微量 La/Ce 对 A356.2 合金析出行为及活化能的影响①

顾琪，周鹏飞
（盐城工业职业技术学院 智能制造学院，江苏 盐城 224005）

摘　要：采用金相观察、透射电镜、差示扫描量热法等手段，系统探讨了添加微量 La/Ce 对 A356.2 合金析出相形貌、硬度变化和析出动力学的作用。结果表明，添加微量 La 或 Ce 对铸态组织中的初生 α-Al 和共晶 Si 形貌影响不大，但能诱导形成新的含 La 或 Ce 的 Al_2LaSi_2 和 Al_2CeSi_2 相。时效过程中，La/Ce 的引入显著延缓了 β″、β′和 β 相的析出，硬度峰值出现时间推迟且硬度略有降低。TEM 分析结果显示，La/Ce 的添加使析出相细化，且其长度和分布更加均匀。通过计算析出相的形成活化能发现，添加微量 La/Ce 提高了析出相的热稳定性，且 Ce 的效应强于 La。微量的 La 和 Ce 在 A356.2 合金中虽然未显著细化晶粒，但有效提高了析出相的稳定性和细化程度，具有调控合金强化行为的潜在应用价值。

关键词：A356.2；微合金化；镧；铈；析出相；析出强化；活化能；析出行为；热力学
中图分类号：TG146　　**文献标志码**：A　　doi：10.3969/j.issn.0253-6099.2025.06.034
文章编号：0253-6099(2025)06-0196-07

Influence of Trace La/Ce on Precipitation Behavior and Activation Energy of A356.2 Alloy

GU Qi, ZHOU Pengfei
(*School of Intelligent Manufacturing*, *Yancheng Polytechnic College*, *Yancheng* 224005, *Jiangsu*, *China*)

Abstract: The influence of adding trace of La/Ce on the as-cast microstructure, precipitation behavior and thermodynamic properties of A356.2 alloy was systematically investigated by means of metallographic observation, transmission electron microscopy, differential scanning calorimetry among others. The results show that adding trace of La or Ce has little effect on the morphology of primary α-Al and eutectic Si in the as-cast microstructure, but can induce the formation of new La- or Ce-containing phases, i.e. Al_2LaSi_2 and Al_2CeSi_2. During aging process, an addition of La/Ce significantly delays the precipitation of β″, β′ and β phases, resulting in a postponed occurrence of hardness peak and a slight decrease in hardness. TEM analysis shows that an addition of La/Ce refines the precipitated phases, with more uniform size and distribution. By calculation of the activation energy for precipitate formation, it is found that La/Ce addition increases the thermal stability of the precipitated phases, and Ce brings a more pronounced effect than La. Although traces of La and Ce do not significantly refine the grains in A356.2 alloy, they effectively enhance the stability and refinement degree of the precipitated phases, exhibiting the potential in regulating the strengthening behavior of alloy.

Key words: A356.2; microalloying; lanthanum (La); cerium (Ce); precipitated phase; precipitation hardening; activation energy; precipitation behavior; thermodynamics

铸造 Al-Si-Mg 合金具有良好的铸造性能、机械性能，被广泛用于工业轻量化零部件制造。晶粒细化和变质共晶 Si 虽然可以改善铸造 Al-Si-Mg 合金的机械性能[1-4]，但还是难以满足高强韧性的要求。微合金化和热处理工艺会影响铸造 Al-Si-Mg 合金中亚稳态 Mg_2Si 相析出行为。铸造 Al-Si-Mg 合金时效析出序列[5-6]为：过饱和固溶体(SSS)→原子团簇→GP 区→β″相(Mg_5Si_6)→β′相(Mg_9Si_5)、U1 相($MgAl_2Si_2$)、U2 相

① **收稿日期**：2025-05-15
基金项目：2025 年江苏省高等学校基础科学(自然科学)研究项目(25KJA430016)；2025 年江苏高校“青蓝工程”资助项目；2024 年盐城市自然科学基金面上项目(YCBK2024057)；2025 年校级科技创新团队(YGKJ202501)；2025 年博士基金项目(YGQD2025006)
作者简介：顾琪(1983—)，男，江苏盐城人，硕士，副教授，主要从事高性能轻质合金材料研发工作。E-mail：283509362@qq.com
通信作者：周鹏飞(1988—)，男，江苏盐城人，博士，副教授，主要从事高性能结构材料研发工作。E-mail：zpfjsyc@126.com

(MgAlSi)或 B′相($Mg_9Al_3Si_8$)→β 相(Mg_2Si)。

20 世纪 60 年代，人们开始将稀土元素应用于铝合金中。镧(La)和铈(Ce)作为经济型稀土元素的代表，近年来受到广泛关注[7-14]，但大多数研究集中在较高添加量下 La 和 Ce 对 Al-Si-Mg 合金凝固过程的影响。在 Al-Si-Mg 合金中，时效析出行为对合金的性能影响较大。La/Ce 的存在可能会影响铝固溶体的性能，若真如此，即使是微量添加也可能产生显著影响。因此，本文在经 Sr 变质的 Al-Si-Mg 合金中添加微量 La 或 Ce，并进行了固溶与时效处理，通过显微组织观察、热流曲线分析、硬度测试及动力学计算，探讨了微量 La 和 Ce 对 Mg_2Si 相析出行为的影响。

