

稀土元素 Gd 对 Al-Si-Mg 铸造合金微观组织和力学性能的影响

Effect of rare earth element Gd on microstructure and mechanical properties of Al-Si-Mg cast alloy

刘文祎,徐 聪,刘茂文,肖文龙,马朝利

(北京航空航天大学 材料科学与工程学院 空天先进材料与
服役教育部重点实验室,北京 100191)

LIU Wen-yi,XU Cong,LIU Mao-wen,XIAO Wen-long,MA Chao-li
(Key Laboratory of Aerospace Advanced Materials and
Performance of Ministry of Education,School of Materials Science
and Engineering,Beihang University,Beijing 100191,China)

摘要: 为了系统地研究稀土 Gd 对铸造 Al-Si-Mg(A357)合金组织和性能的影响,采用 OM,SEM,EPMA,XRD,DSC,TEM 及拉伸实验等方法对不同 Gd 含量 A357 合金进行研究。结果表明:Gd 的添加可以细化 A357 合金的晶粒并减小二次枝晶间距。此外,Gd 可以有效地细化合金中的共晶硅,但是对片状共晶硅的形貌影响不大。晶粒和共晶硅的细化及二次枝晶间距的减小使添加 Gd 后的 A357 合金的力学性能有了显著的提高。其中,A357-0.5Gd(质量分数/%)合金热处理态抗拉强度为 355MPa,相对于未添加 Gd 元素的 A357 合金提高了 37MPa。当 Gd 质量分数为 1.0%时,尽管组织得到进一步细化,但是大量粗大 $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Gd}$ 第二相的形成导致了合金力学性能的下降。同时对 Gd 的细化机制进行探究,结合 TEM 分析结果可以推断,Gd 变质处理后共晶硅上的孪晶密度并不足以引起共晶硅形貌的转变,使得 Gd 变质效果较弱。而 Gd 对共晶硅的细化作用可能与 Gd 增加成分过冷以及形成纳米相阻碍共晶硅生长有关。

关键词: 铝硅合金;稀土 Gd;细化;显微组织;力学性能

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2017.000076

中图分类号: TG146.2 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2019)06-0129-07

Abstract: To systematically investigate the effect of rare earth element Gd on microstructure and mechanical properties of Al-Si-Mg(A357) cast alloy, A357 alloys with different Gd additions were investigated by OM, SEM, EPMA, XRD, DSC, TEM and tensile test. The results show that the addition of Gd can refine the grain and secondary dendrite arm spacing of the alloy. Besides, Gd refines eutectic Si, instead of transforming its morphology. The mechanical properties are improved by Gd addition due to obvious refinement of the grain and eutectic Si, the reduction of secondary dendrite arm spacing. For the A357-0.5Gd(mass fraction/%) alloy, the ultimate tensile strength (UTS) is 355MPa, which is 37MPa higher than that of the alloy without Gd. However, when increasing the Gd mass fraction to 1.0%, the formation of a high number of coarse $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Gd}$ results in the decrease of the mechanical properties of the alloy. The refinement mechanism of Gd was investigated. Combined with the TEM observation, it can be inferred that the Gd addition produces fewer twins but some nanosized particles within eutectic Si. The density of twins is not high enough to cause the morphology transition of eutectic Si. The refinement effect of Gd on eutectic Si may be attributed to the increase of constitutional supercooling and the formation of nanosized particles, inhibiting the growth of eutectic Si during solidification.

Key words: Al-Si alloy; rare earth Gd; refinement; microstructure; mechanical property

铸造铝硅合金由于具有优良的铸造性能,较高的比强度与韧性以及良好的抗疲劳性能和耐蚀性能,被

广泛应用于航空、航天和军事等领域。但合金中粗大的晶粒和共晶硅会降低合金的力学性能^[1-3]。因此,需

要加入晶粒细化剂和共晶硅变质剂对合金进行细化与变质处理^[4-5]。

Sr 是目前公认最好的硅相变质剂之一^[6-8]。但是, Sr 在铝合金中溶解困难, 且 Sr 的加入容易使铸造铝合金中产生气孔和缩松^[9]。为此, 国内外学者开展了稀土对共晶硅的变质行为与机制的研究^[10-16]。稀土以其特殊的核外电子排布结构而具有特殊的化学活性, 被认为是“工业的维生素”, 是最适用于铝和铝合金使用的合金化及微合金化元素之一。稀土具有良好的细化和变质作用^[17]。近年来, 关于单一稀土元素如 Eu^[13], Pr^[14], Er^[15] 和 Yb^[16] 等细化变质作用研究得越来越多。稀土 Gd 与 Si 的原子半径比为 1.53, 处于杂质诱发孪晶理论提出的变质最佳半径比(1.646)附近^[18], 理论上具有较好的变质效果。Kang 等^[19]认为变质剂元素与共晶硅的结合倾向可以作为选择共晶硅变质剂的一个重要因素, Gd 与 Si 较负的混合焓意味着其可以作为 Si 的变质元素。张启运等^[20]通过在 Al-Si 二元合金中分别定量添加 11 种单一稀土元素和混合轻稀土元素, 研究发现 0.23% (质量分数, 下同) Gd 对共晶硅有一定变质效果。刘政等^[21-22]研究指出, Gd 可以细化半固态铸造 A356 合金中 α -Al 晶粒。史玉亭等^[23-24]研究表明 Gd 具有细化初生 α -Al 晶粒以及对共晶硅变质的作用。

