6%。当Sc的添加量为0.4%时,相比于加入量为0.2%的Sc时,材料的抗拉强度变化很小,但伸长率明显降低。当Sc的添加量升高到0.6%时,此时的抗拉强度和伸长率大幅降至195 MPa和1%。可见当Sc的含量为0.2%时,铸态的A356铝合金的抗拉强度和伸长率最为理想。

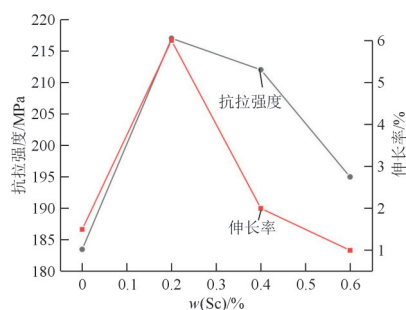


图 11 不同 Sc 含量的 A356 合金的力学性能

Fig.11 Mechanical properties of A356 alloy with different Sc contents

图 12 为不同 Sc 含量下 A356 铝合金的拉伸断口形貌。可以看到,未添加 Sc 时 A356 合金断口上有明显的撕裂脊和明显的准解理面。当 Sc 含量为 0.2% 时, A356 铝合金表现出了韧窝和撕裂棱的混合形貌,这是由于 Sc 对 α -Al 的二次枝晶臂的细化及 Al-Si 共晶体的变质作用。当 Sc 含量进一步增加到 0.4% 时,断口上韧窝的数量明显减少,呈现出解理台阶和韧窝并存的形式,这也是其伸长率下降的主要原因,见图 12c。当 Sc 添加量为 0.6% 时,准解理面占据了断口的绝大部分,同时韧窝明显减少,伸长率进一步降低。

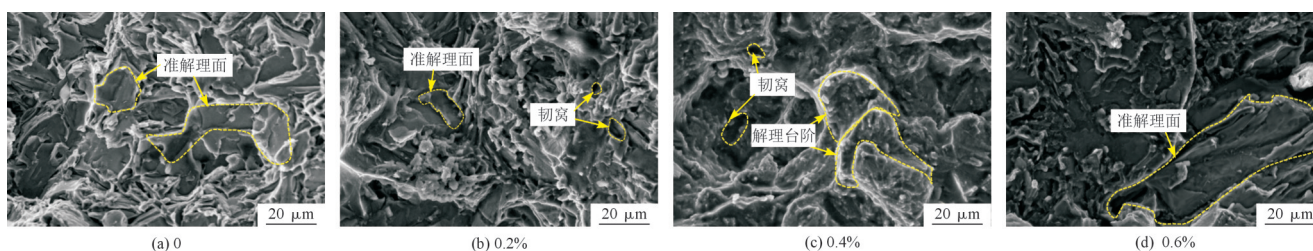


图 12 不同 Sc 含量 A356 合金的拉伸断口形貌

Fig.12 Tensile fracture morphologies of alloys with different Sc contents

为进一步地确定具体的断裂方式,对断口进行纵截面分析,见图 13。Sc 在铝合金中的固溶度为 0.38%^[23],当 Sc 的添加量较少时,溶质元素均匀溶解或溶解反应充分进行,大颗粒的 Al_3Sc 的数量很少。 α -Al 的平均晶粒尺寸从 15.99 μm 细化到了 9.974 μm 。Sc 使得初生 α -Al 细化,起到了晶粒细化的作用。同时由于共晶 Si 的形貌发生改变,减小了对基体的割裂作用,合金的抗拉强度和伸长率大幅提升。但当 Sc 添加量过多时,合金中 Sc 含量已经超出了固溶度,在没有固溶处理时,无法通过固溶温度或固溶时间帮助溶质元素更好地扩散和溶解在基体中,导致大尺寸的块状 Al_3Sc 出现,同时,Sc 会与 A356 铝合金中的 Al、Si 发生反应,生成稳定的含 Sc 金属间化合物。这些尺寸较大