1　实验材料与方法

实验用合金为商用 A356.2 合金(Al-7%Si-0.4%Mg，质量分数，下同)。将 A356.2 铝锭加热至 760 ℃并保温 1 h，当熔体温度降至 720 ℃时，依次加入一定量中间合金 Al-10%Sr、Al-10%La 和 Al-10%Ce，搅拌，升温至 750 ℃保温 20 min；然后用占熔体质量 1%的 C_2Cl_6 进行除气、除渣，并在 720 ℃下保温 20 min。随后将熔体浇注入水冷铜模中，模腔尺寸为 200 mm×100 mm×30 mm；微合金化后所得合金分别命名为 A、AL、AC。通过直读光谱仪(SPECTROLAB M12)测定所制得块状铸件的化学成分，结果见表 1。

表 1　合金化学成分(质量分数)

Table 1　Chemical compositions of alloys　　%

合金名称	Si	Mg	Fe	Sr	La	Ce	Al
A	6.95	4.09	0.121	0.026	—	—	余量
AL	7.01	3.96	0.143	0.022	0.063	—	余量
AC	6.98	4.04	0.096	0.024	—	0.069	余量

硬度测试和显微组织观察的样品均取自板状铸件中间位置。在箱式电阻炉(SX-G16103)中进行热处理，固溶处理工艺为 535 ℃×6 h，随后水冷。然后进行时效处理，温度为 175 ℃，时间为 1~46 h(递增幅度为 2 h)。

采用奥林巴斯 GX53 型光学显微镜和配备 EDS 的 Phenom XL 扫描电镜观察试样微观组织，样品尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm。在常规研磨和抛光后，将样品浸泡在体积分数 0.5%的氢氟酸中 3 s。透射电子显微镜(TEM，Talos F200X)观察的样品首先通过手工磨光至约 50 μm，然后进行离子减薄，TEM 操作电压为 200 kV。

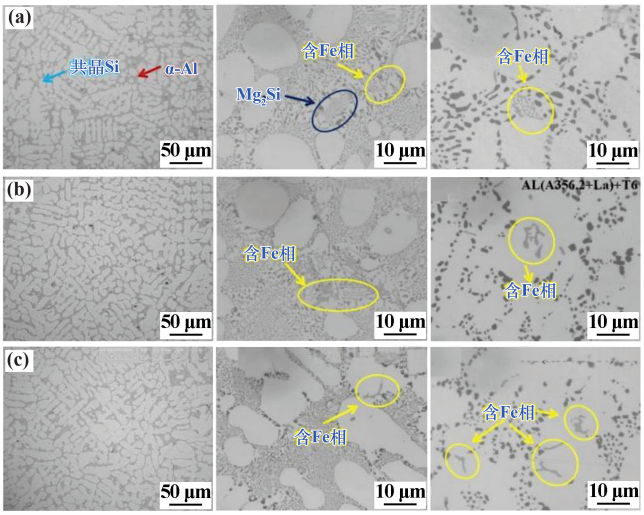
采用差热分析仪(DSC，NETZSCH Phoenix DSC204 F1)测试固溶处理后 3 种合金的热流过程，每种样品约 30 mg，加热速率为 5 K/min，保护气氛为氩气，测试温度 35~650 ℃。

采用莱顿 Wlison® VH1102 型显微硬度仪对合金进行硬度测试，加载载荷为 200 g，加载时间为 10 s。样品尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm，压痕位置选取在初生 α-Al 相的枝晶臂上，为确保测试准确性，每个试样测试 10 个点，并取平均值作为最终硬度结果。

2　实验结果与分析

2.1　合金微观组织

图 1 给出了 A、AL 和 AC 合金的铸态和 T6 态(535 ℃×6 h+175 ℃×10 h)组织。从图 1 可见，添加微量 La 或 Ce 对初生 α-Al 树枝晶形貌以及共晶 Si 的变质效果影响不大。在共晶区域中，可观察到片状富 Fe 相(主要为 π-$Al_9FeMg_3Si_5$)和网格状 Mg_2Si 相。A356.2 合金的凝固顺序一般为：L→α-Al→α-Al+共晶 Si→α-Al+共晶 Si+Mg_2Si→α-Al+共晶 Si+Mg_2Si+π-$Al_9FeMg_3Si_5$[15]。Al-Si 合金中 Mg 的存在促进了 π-Fe相的形成[16-17]。有研究表明，添加 0.2% La 或 Ce 可为 α-Al 相提供异质形核核心，抑制其生长[18]。本文中，La 或 Ce 的添加量为 0.1%，但 La 和 Ce 极易烧损，合金中的实际含量更低(如表 1 所示)，从图 1 中观察到，添加微量 La 或 Ce 对合金的细化效果并不显著。文献[14-15，18-19]认为 La 和 Ce 的添加可能会对共晶 Si 相产生变质作用，但从图 1 共晶 Si 形貌和尺寸可知，本文添加微量 La 或 Ce 并没有对共晶 Si 变质产生明显效果，共晶 Si 的变质主要归因于 Sr 的添加。经过 T6 处理后，合金中仍有未溶解的富 Fe 相存在，共晶Si显著球化，从微观组织中并没有观察到其他第二