目前关于 Gd 含量对 Al-Si 合金微观组织和力学性能的影响, 尤其是其细化机制仍缺乏系统研究。因此, 本工作研究了 Gd 对 Al-Si-Mg (A357) 合金的微观组织和力学性能的影响, 并对其细化机制进行了探讨。

1 实验材料与方法

实验原材料为 99.7% 的工业纯 Al、纯 Gd (99.95%) 以及 Al-9Si-0.9Mg 中间合金。首先, 以纯 Al 和 Gd 为原料在 DD25 I 型高频感应熔炼炉中制备 Al-5Gd

中间合金。将纯 Al, Al-9Si-0.9Mg 中间合金和 Al-5Gd 中间合金按比例配制, 制备 A357, A357-0.5Gd, A357-1.0Gd 合金。具体过程为: 将纯 Al 和 Al-9Si-0.9Mg 中间合金在 750℃ 熔化, 并加入覆盖剂 KCl 和 NaCl, 待完全熔化后保温 10min。随后, 降温至 720℃ 后清理取出覆盖剂, 加入 Al-5Gd 中间合金, 保温 5min 后浇铸到预热铁模中。之后, 选取一部分铸锭进行 T6 热处理: 535℃ 保温 10h (固溶) 水淬, 然后 175℃ 保温 8h (时效) 空冷。

在铸态合金相同部位进行取样, 一组试样经机械抛光后采用 0.5% 氢氟酸腐蚀 30s 进行微观组织观察; 一组试样放入 10% 盐酸腐蚀 24h, 采用过滤法萃取共晶硅颗粒。采用 Olympus BX51MJEOL, JSM-6010LA 扫描电镜 (SEM) 及 JXA-8100 电子探针 (EPMA) 分析合金的微观组织。采用 D/MAX-2500 型 X 射线衍射分析仪测定合金的相组成, 扫描速率为 6(°)/min。通过 TGADSC 1 型差示扫描量热仪 (DSC) 对合金的凝固特征进行了测试: 从铸锭上切取试样, 在氮气保护下加热到 700℃ 并保温 20min, 然后冷却到 400℃。其中加热和冷却速率控制在 10℃/min。采用 50kN Instron8801 液压伺服疲劳试验机分别对铸态和 T6 热处理态合金进行力学性能测试。

2 结果与分析

2.1 宏观晶粒

不同 Gd 添加量的 A357 合金宏观晶粒形貌如图 1 所示。可以看出, 当未添加 Gd 时, 合金的晶粒十分粗大, 如图 1(a) 所示。当添加 0.5% Gd 时, 合金晶粒得到了明显的细化, 如图 1(b) 所示。当进一步提高 Gd 添加量到 1.0% 时, 晶粒尺寸进一步下降, 如图 1(c) 所示。Gd 的添加对 A357 合金有较好的晶粒细化效果, 这主要是由于合金凝固时, Gd 原子富集在液固

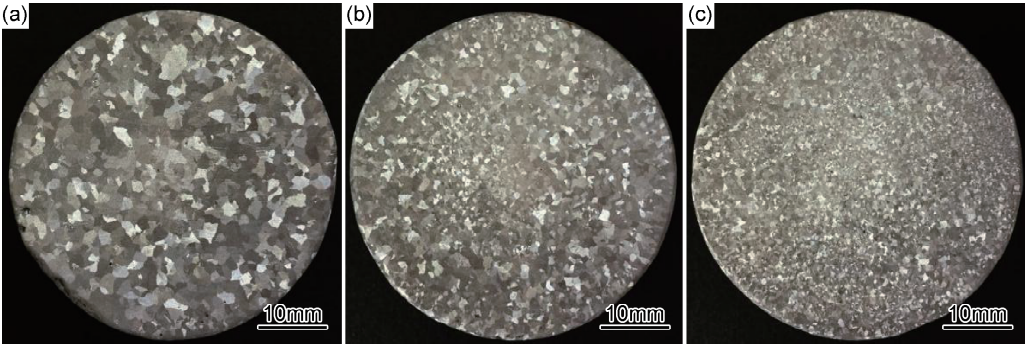


图 1 添加不同 Gd 含量 A357 合金的宏观晶粒形貌 (a)未添加; (b)0.5%Gd; (c)1.0%Gd
Fig. 1 Macroscopic grain morphologies of A357 alloys with different Gd contents
(a) without addition; (b) 0.5%Gd; (c) 1.0%Gd

