

复合变质对 ZL101 合金力学性能的影响

李 慧^{1,2} 张静武^{1,2} 缙慧阳^{1,2} 靳小秋³ 刘春海³

(1. 燕山大学亚稳材料制备技术与科学国家重点实验室; 2. 燕山大学材料科学与工程学院; 3. 戴卡轮毂制造有限公司)

摘 要 用 Al-5Ti-1B 和 Al-9Sr 中间合金对 ZL101 合金进行复合变质处理。试验结果表明, 复合变质与 Sr 变质相比, 合金综合力学性能明显提高; 从断口及断口金相的 SEM 图像上可以看出, 复合变质处理后, 共晶 Si 相的形态和分布有显著改善, 断裂单元细小, 断口上的韧性部分增多, 这是综合力学性能提高的主要原因。

关键词 ZL101 合金; 复合变质; 力学性能; 断口金相

中图分类号 TG146.2⁺1; TG113

文献标志码 A **文章编号** 1001-2249(2007)10-0810-03

对铸造 Al-Si 合金进行 Sr 变质处理, 改变共晶 Si 的形态和分布, 是提高其塑性指标行之有效的方法, 但变质处理对材料的强度影响甚微。对变形铝合金通常的处理是加入 Al-Ti-1B 中间合金细化 $\alpha(\text{Al})$ 枝晶, 有效地提高材料的强度指标。也有人在铸造 Al-Si 合金中加入 Al-Ti-1B 中间合金细化 $\alpha(\text{Al})$ 枝晶, 但没有考虑到共晶 Si 相的变质处理^[1~10]。综合两类变质处理的特点, 本课题设计了复合变质剂及其加入工艺, 对 ZL101 合金加入 Al-9Sr 和 Al-5Ti-1B 中间合金进行复合变质处理, 旨在既改变 Si 相的形态和分布, 又细化 $\alpha(\text{Al})$ 树枝晶, 从而进一步提高材料的综合力学性能。

1 试验

在 750 ℃ 熔化 ZL101 铝锭, 待铝锭完全熔化, 第一组加入 0.43% (质量分数, 下同) 的 Al-9Sr 变质剂, 保温时间分别为 15 min、1 h、2 h、3 h、4 h、5 h、6 h; 第二组同时加入 0.1% 的 Al-5Ti-1B 细化剂及 0.43% 的 Al-9Sr 变质剂, 保温时间同第一组。

取金相试样电解抛光去除基体保留 Si 相, 在 SEM 下观察共晶 Si 相的形态分布, 定义不同形态 Si 相的数

学期望值^[11]; 比较、评价不同工艺下其变质效果; 确定最佳的变质工艺。在应用最佳变质工艺处理的轮毂上取样, 经加工制成圆形截面的短比例试样, 做力学性能测试。用 SEM 像分析拉伸试样的断口特征; 在拉伸断口表面涂胶保护, 侧面磨制成金相试样, 制成断口金相试样, 在 SEM 下分析断裂单元与枝晶簇、Si 相的对应关系, 确定复合处理对材料断裂及性能的影响; 观察枝晶形态, 探讨复合处理的 $\alpha(\text{Al})$ 枝晶形核、Si 相变质的机制。

2 结果及分析

两种不同变质处理的材料成分见表 1, 可以看出经不同变质处理后, 合金的主要成分没有变化。

对两组试样做扫描电镜 (SEM) 观察, 在 SEM 下观察共晶 Si 相的形态分布, 计算出每一个试样的变质度值。比较不同变质保温时间下的变质效果, 每组各选出一个变质度值最高者, 再进一步做力学性能测试, 结果见表 2。复合变质处理与单独 Sr 变质处理相比, 屈服强度从 201 MPa 增加到 213 MPa, 提高了 6.0%; 抗拉强度从 230 MPa 增加到 295 MPa, 提高了 28.3%; 伸长

收稿日期: 2007-07-18

基金项目: 河北省自然科学基金项目 (599244)

第一作者简介: 李慧, 女, 1962 年出生, 高级实验师, 燕山大学材料科学与工程学院, 河北秦皇岛燕山大学西校区 (066004) 电话: 0335-8608171, E-mail: lihui@ysu.edu.cn

- [3] GRAS C, MEREDITH M, GATENBY K, et al. Formation in Twin Roll-cast AA 3××× and 5××× Series Aluminium alloys [J]. Mater. Sci. For., 2002, 396-402: 89-94.
- [4] 唐明君, 吉泽升, 吕新宇. 5××× 系铝合金的研究进展 [J]. 轻有色金属, 2004, 32(7): 1-7.
- [5] 魏华凯, 胡芳友, 管仁国. Al-Mg-Sc 合金的组织 and 性能 [J]. 特种铸造及有色合金, 2006, 26(11): 738-741.
- [6] ZHENG F H, XIA C Q, GU Y. The 430 isothermal section of the Al-4Mg-Sc-Zr quaternary system in the Al-rich range [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2004, 363: 175-181.
- [7] TURBA K, MALEK P, CIESLAR M. Superplasticity in an Al-Mg-Zr-Sc alloy produced by equal-channel angular pressing [J]. Materials Science and Engineering, 2007, A462: 91-94.