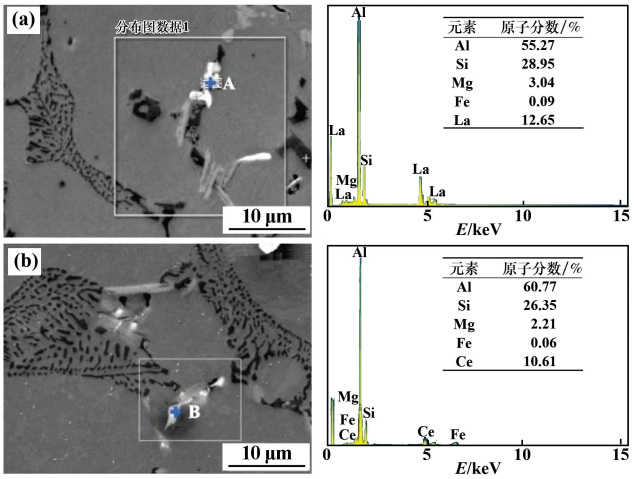
(a) A 合金；(b) AL 合金；(c) AC 合金

图 1　合金微观组织

Fig. 1　Microstructures of alloys

相。综合合金的铸态和 T6 态微观组织发现,微量的 La 或 Ce 对微米级析出相并没有显著影响。

La 或 Ce 的添加,在凝固过程中可能会形成一些新的金属间化合物。图 2 为 AL 和 AC 合金铸态组织中含 La 或 Ce 的金属间化合物的 SEM 图和相应的点扫描图。AL 合金中,新相富含 Al、Si 和 La;AC 合金中,新相则富含 Al、Si 和 Ce;并且含 La/Ce 相在晶界处析出。由 EDS 分析结果可知,含 La 或 Ce 的金属间化合物中 La∶Si 和 Ce∶Si 的原子比均接近1∶2。结合文献[7-8,19],在 Al-Si 合金中添加 La 或 Ce 会形成 Al_2LaSi_2 相或 Al_2CeSi_2 相,可推测,AL 和 AC 合金中新形成的相可能分别为 Al_2LaSi_2 和 Al_2CeSi_2。但由于 La/Ce 的烧损严重,其在熔体中的实际含量非常低,导致在凝固过程中形成的 Al_2LaSi_2 和 Al_2CeSi_2 颗粒数量极少。



(a) AL 合金;(b) AC 合金

图 2 AL 和 AC 合金 SEM 及点扫描

Fig. 2 SEM and EDS spot analysis of AL and AC alloys

2.2 时效硬度变化

图 3 为 175 ℃时效过程中 3 种合金硬度随时效时间的变化曲线。从图 3 可观察到,3 种合金均表现出 4 个硬度峰值,分别在 3~8 h、9~13 h、16~23 h 和 28~35 h 区间内,但3~8 h内的第1个峰并不明显。从图 3 还可以观察到,添加 La 或 Ce 会使不同区间硬度峰产生迟滞,延长了合金达到峰值所需的时间,并且添加 Ce 的迟滞更明显。从时效硬度曲线可知,合金硬度的变化与时效过程中析出相的演变相关,从不同硬度形成的时间以及硬度值可推测第 1 个硬度峰与 GP 区形成有关,第 2 个硬度峰与 β″相形成有关,第 3 个硬度峰与 β′相形成有关,第 4 个硬度峰与 β 相形成有关,但这些相关性还需要进一步研究。