界面前沿,增加了成分过冷,阻碍晶粒生长,从而减小了晶粒尺寸。

2.2 微观组织

图 2(a)~(c)分别为 Gd 添加量为 0,0.5%,1.0% 时 A357 合金的铸态显微组织。在低倍金相照片中,

采用 Image-Pro Plus 6.0 图像处理软件统计了 α -Al 的二次枝晶臂间距。可以看出,未添加 Gd 时, α -Al 的枝晶十分粗大(图 2(a))。添加 0.5%Gd 后,枝晶有所细化,通过统计结果可知其平均二次枝晶间距由 14.5 μ m 减小到 8.3 μ m。当 Gd 添加量增加到 1.0% 时,

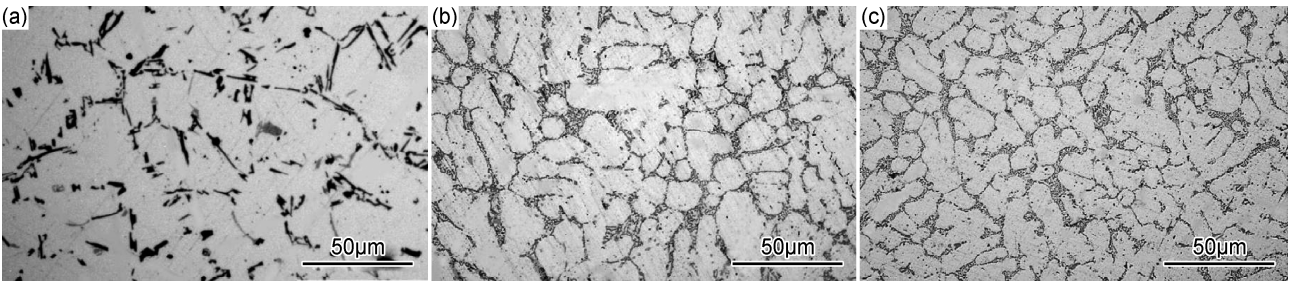


图 2 添加不同 Gd 含量 A357 合金的光学显微组织 (a)未添加;(b)0.5%Gd;(c)1.0%Gd
Fig. 2 Optical microstructures of A357 alloys with different Gd contents (a)without addition;(b)0.5%Gd;(c)1.0%Gd

二次枝晶间距减小至 7.4 μ m。

2.3 共晶硅形貌

图 3(a)~(c)分别为不同 Gd 含量下 A357 合金共晶硅的形貌。未添加 Gd 时,共晶硅呈粗大片状,由于实验条件冷速较高(铁模浇铸),部分层片状共晶硅出

现少量分枝。当添加稀土元素 Gd 后,层片状共晶硅被细化,且添加 1.0%Gd 时细化效果最明显。随着 Gd 添加量的提高,分枝共晶硅所占比例增加,说明 Gd 对共晶硅的分枝也有一定的促进作用。虽然部分共晶硅出现分枝,但仍为层片状形貌。

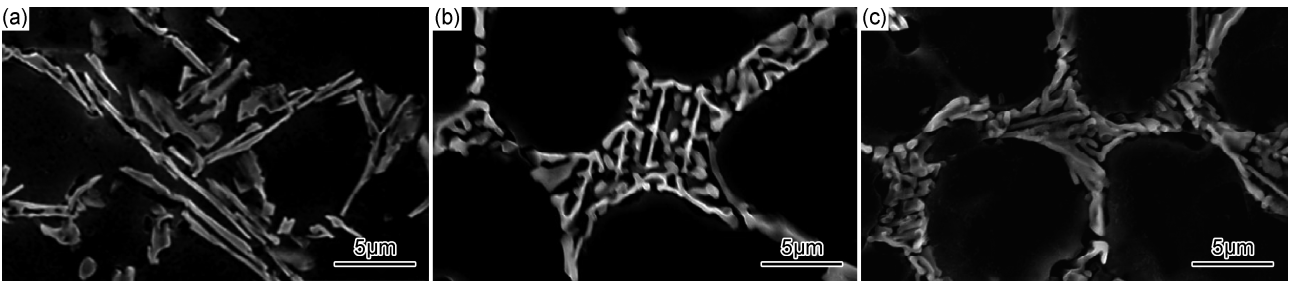


图 3 添加不同 Gd 含量 A357 合金的共晶硅 SEM 图片 (a)未添加;(b)0.5%Gd;(c)1.0%Gd
Fig. 3 SEM images of eutectic Si in A357 alloys with different Gd contents (a)without addition;(b)0.5%Gd;(c)1.0%Gd