的块状析出相一方面降低了基体的细化程度,同时对合金的力学性能起不到强化作用。大量弥散分布、与基体共格的次生 Al_3Sc 相粒子在合金变形过程中能够强烈地钉扎位错和亚晶界^[24],有效地阻止位错的运动和亚晶界的迁移与合并,从而很好地强化合金的力学性能。但当 Al_3Sc 以大尺寸的块状析出后,在外力作用下发生开裂,反而成为裂纹源,降低了合金的力学性能。而大尺寸的裂纹却在基体与共晶 Si 的结合处存在,这主要是因为 α -Al 和共晶 Si 界面处的不稳定性,导致和基体之间出现了分离。因为在具有大尺寸的枝晶臂材料中,枝晶的晶界处分布着密集的共晶 Si 粒子,因此为裂纹的扩展提供了通道,导致穿晶断裂^[25]。

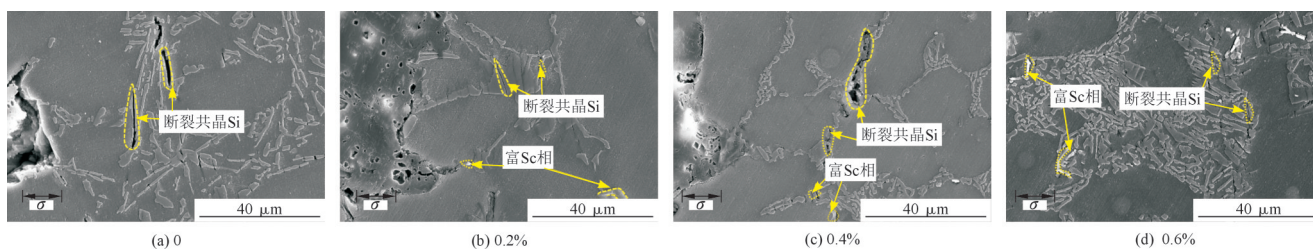


图 13 不同 Sc 含量下 A356 合金断口的纵截面形貌

Fig.13 Longitudinal section of fracture of A356 alloys with different Sc contents

3 结 论

(1) 添加 Sc 后, A356 铝合金中的 α -Al 会得到显著的细化,共晶相由针状或粗大的板条状转变为细小的纤维状或短棒状,当 Sc 添加量为 0.2% 时,其细化作用

最好。

(2) 当加入 Sc 时,会与 Al、Si、Mg 等元素发生反应,生成 Al_3Sc 、 $AlSiSc$ 、 $AlSiMgSc$ 等金属间化合物,这些化合物会存在于枝晶间或晶间,当受到外力作用时,会阻碍合金中的位错移动,从而使合金的力学性能改善。

(3)铸态A356铝合金的抗拉强度和伸长率在Sc含量为0.2%时达到最高,抗拉强度和伸长率可以达到217 MPa和6%;此时合金断口上观察到的韧窝数量最多,表现出的韧性断裂更加明显。断裂裂纹主要出现在Al-Si共晶相和 α -Al的结合位置,并且沿着共晶区域进行扩展。当共晶Si的方向与裂纹的扩展方向不一致时,会将共晶Si粒子切断,合金的断裂方式为穿晶断裂方式形成的准解理断裂。

(4)通过EPMA分析,在共晶Si的不同位置上Sc分布的浓度不同。而 $R_{sc}:R_{si}=1.41$,Sc的加入会通过改变固-液转变温度的方式,遏制 α -Al的长大,使其转变为细小的枝晶状结构,同时将粗大的板状共晶Si变质成为细小的纤维状或短棒状的结构,符合Sc对A356铝合金组织的细化机制。