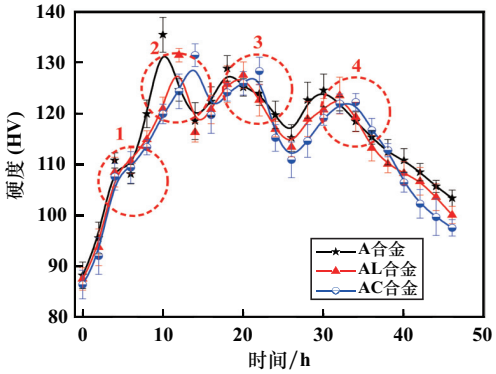


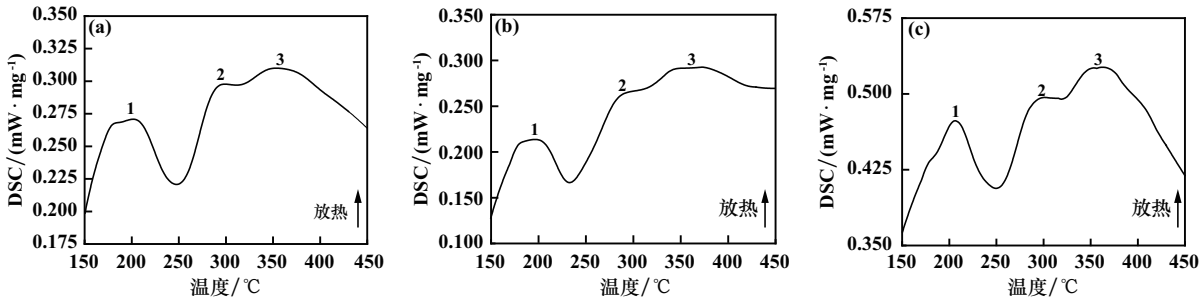
图 3 合金硬度随时效时间变化曲线

Fig. 3 Variation curves of alloy hardness with aging time

2.3 DSC 分析

图 4 为 3 种合金在 535 ℃×6 h 固溶处理后的 DSC 曲线。从图 4 可观察到,3 种合金都有 3 个放热峰。放热峰 1、2、3 分别在 170~220 ℃、270~320 ℃、330~400 ℃。根据文献[20-26]的结果,190~270 ℃范围内的放热峰与 β″相的形成有关(峰 1),240~310 ℃范围内的放热峰与 β′相相关(峰 2),270~370 ℃范围内的放热峰与 β 相相关(峰 3)。文献[27]研究指出,大约 150 ℃的放热峰可能是在时效初期形成 Mg-Si 簇或 GP 区,但在本文 DSC 曲线中未观察到。总体而言,各相的析出顺序为:β″、β′和 β 相依次析出。

图 4 中峰 1、峰 2 和峰 3 析出的相关温度列在表 2 中。可以看出,添加 La/Ce 使得 β″、β′和 β 相的起始温度和终止温度右移,即在时效过程中 β″、β′和 β 相的形成延迟,且 Ce 的效应大于 La 的效应。



(a) A 合金;(b) AL 合金;(c) AC 合金

图 4 合金固溶处理后的 DSC 曲线

Fig. 4 DSC curves of alloys after solution treatment

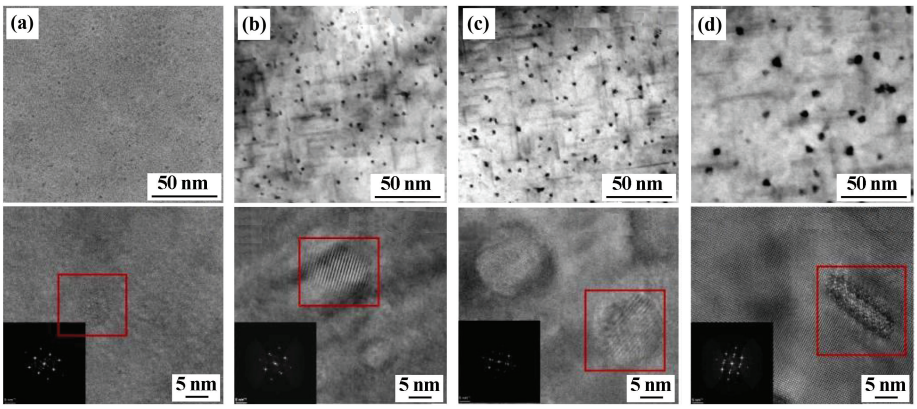
表 2　各峰析出的相关温度

Table 2　Related precipitation temperatures of each peak

合金名称	开始温度/℃			峰值温度/℃			结束温度/℃		
	峰 1	峰 2	峰 3	峰 1	峰 2	峰 3	峰 1	峰 2	峰 3
A	174.48	276.24	335.84	196.37	292.01	351.71	205.47	301.09	371.75
AL	176.33	278.88	337.01	198.63	294.25	358.81	206.56	304.45	374.34
AC	188.85	284.47	346.05	205.06	297.67	361.15	213.41	307.52	377.77

图 5 为 A 合金在 175 ℃下时效 1、10、18 和 30 h(峰值时间)的 TEM 图像及相应的快速傅里叶变换(FFT)图像(HRTEM)。图中观察到大量针状或棒状析出相。图 3 中的第 1 个较弱峰是 GP 区的形成所引起的[27],从图 5(a)可以观察到 GP 区没有固定的晶体结构。时效 10 h 后,A 合金中析出大量针状细小颗粒,颗粒尺寸约 23 nm[见图 5(b)],对应图 3 中的第 2 个峰,对应 β″相的析出[28-29],该相与基体 Al 相具有共格关系。从时效 10 h 对应的衍射花样中可以观察到,衍射花样与基体花样平行,呈现双斑点结构。时效 18 h 后,图 3 中出现了第 3 个峰,此时析出颗粒仍呈针状或棒状,尺寸约 28 nm[图 5(c)],这种类型的析出相被认为是与 Al 基体半共格的 β′相[30],对应的衍射花样中并没有观察到时效 10 h 时类似的平行衍射斑点。时效时间增加到 30 h 后,图 3 中出现了第 4 个峰,该峰与 β′→β 相变有关[31],此时析出的颗粒显著粗化,长度达到 50 nm,横截面更加明显(图 5(d)),β-Mg_2Si与 Al 基体无共格关系,对应的衍射花样中观察到斑点并没有规律。