用盐酸萃取出铝硅合金中的共晶硅,可以更清晰地看出共晶硅的三维立体形貌和细节。不同 Gd 添加量 A357 合金萃取共晶硅典型形貌如图 4 所示。可以看出,与金相观察结果基本一致,共晶硅主要呈层片

状,Gd 的添加可以细化共晶硅,Gd 添加量为 1.0% 时,细化效果较好。相比于尺寸的下降,共晶硅形貌转变并不明显。添加 Gd 后大部分共晶硅仍为片状,尽管存在部分分枝,但未发生向纤维状转变。所以 Gd

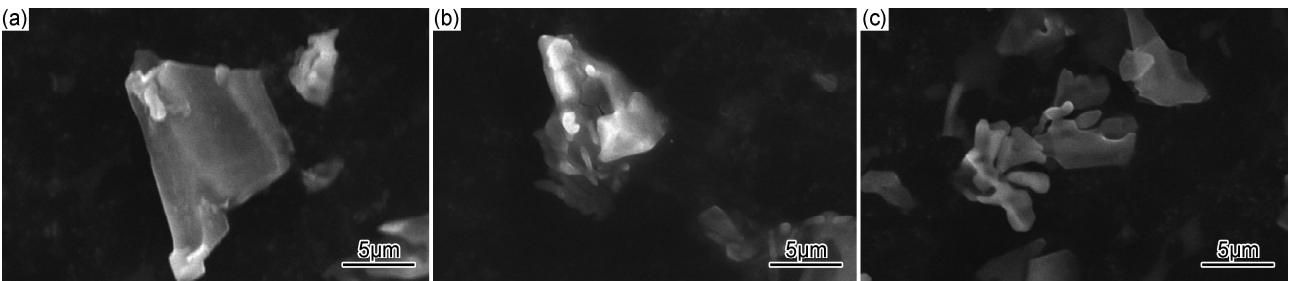


图 4 添加不同 Gd 含量 A357 合金的共晶硅形貌 (a)未添加;(b)0.5%Gd;(c)1.0%Gd
Fig. 4 Morphologies of eutectic Si in A357 alloys with different Gd contents
(a)without addition;(b)0.5%Gd;(c)1.0%Gd

对 A357 合金中共晶硅的作用主要为细化,变质能力较弱。

2.4 稀土相分析

由 Al-Si-Gd 三元相图^[25]可知,Gd 的添加可能会导致合金中生成含稀土化合物。图 5(a),(b)分别为添加 1.0%Gd 时 A357 合金的背散射 EPMA 照片及 Gd 元素的面扫结果。可以看出,除了铝基体和共晶硅外,组织中存在大量亮白色衬度的第二相。分别选取图 5(a)中 1 和 2 两处进行 EDS 分析,结果显示亮白色

衬度第二相均含有较高含量的 Al, Si 和 Gd 元素,所占原子分数分别约为 Al₃₉Si₄₀Gd₂₁和 Al₅₄Si₃₃Gd₁₃。由图 5(b)的 Gd 元素面扫结果可以看到 Gd 在合金中的分布,Gd 大量存在于粗大块状 Al-Si-Gd 三元化合物中,这会使 Gd 被消耗,减少细化变质共晶硅的 Gd 有效含量。为了进一步确定第二相的组成,对合金进行了 XRD 分析,结果如图 6 所示。由 XRD 结果可以确定稀土 Gd 的加入会在 A357 合金中形成块状 Al₂Si₂Gd 第二相。

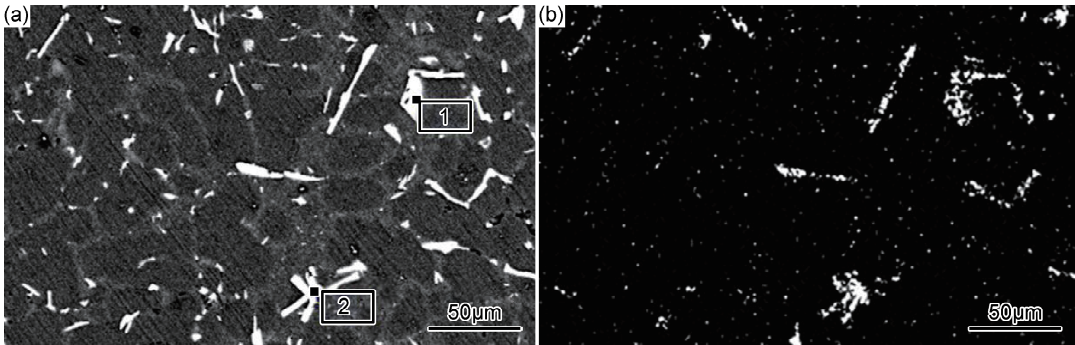


图 5 铸态 A357-1.0Gd 合金背散射 EPMA 照片 (a)背散射照片;(b)Gd 元素面扫结果
Fig. 5 EPMA images of as-cast A357-1.0Gd alloys (a)back-scattered image;(b)element mapping of Gd