参 考 文 献

- [1] 李文树,宋东福,周海涛,等.细化变质处理对A356.1合金组织和力学性能的影响[J].中国有色金属学报,2020,30(7):1491-1501.
- [2] 瞿猛,唐建国,叶凌英,等.时效与添加Zr对Al-Zn-Mg合金耐腐蚀性能影响的对比[J].材料导报,2020,34(2):2083-2087.
- [3] 马少博,贺飞羽,胡文鑫,等.Ce和Cu复合合金化对A356.2合金组织和力学性能的影响[J].稀土,2023,44(1):190-197.
- [4] 张全庆,李振,王复栋,等.La对再生A356铝合金凝固组织及力学性能的影响[J].特种铸造及有色合金,2023,43(10):1404-1408.
- [5] 顾文秀,周细应,彭以辉,等.Al-Sr-La中间合金改性对A356铝合金组织和性能的影响[J].材料热处理学报,2024,45(5):70-80.
- [6] 曾凡娇,李霞.变质处理对A356合金组织及摩擦磨损性能的影响[J].铸造,2022,71(10):1251-1255.
- [7] MAO G L, YAN H, ZHU C C, et al. The varied mechanisms of yttrium (Y) modifying a hypoeutectic Al-Si alloy under conditions of different cooling rates [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, C806:909-916.
- [8] 曾耀华,陈宗宁,康慧君,等.Sb对A356合金组织和力学性能的影响及变质机理[J].特种铸造及有色合金,2017,37(10):1139-1142.
- [9] DAVYDOV V G, ROSTOVA T D, ZAKHAROV V V, et al. Scientific principles of making an alloying addition of scandium to aluminium alloys [J]. Materials Science and Engineering, 2000, A280:30-36.
- [10] YU C T, WU C T, YUN H. Effects of scandium addition on iron-bearing phases and tensile properties of Al-7Si-0.6Mg alloys [J]. Materials Science and Engineering, 2014, A593:103-110.
- [11] ZHANG W D, LIU Y, YANG J, et al. Effects of Sc content on the microstructure of as-cast Al-7Si alloys [J]. Mater. Charact., 2012, 66:104-110.
- [12] USSADAWUT P, JULATHEP K, CHAOWALIT L. Grain refinement mechanism in an Al-Si-Mg alloy with scandium [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2012, 542:177-186.
- [13] 闫洪,张辉,杨祖贵.铸造A356.2(Sc,La)铝合金研究[J].宇航材料工艺,2022,52(3):53-55.
- [14] TSAI Y C, CHOU C Y, JENG R R, et al. Effect of rare earth elements addition on microstructures and mechanical properties of A356 alloy [J]. Journal of Cast Metals Research, 2011, 24 (2): 83-87.
- [15] VILLARS P, CALVERT L D, PEARSON W B. Ab initio studies of the formation of a $Y_{1-x}Ni_x$ superstructure with ordered Y vacancies [J]. ASM International Metals Park, 1992, 11(5):1177-1187.
- [16] 戴晓元,夏长清,彭小敏. $7\times\times\times$ 铝合金退火过程中二次 $Al_3(Sc,Zr)$ 粒子的析出行为[J].中国有色金属学报,2010,20(3):451-455.
- [17] CHERKASOV V V, POBEZHIMOV P P, NEFEDOVA L P, et al. Special features of the structure formation and properties of castable Al-Mg alloys alloyed with scandium [J]. Met. Sci. Heat Treat., 1996, 38(5-6):268-270.
- [18] CACERES C H, DAVIDSON C J, GRIFFITHS J R. The deformation and fracture behaviour of an Al-Si-Mg casting alloy [J]. Materials Science and Engineering, 1995, A197(2):171-179.
- [19] WANG Q G, CACERES C H. The fracture mode in Al-Si-Mg casting alloys [J]. Materials Science and Engineering, 1998, A241(1-2):72-82.
- [20] WAGNER R S, TREUTING R G. Morphology and growth mechanism of silicon ribbons [J]. Applied Physics, 1961, 32(11):2490-2491.
- [21] KIM M H, HONG Y M, CHO H Y. The effects of Sc on the microstructure and mechanical properties of hypo-eutectic Al-Si alloys [J]. Metals and Materials International, 2004, 10(6):513-520.
- [22] YIN Z M, PAN Q L, ZHANG Y H, et al. Effect of minor Sc and Zr on the microstructure and mechanical properties of Al-Mg based alloys [J]. Materials Science and Engineering, 2000, A280(1):151-155.
- [23] 戴晓元,夏长清,古一. Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr系富Al角相图评估[J].材料导报,2006(11):77-79.
- [24] 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.
- [25] 戴晓元,夏长清,吴安如,等.含钪超高强铝合金的研究现状及发展趋势[J].材料导报,2006(5):104-107.

(编辑:栗万仲)

欢迎登陆期刊官网

投稿、查稿、审稿

2024年起,《特种铸造及有色合金》杂志新版网站正式上线,期刊论文彩色版本均可在网站免费在线阅读或下载pdf文件,并可体验AI导读功能,网址:www.special-cast.com,欢迎访问!