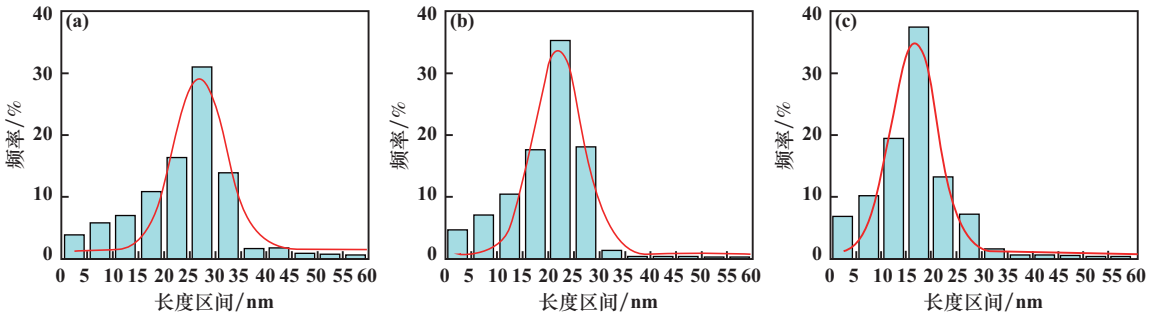
采用 Image-Pro Plus 6.0 软件统计了 3 种合金在 175 ℃×10 h 状态下的细针状析出相的尺寸,每种合金随机选择 5 张 TEM 图像进行测量,然后通过 Origin 2018 软件对测量数据进行高斯拟合,结果如图 6 和表 3 所示。从表 3 可以看出,在相同的时效处理条件下,添加微量 La 后针状析出相的平均长度从27.23 nm 减小到 22.41 nm,高斯拟合的峰值从 27.00 nm 减小到 22.17 nm。添加微量 Ce 使得针状析出相的平均长度减小到 17.06 nm,高斯拟合的峰值减小到 16.76 nm。以上数据表明,随着 La 或 Ce 的微合金化,析出相的尺寸更细小且分布更均匀。



(a) 1 h; (b) 10 h; (c) 18 h; (d) 30 h

图 5　A 合金经 175 ℃ 不同时间时效后析出相的 TEM 和 HRTEM 图

Fig. 5　TEM and HRTEM images of precipitated phases in alloy A after aging at 175 ℃ for different time



(a) A 合金; (b) AL 合金; (c) AC 合金

图 6　合金中析出相长度统计以及高斯拟合

Fig. 6　Statistical analysis and Gaussian fitting of length of precipitated phases in alloys

表 3 时效合金中析出相的平均长度及高斯拟合结果

Table3 Average length and Gaussian fitting results of precipitates in aged alloys

合金名称	平均长度/nm	高斯拟合半高宽/nm	高斯拟合峰值/nm
A	27.23±5.21	10.08±1.05	27.00±0.50
AL	22.41±5.48	9.45±0.85	22.17±0.41
AC	17.06±4.96	9.16±0.81	16.76±0.39

有研究报道[26],β″颗粒尺寸小于 3.6 nm 时,位错会切割析出相;β″颗粒尺寸大于 3.6 nm 时,位错会绕过析出相,此时强化效应来源于协调应变和 Orowan 应力的结合。AL 和 AC 合金经过 175 ℃×10 h 时效后的 β″颗粒尺寸比 A 合金小(见表 3),因此强化效应较小。因此,在图 3 中 AL 和 AC 合金的硬度低于 A 合金。

综上所述,添加 La/Ce 后,延缓了时效析出过程中的相变,且 Ce 的效应大于 La 的效应,即 La/Ce 的添加提高了这些时效析出相的热稳定性。

2.4 析出相的形成活化能

一个相的析出过程受其形成活化能控制,该活化能可用于判断新相形成的难易程度。对于固定升温速率的情况,某一相的形成活化能可以通过 Johnson-Mehl-Avrami(J-M-A)方法[18]计算得出:

$$f(t) = 1 - \exp[-(k_1 t)^n] \tag{1}$$

式中:$f(t)$ 为析出相体积分数;k_1 为与温度相关的常数;t 为时间;n 为 Avrami 指数(与形核和生长机制有关)。

k_1 与温度相关,可以用 Arrhenius 公式计算:

$$k_1 = k_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \tag{2}$$

式中:k_0 为指前因子(常数);Q 为某一相的形成活化能,kJ/mol;R 为气体常数,R=8.314 J/(mol·K);T 为热力学温度,K。

某一温度下析出相的体积分数可近似为:

$$f(T) = \frac{A(T)}{A(T_f)} \tag{3}$$

式中:$A(T)$ 为温度 T 点前的累计热流面积;$A(T_f)$ 为总放热峰面积。

与析出相体积分数 f 相关的函数 $F(f)$ 可表示为:

$$F(f) = [-\ln(1-f)]^{\frac{1}{n}} \tag{4}$$

式中:$F(f)$ 为与 f 相关的函数;n 为析出相的生长参数,由于 β″、β′和 β 相都非常细小,n 取 1。

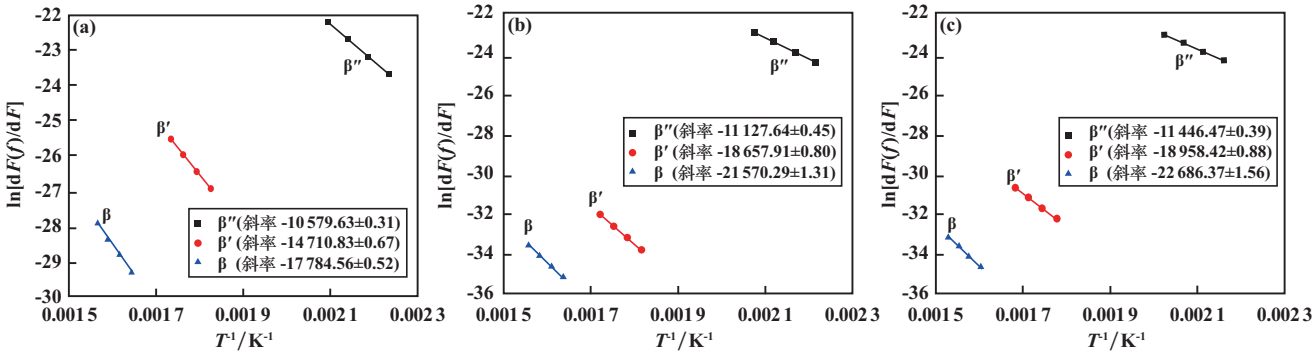
结合式(1)和式(4),并求导变形可得:

$$\ln\frac{\mathrm{d}F(f)}{\mathrm{d}T} = -\frac{Q}{RT} + C \tag{5}$$

式中 C 为常数。

对每个硬度峰取多个等间距的温度点 $T_1 \sim T_4$,计算每一点对应的 $f(T)$ 和 $\frac{\mathrm{d}F(f)}{\mathrm{d}T}$,作出 $\ln\frac{\mathrm{d}F(f)}{\mathrm{d}T}$ 与 $\frac{1}{T}$ 的散点图,并经过线性拟合,得出斜率为 $-\frac{Q}{R}$,最终求出 Q 的值。

通过上述方法,计算了 A、AL 和 AC 合金中 β″、β′和 β 相的形成活化能值。图 7 给出了 A、AL 和 AC 合金中 $\ln\frac{\mathrm{d}F(f)}{\mathrm{d}T}$ 与 $1/T$ 的线性拟合曲线。



(a) A 合金;(b) AL 合金;(c) AC 合金

图 7 合金中 β″、β′和 β 相的 $\ln\frac{\mathrm{d}F(f)}{\mathrm{d}T}$ 与 $\frac{1}{T}$ 线性拟合曲线

Fig.7 Linear curve fitting of $\ln\frac{\mathrm{d}F(f)}{\mathrm{d}T}$ versus $\frac{1}{T}$ for β″, β′, and β phases in alloys

β″、β′和 β 相的形成活化能 Q 列于表 4 中。从表 4 可知,在 A356.2 合金中添加 La/Ce 会提高 β″、β′和 β 相的形成活化能,即这些相的形成变得更加困难,且 Ce 的影响大于 La 的影响。

表 4　合金中 β″、β′ 和 β 相计算所得 Q 值

Table 4　Calculated Q values for β″, β′ and β phases in alloy

kJ/mol

合金名称	β″对应 Q	β′对应 Q	β 对应 Q
A	87.96	122.31	147.86
AL	92.52	155.12	179.34
AC	95.17	157.62	188.61

3　结论

1) 微量 La/Ce 虽未显著改变 A356.2 合金的铸态组织,但使得时效析出相尺寸更细小且分布更均匀。

2) 微量 La/Ce 会延迟 β″、β′和 β 相的析出峰时刻,但对 GP 区的析出峰无明显影响,其中 Ce 的延迟效应大于 La 的延迟效应。

3) 微量 La/Ce 会使 β″、β′和 β 相形成相关峰的相关温度显著右移,这归因于添加 La/Ce 使得相形成活化能增加,其中 Ce 的影响大于 La 的影响。

参考文献(References):

[1] JIA H F, AI X L, ZHANG G Z, et al. Study on the microstructure evolution and strengthening mechanism of Rheo-extruded A356 aluminum alloy with grain refiners addition[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025,1028:180609.

[2] 耿遥祥,樊世敏,李洁,等. 时效温度对选区激光熔化高强 $AlSiMg_{1.4}$ 合金组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2022,32(10):2897-2908.
GENG Yaoxiang, FAN Shimin, LI Jie, et al. Effect of aging temperature on microstructure and mechanical properties of high-strength $AlSiMg_{1.4}$ alloy fabricated by selective laser melting[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022,32(10):2897-2908.