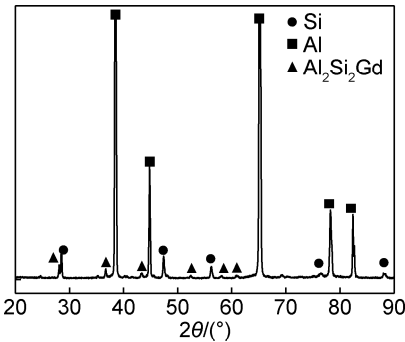


图 6 A357-1.0Gd 合金 XRD 分析结果
Fig. 6 XRD analysis results of A357-1.0Gd alloys

2.5 铸态和 T6 态合金的力学性能

表 1 为铸态和 T6 热处理态不同 Gd 含量的 A357 合金力学性能。由于 Gd 的加入使合金的 α-Al 二次枝晶间距减小,晶粒和共晶硅得到细化,从而提高了铸态和热处理态 A357 合金的力学性能。当 Gd 添加量为 0.5% 时,热处理态合金的抗拉强度为 355MPa,屈服强度为 328MPa,伸长率为 4.7%,相对于未添加变质元素的 A357 合金分别提高了 37,40MPa,0.4%。当 Gd 添加量为 1.0% 时,合金的力学性能相对于 Gd 添加量为 0.5% 时反而略有下降。这与大量稀土化合物 Al₂Si₂Gd 的形成有关(如图 5 所示),生成的稀土化合物会抵消由于二次枝晶和共晶硅细化对力学性能的提高。

表 1 A357 合金的力学性能

Alloy	UTS/MPa		Elongation/%		YS/MPa	
	As-cast	T6	As-cast	T6	As-cast	T6
A357	211	318	3.0	4.3	119	288
A357-0.5Gd	233	355	3.2	4.7	126	328
A357-1.0Gd	213	345	2.9	4.4	123	315

2.6 稀土 Gd 的作用机制

图 7 为 Gd 添加前后 A357 合金的 DSC 曲线,图中较低温处放热峰为共晶硅的形核与长大,较高温处的放热峰为初生 α-Al 的形核与长大。可以看出,当添加 Gd 后,两放热峰均向低温方向移动,尤其是共晶硅的放热峰。DSC 结果说明 Gd 的添加并没有促进初生 α-Al 与共晶硅的形核。Gd 对初生 α-Al 与共晶硅的形核具有抑制作用,尤其是对共晶硅的形核。

由显微组织分析可知,稀土 Gd 的加入一方面可以减小 A357 合金二次枝晶和细化共晶硅,另一方面形成 Al₂Si₂Gd 初生第二相。高熔点 Al₂Si₂Gd 化合物可能作为初生 α-Al 和共晶硅的异质形核质点。有研究表明^[22]稀土化合物与初生 α 相的二维点阵错配度可作为其细化合金初生相能力的表征,二维错配度越低,形核越有效,细化效果越好。本工作根据 Bramfitt^[26]提出的二维错配度理论,计算了合金中检测到的三元稀土相 Al₂Si₂Gd 与 α-Al 和共晶硅低指数

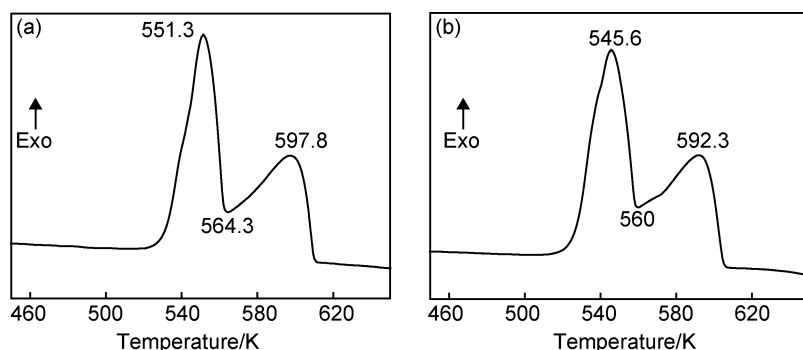


图 7 添加 Gd 元素前后 A357 合金的 DSC 曲线 (a) 未添加 Gd; (b) 添加 1.0% Gd

Fig. 7 DSC curves of A357 alloys before and after Gd addition (a) without Gd; (b) 1.0% Gd addition

晶面的错配度。计算公式如下:

$$\delta_n^s = \sum_{i=1}^3 \frac{|d_s^i \cos \theta - d_n^i|}{d_n^i} \times 100\% \quad (1)$$

式中: δ_n^s 为错配度; d_s^i 为基底一个低指数面上一低指数方向的原子间距; d_n^i 为形核相一个低指数面上一低指数方向的原子间距; θ 为这两个低指数方向的夹角。经计算, $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Gd}$ /初生 $\alpha\text{-Al}$ 各面的二维错配度最小为 42%。由计算结果可知, $\alpha\text{-Al}$ 与稀土化合物错配度较大, 因此无法形核。从图 4 可以看出, 大块稀土化合物均分布于共晶组织附近, 这是由于在 $\alpha\text{-Al}$ 形成之前形成的高熔点稀土化合物相并未作为 $\alpha\text{-Al}$ 形核基底, 在 $\alpha\text{-Al}$ 形成后, 化合物被推到液固界面前沿。在合金凝固过程中, 未形成化合物的 Gd 原子富集于液固界面前沿, 增加成分过冷, 从而造成了二次枝晶间距的减小。

除了对初生 $\alpha\text{-Al}$ 的细化外, Gd 对共晶硅的尺寸和形貌也有所影响。在共晶硅形成之前, 合金中添加的 Gd 元素会形成大量的稀土相。由 DSC 结果中共晶硅形核温度降低可以看出, 共晶形核受到了抑制。这是由于合金中存在难以避免的杂质 P, 导致凝固过程中形成高熔点的 AIP, 作为共晶硅的异质形核质点。经成分分析, 本工作中所制备合金 P 含量约为 0.0006%。但大量实验证明 P 含量为 0.000025%~0.0002% 时就足以在合金中形成 AIP^[27-28]。在共晶硅形核之前形成的稀土相可能会先在 AIP 上形核, 消耗了 AIP, 毒化共晶硅异质形核质点。经计算, $(111)_{\text{Si}}$ 面在 $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Gd}$ 上形核的二维错配度是 9.137%。由于 $6\% < \delta < 15\%$ 时形核中等有效。因此, $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Gd}$ 化合物可以作为共晶硅的异质形核质点。但是, 由于 $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Gd}$ 与 Si 的错配度远远大于 AIP 与 Si 的错配度 (0.2%), 所以稀土相的形成将导致共晶硅形核减弱。根据 Flood 及 Hunt 的理论^[29], 当形核率降低, 共晶硅数量减少, 相应固液界面面积越小, 界面生长速率增加, 由此造成的过冷度增加, 会导致共晶硅的细化变

质。同时, 在共晶硅生成过程中 Gd 原子将富集于液固界面前沿, 增加了成分过冷, 抑制了共晶硅生长, 从而减小了共晶硅尺寸。

目前最被广泛接受的变质机制是杂质诱发孪晶机制^[18], 该机制认为变质剂原子或原子团吸附在共晶硅的生长台阶上, 并诱发出高密度的孪晶, 从而引起共晶硅生长方向的改变, 共晶硅由片状转变为纤维状。稀土 Gd 与 Si 的原子半径比为 1.53, 处于杂质诱发孪晶理论提出的变质最佳半径比 (1.646) 附近, 理论上具有较好的变质效果。而本工作所观察到的 Gd 虽然对共晶硅细化效果良好, 变质效果却很弱。为了探究 Gd 变质能力较弱的原因, 对添加 1.0% Gd 的 A357 合金中的共晶硅进行了透射观察, 结果如图 8 所示。图 8(a) 为铝基体上共晶硅的明场像, 可以看出, 共晶硅上的孪晶密度并不高。所以可以推断出, 半径位于最佳半径比附近的元素并不一定会引发高密度孪晶。图 8(b) 为共晶硅的高分辨图像, 可以看到共晶硅上少量孪晶外, 还有一些纳米相的存在, 这些纳米相可能由于大量 Gd 在液固界面前沿的富集而生成, 对共晶硅的细化起了一定作用。

3 结论

(1) 添加 Gd 元素可以细化 A357 合金的晶粒和减小二次枝晶间距, 并对共晶硅有明显细化效果, 但变质作用却较弱。当 Gd 含量为 1.0% 时, 细化效果较好。

(2) 合金在凝固过程中, Gd 在液固界面前沿富集, 使得成分过冷度增加, 从而造成 $\alpha\text{-Al}$ 二次枝晶细化。此外, Gd 通过抑制共晶硅形核和阻碍共晶硅生长两方面细化共晶硅, Gd 变质共晶硅上的孪晶密度并不高, 所以不能使共晶硅的形貌发生明显转变。

(3) 二次枝晶间距的减小与共晶硅的细化使添加 Gd 的 A357 合金力学性能有了显著的提高。A357-0.5Gd 合金热处理态抗拉强度为 355 MPa, 相对于未