[3] 陈安柱,周鹏飞. Zr 对 Al-Si-Mg-Mn 合金凝固过程、时效组织和性能的影响[J]. 矿冶工程,2024,44(3):150-160.
CHEN Anzhu, ZHOU Pengfei. Effect of Zr on Al-Si-Mg-Mn alloy solidification process and its microstructure and properties after aging treatment[J]. Mining and Metallurgical Engineering, 2024,44(3):156-160.

[4] ZHOU L, WANG L, LIU S F.In-situ investigation on β-Fe induced tensile fracture mechanism of A356 aluminium alloy[J]. Materials Letters, 2024,361:136073.

[5] 宋志起,赵旭东,王军,等. 脉冲磁场孕育处理下 A356 铝合金凝固组织的演变规律[J]. 材料导报, 2024,38(13):196-202.
SONG Zhiqi, ZHAO Xudong, WANG Jun, et al. Evolution of solidification microstructure of A356 aluminum alloy treated by pulse magnetic field[J]. Materials Reports, 2024,38(13):196-202.

[6] SPACIL I, HOHENWARTER A, HOFER-HAUSER P, et al. Linking microstructure with static and dynamic mechanical properties of Al-7Si-0.3Mg based alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025,1032:181161.

[7] 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.
HE Bing, QIN Ming, SHI Weihe, et al. Effects of La on as-cast microstructure and properties of Sr modified A356 alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2024,44(12):1664-1668.

[8] ZENG L Y, GAO J B, ZHANG S J, et al. Thermal stability of Al_2Si_2Ce compound in Sr/Ce-modified cast and heat-treated A356 Al-alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2024,977:173294.

[9] SPACIL I, GEHRINGER D, HOLEC D, et al. Elucidating effects of Eu and P on solidification and precipitation of Al-7Si-0.3Mg based alloys refined by Ta and TiB_2[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2024,978:173343.

[10] QIU C R, MIAO S N, LI X R, et al. Synergistic effect of Sr and La on the microstructure and mechanical properties of A356.2 alloy[J]. Materials & Design, 2017,114:563-571.

[11] JIANG H X, ZHENG Q J, SONG Y, et al. Influence of minor La addition on the solidification, aging behaviors and the tensile properties of Al-Mg-Si alloys[J]. Materials Characterization, 2022,185:111750.

[12] ZHENG Q J, JIANG H X, HE J, et al. Effect of micro-alloying La on precipitation behavior, mechanical properties and electrical conductivity of Al-Mg-Si alloys[J]. Science China Technological Sciences, 2021,64(9):2012-2022.

[13] TSAI Y C, LEE S L, LIN C K. Effect of trace Ce addition on the microstructures and mechanical properties of A356 (AL-7SI-0.35 Mg) aluminum alloys[J]. Journal of the Chinese Institute of Engineers, 2011,34(5):609-616.

[14] VŎNCINA M, KORES S, MRVAR P, et al. Effect of Ce on solidification and mechanical properties of A360 alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011,509(27):7349-7355.

[15] TENG D, ZHANG G Z, ZHANG S, et al. Microstructure evolution and strengthening mechanism of A356/Al-X-Ce(Ti,C) system by inoculation treatment[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024,28:1233-1246.

[16] PEREIRA L H, BONFIM P K S, OTANI L B, et al. Influence of Fe content on the microstructure and mechanical properties of Al-7Si-0.7Mg-2.8Fe alloy processed by laser powder bed fusion[J]. Materials Science and Engineering: A, 2024,893:146152.

[17] LIU Y Q, WANG M, CAO Y, et al. Revealing the effect of iron content on the microstructure evolution, mechanical properties and corrosion resistance of the A356-T6 aluminum alloys[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024,33:2263-2274.

[18] LIAO H C, LU L Z, LI G J, et al. Influence of minor addition of La and Ce on the ageing precipitation behavior of Sr-modified Al-7Si-0.6Mg alloy[J]. Materials Today Communications, 2024,39:108825.

[19] LIAO H C, XU H T, HU Y Y. Effect of RE addition on solidification process and high-temperature strength of Al-12%Si-4%Cu-1.6%Mn heat-resistant alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2019,29(6):1117-1126.

[20] GHONCHEH M H, ASGARI A, AMIRKHIZ B S, et al. Solute-induced transition in Poisson's ratio and strength: A phenomenon in

additively manufactured Al-Si-Mg alloys[J]. Materials Characterization, 2024,217:114384.

[21] PAN S, ZHENG J M, WANG Y, et al. Optimizing the mechanical performance of A356-Sc-Sr alloy via combining machine learning and mechanical stirring under vacuum[J]. Materials Characterization, 2024,212:114011.

[22] YE P C, JIANG F, WU F F, et al. Effects of Zr and Y additions on microstructure and mechanical properties of cast A356 alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024,30:6355-6365.

[23] HUANG Z Y, DU R, LI J, et al. Research on the microstructure and mechanism of high content Sn modified A356 alloy[J]. Materials Today Communications, 2024,41:110994.