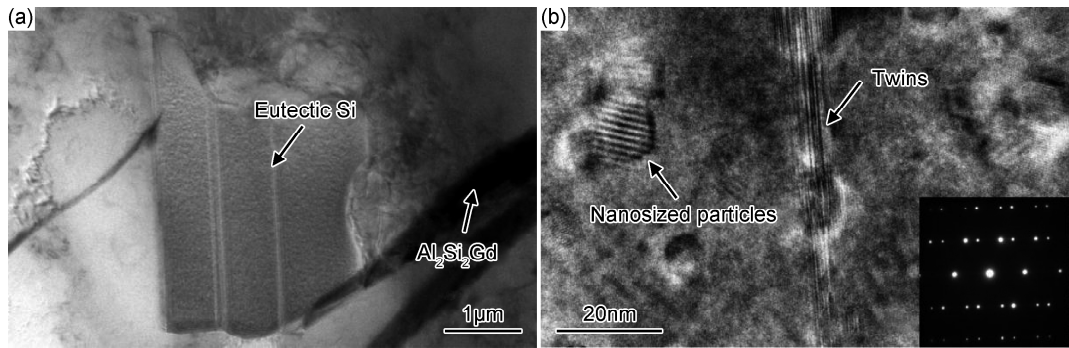


图8 添加1.0%Gd的A357合金共晶硅透射图片 (a)明场像;(b)高分辨图片及衍射斑点

Fig. 8 TEM images of eutectic Si in A357 alloys with 1.0%Gd addition

(a) bright-field image; (b) HRTEM image and diffraction spots

添加 Gd 元素的 A357 合金提高了 37MPa。当 Gd 添加量为 1.0% 时, 尽管组织得到进一步细化, 但是大量 $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Gd}$ 相的形成造成了合金力学性能的下降。

参考文献

- [1] 王正军, 司乃潮, 王俊, 等. 动态复合细化变质对 A356 铝合金微观组织的影响[J]. 材料工程, 2017, 45(1): 20-26.
WANG Z J, SI N C, WANG J, et al. Effect of dynamic composite refinement and modification on microstructure of A356 aluminum alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2017, 45(1): 20-26.
- [2] TSAI Y C, CHOU C Y, LEE S L, et al. Effect of trace Ce addition on the microstructures and mechanical properties of A356 (Al-7Si-0.35Mg) aluminum alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 487(1/2): 157-162.
- [3] EL-SEBAIE O, SAMUEL A M, SAMUEL F H, et al. The effects of mischmetal, cooling rate and heat treatment on the hardness of A319.1, A356.2 and A413.1 Al-Si casting alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 486(1/2): 241-252.
- [4] KUMAR G S V, MURTY B S, CHAKRABORTY M. Development of Al-Ti-C grain refiners and study of their grain refining efficiency on Al and Al-7Si alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2005, 396(1/2): 143-150.
- [5] 徐建辉, 龙文元, 方立高. 钠盐变质铝硅合金中的共晶硅相[J]. 航空材料学报, 2000, 20(1): 18-21.
XU J H, LONG W Y, FANG L G. Eutectic Si-phase in Al-Si alloy modified by Na-salt[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2000, 20(1): 18-21.
- [6] SRIRANGAM P, CHATTOPADHYAY S, BHATTACHARYA A, et al. Probing the local atomic structure of Sr-modified Al-Si alloys [J]. Acta Materialia, 2014, 65: 185-193.
- [7] HEGDE S, PRABHU K N. Modification of eutectic silicon in Al-Si alloys[J]. Journal of Materials Science, 2008, 43(9): 3009-3027.
- [8] 曾松岩, 张虎, 李庆春. Sr 变质对 Al-Si 合金共晶硅中孪晶产生的影响 [J]. 材料工程, 1993(5): 13-15.
ZENG S Y, ZHANG H, LI Q C. The effect of modification of Sr on the formation of twins in eutectic Si of Al-Si alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 1993(5): 13-15.
- [9] EMADI D, GRUZLESKI J E, TOGURI J M. The effect of Na and Sr modification on surface tension and volumetric shrinkage of A356 alloy and their influence on porosity formation [J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 1993, 24(6): 1055-1063.
- [10] 胡心平, 谢玲, 张娟. 混合 RE 不同冷速下对 Al12Si 硅相的变质效果研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2012, 41(增刊 2): 431-434.
HU X P, XIE L, ZHANG J. Modification effects on silicon phase in Al12Si alloys with misch metal under different cooling rates [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2012, 41(Suppl 2): 431-434.
- [11] WAN D Q. Si phase morphology and mechanical properties of ZL107 Al alloy improved by La modification and heat treatment [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(5): 1051-1054.
- [12] 刘福才, 崔春翔, 董天顺, 等. 熔体快淬 Al-Ce 合金变质对 ZL108 组织和性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2009, 38(1): 312-315.
LIU F C, CUI C X, DONG T S, et al. Influence of melt rapid solidification Al-Ce alloy modification on microstructure and mechanical property of ZL108 [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2009, 38(1): 312-315.
- [13] LI J H, WANG X D, LUDWIG T H, et al. Modification of eutectic Si in Al-Si alloys with Eu addition[J]. Acta Materialia, 2015, 84: 153-163.
- [14] WAN D Q. *In-situ* fibrous Si phase formation in as-cast Al-7Si hypoeutectic alloy under the combined effects of rapid solidification and modification [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2010, 39(6): 216-218.
- [15] SHI Z M, WANG Q, ZHAO G, et al. Effects of erbium modification on the microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 626: 102-107.
- [16] LI B, WANG H W, JIE J C, et al. Microstructure evolution and modification mechanism of the ytterbium modified Al-7.5%Si-0.45%Mg alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509(7): 3387-3392.

- [17] 唐定骧,刘余九. 稀土金属材料[M]. 北京:冶金工业出版社, 2011.
TANG D X, LIU Y J. Rare metal materials [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2011.
- [18] LU S Z, HELLAWEEL A. The mechanism of silicon modification in aluminum-silicon alloys: impurity induced twinning [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1987, 18(10): 1721-1733.
- [19] KANG H S, YOON W Y, KIM K H, et al. Effective parameter for the selection of modifying agent for Al-Si alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2007, 449(12): 334-337.
- [20] 张启运,郑朝贵,韩万书. 稀土元素对 Al-Si 共晶合金的变质作用[J]. 金属学报, 1981, 17(2): 130-136.
ZHANG Q Y, ZHENG C G, HAN W S. The modification of Al-Si eutectic alloys with rare-earth elements[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1981, 17(2): 130-136.
- [21] 刘政,湛庆春. Gd 对半固态 A356 合金初生 α 相的细化机制[J]. 特种铸造及有色合金, 2013, 33(9): 793-796.
LIU Z, CHEN Q C. Refining mechanism of rare earth Gd on primary α phase in semisolid A356 alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2013, 33(9): 793-796.
- [22] 刘政,湛庆春,郭颂,等. A356-RE 合金中稀土铝化合物/初生 α 相界面二维错配度的计算及验证[J]. 稀有金属材料与工程, 2015, 44(4): 859-865.
LIU Z, CHEN Q C, GUO S, et al. Calculation of planar disregistries between compounds of rare earth-Al and primary α phase in A356-RE alloy and its verification [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2015, 44(4): 859-865.
- [23] 史玉亨,王强,赵鸽. 钎和钎变质对铝-硅-镁合金铸态组织的影响[J]. 稀土, 2013, 34(2): 47-51.
SHI Y T, WANG Q, ZHAO G. Effects of Gd and Ho modification on microstructure of Al-Si-Mg cast aluminum alloy [J]. Chinese Rare Earths, 2013, 34(2): 47-51.
- [24] SHI Z M, WANG Q, SHI Y T, et al. Microstructure and mechanical properties of Gd-modified A356 aluminum alloys[J]. Journal of Rare Earths, 2015, 33(9): 1004-1009.
- [25] 刘剑军. Al-Si-Gd(0-33. 33at%)三元系合金相图的室温等温截面及相结构之研究[J]. 上海第二工业大学学报, 1991(2): 53-58.
LIU J J. Isothermal section of Al-Si-Gd(0-33. 33at%) at room temperature and the structure of ternary compounds[J]. Journal of Shanghai Second Polytechnic University, 1991(2): 53-58.
- [26] BRAMFITT B L. The effect of carbide and nitride additions on the heterogeneous nucleation behavior of liquid iron [J]. Metallurgical Transactions, 1970, 1(7): 1987-1995.
- [27] 李豹. AlSi7Mg 合金共晶硅变质规律及其微观机制[D]. 哈尔滨:哈尔滨工业大学, 2011.
LI B. Modification evolution of eutectic silicon in Al7SiMg alloy and micro-mechanism[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2011.
- [28] HO C R, CANTOR B. Heterogeneous nucleation of solidification of Si in Al-Si and Al-Si-P alloys [J]. Materials Science and Engineering: A, 1995, 173(1/2): 37-40.
- [29] FLOOD S C, HUNT J D. Modification of Al-Si eutectic alloys with Na[J]. Metal Science, 1981, 15(7): 287-294.
- 基金项目:**国家自然科学基金资助项目(51671007);国家高技术研究发展计划(863 计划)项目(2013AA031001);国际科技合作项目(2015DFA51430)
- 收稿日期:**2017-01-17; **修订日期:**2018-12-04
- 通讯作者:**肖文龙(1982—),男,博士,副教授,研究方向:高性能轻金属结构材料,联系地址:北京市海淀区学院路 37 号北京航空航天大学新主楼 D207(100191),E-mail:wxiao@buaa.edu.cn

(本文责编:寇凤梅)