[24] ILANGOVAN R K, AMIRTHALINGAM M, KRISHNASWAMY H, et al. Assessing critical role of iron on microstructure and deformation behaviour of $AlSi_{10}Mg$ processed via laser powder bed fusion additive manufacturing[J]. Materialia, 2025,39:102320.

[25] DONG S J, SHAN Z D, LIN F, et al. An inverse estimation of frozen sand mold-melt heat transfer coefficient in the solidification of A356 alloy[J]. International Communications in Heat and Mass Transfer, 2024,157:107728.

[26] KAZUP Á, GARAMI A, GÁCSI Z. Prediction of the tensile properties of A356 casted alloy based on the pore structure using machine learning[J]. Materials Science and Engineering: A, 2025, 935: 148338.

[27] CERRI E, GHIO E, CABIBBO M. Gradient of precipitation phenomena in tall laser powder bed-fused $AlSi_7Mg$ samples: Effects of heated substrate and aging heat treatments[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025,1020:179459.

[28] LUO Y J, YI J X, CHEN M Z, et al. Effect of hot rolling on microstructures and mechanical properties of SiCp/A356 aluminum matrix composites[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024,33:1776-1784.

[29] WU H P, CHEN X M, YANG L F, et al. Mechanism study of rare earth Y enhancing A356 tensile performance: Deep learning potential and Ab initio molecular dynamics[J]. Materials Today Communications, 2025,44:111868.

[30] KHEDR M, ABDALKAREEM A, MONIER A, et al. Machine learning-based prediction of bushing dimensions, surface roughness and induced temperature during friction drilling of pre-heated A356 aluminum alloy[J]. Materials Today Communications, 2025, 45: 112420.

[31] KOVACN, MOŽE M, KAPUN B, et al. Enhanced corrosion resistance and self-cleaning of $AlSi_7Mg_{0.3}$ via superhydrophobic surface using laser structuring and stearic acid grafting[J]. Surfaces and Interfaces, 2025,61:106089.

引用本文:顾琪,周鹏飞. 微量 La/Ce 对 A356.2 合金析出行为及活化能的影响[J]. 矿冶工程, 2025,45(6):196-202.

GU Qi, ZHOU Pengfei. Influence of trace La/Ce on precipitation behavior and activation energy of A356.2 alloy[J]. Mining and Metallurgical Engineering, 2025,45(6):196-202.

(上接第 195 页)

[8] 高卡,赵桅,孙德建,等. 不同振荡热压烧结温度下 90W-10Cu 难熔合金组织及性能[J]. 工程科学与技术, 2024,56(3):269-276.
GAO Ka, ZHAO Wei, SUN Dejian, et al. Microstructures and properties of 90W-10Cu refractory alloy sintered under different hot oscillatory pressure sintering temperature[J]. Advanced Engineering Sciences, 2024,56(3):269-276.

[9] 李季,曹振,罗平,等. 烧结温度对热压烧结 Ti-6Al-4V 合金组织与性能的影响[J]. 金属热处理, 2023,48(5):166-173.
LI Ji, CAO Zhen, LUO Ping, et al. Effect of sintering temperature on microstructure and properties of hot pressing sintered Ti-6Al-4V alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2023,48(5):166-173.

[10] 郑培毓,张玲,张晓序,等. Al_2O_3-Cr_2O_3 固溶体烧结动力学研究[J]. 辽宁科技大学学报, 2021,44(3):190-195.
ZHENG Peiyu, ZHANG Ling, ZHANG Xiaoxu, et al. Study on sintering kinetics of aluminum-chromium solid solution[J]. Journal of University of Science and Technology Liaoning, 2021,44(3):190-195.

[11] 杜金晶,周猛,王斌,等. V_2O_5 掺杂 $NiFe_2O_4$ 材料的烧结动力学[J]. 矿冶工程, 2019,39(5):119-122.
DU Jinjing, ZHOU Meng, WANG Bin, et al. Sintering kinetics of V_2O_5-doped $NiFe_2O_4$ materials[J]. Mining and Metallurgical Engineering, 2019,39(5):119-122.

[12] QU L, WANG E, HAN K, et al. Studies of electrical resistivity of an annealed Cu-Fe composite[J]. Journal of Applied Physics, 2013,113(17):173708.

[13] JONSSON J C, CHAPMAN D J, FARBANIEC L, et al. Effect of dislocation density on the dynamic strength of aluminium[J]. Journal of Dynamic Behavior of Materials, 2024,10(4):426-440.

[14] FAN Z. A new approach to the electrical resistivity of two-phase composites[J]. Acta Metallurgica et Materialia, 1995,43(1):43-49.

引用本文:李泽邦,刘二勇. 热压烧结温度对元素掺杂 Cu-Al 合金组织与性能的影响[J]. 矿冶工程, 2025,45(6):190-195.

LI Zebang, LIU Eryong. Effect of hot-pressing sintering temperature on microstructures and properties of element-doped Cu-Al alloys[J]. Mining and Metallurgical Engineering, 2025,45(6):190-195.