- [8] 潘青林, 尹志民, 张传福. Sc 和 Zr 复合合金化在 Al-Mg 合金中的存在状态与作用. 航空材料学报 [J], 2002, 22(1): 6-10.
- [9] 刘伯操. 铸造非铁合金 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2001.
- [10] 杨军军, 聂祚仁, 付静波, 等. 稀土在铝合金中的作用及研究进展 [J]. 北京工业大学学报, 2002, 28(4): 500-505.
- [11] 郭旭涛, 李培杰, 熊玉华, 等. 稀土在铝、镁合金中的应用 [J]. 材料工程, 2004(8): 60-64.
- [12] 李华基. 富铜混合稀土对 ZL101A 合金组织与机械性能的影响 [J]. 中国稀土学报, 1996, 14(4): 1-4.
- [13] BUBAN J P, MATSUNAGA K, CHEN J, et al. Grain boundary strengthening in alumina by rare earth impurities [J]. Science, 2006, 311(13): 212-215.

(编辑: 陈渭臣)

率从 7.0% 增加到 13.6%，提高了 94.3%；硬度 (HB) 从 81 增加到 87，提高了 7.4%。这种变化显然是复合变质处理的结果。

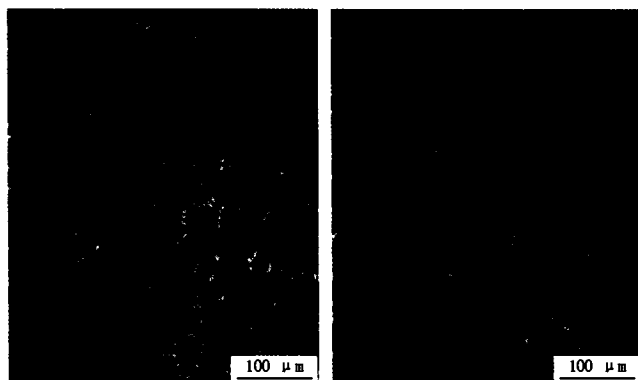
表 1 ZL101 合金变质后的化学成分 %

	w_B							
	Si	Mg	Ti	Mn	Cu	Zn	Fe	Sr
Sr 变质	7.01	0.297	0.015	0.004	0.004	0.007	0.087	0.010
复合变质	7.05	0.296	0.075	0.004	0.005	0.007	0.085	0.011

表 2 ZL101 合金变质后的力学性能

处理条件	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ /%	硬度 (HB)
Sr 变质	201	230	7	81
复合变质	213	295	13.6	87

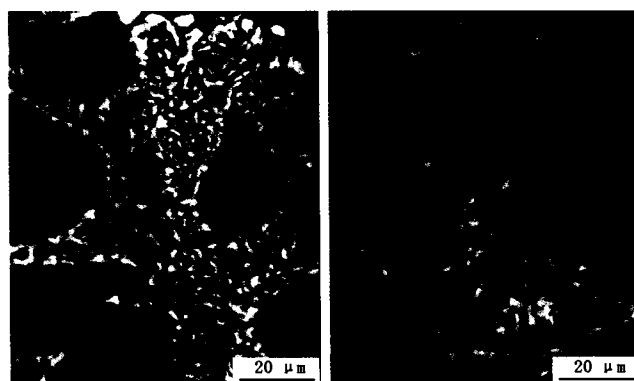
图 1 为合金变质后 α (Al) 枝晶的 SEM 像, 复合变质与单独 Sr 变质相比, α (Al) 枝晶的二次枝晶间距减小, 还可以看出共晶 Si 相也细化了。



(a) Sr 变质 (b) 复合变质

图 1 ZL101 合金变质后 α (Al) 枝晶的 SEM 像

图 2 为合金变质后共晶 Si 相的 SEM 像, 可以看到, 共晶 Si 主要由粒状组成, 有少量的杆状, 偶有片状。复合处理的 Si 相多呈粒状, 尺寸小, 分布弥散, 优于 Sr 变质处理。

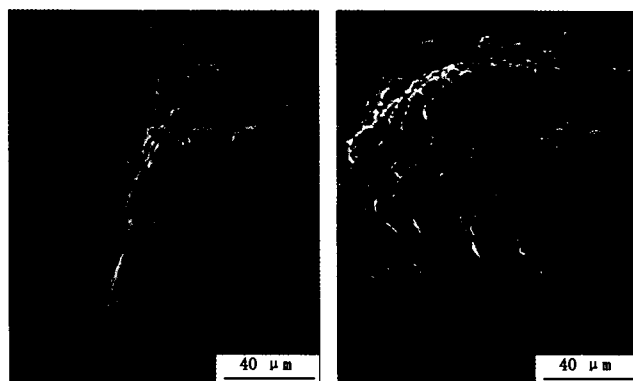


(a) Sr 变质 (b) 复合变质

图 2 ZL101 合金变质后共晶 Si 相的 SEM 像

图 3 是合金变质后拉伸断口的 SEM 像, 图 3a 是 Sr 处理试样, 准解理断口形貌, 断口上共晶 Si 相周围准解理小面平坦, 尺寸较大, 由韧带和细小韧窝组成, 韧窝浅平。图 3b 是复合处理试样, 以韧窝为主, 韧带较多。撕裂棱上有细小韧窝, 断口表面有较大的起伏。没有发

现沿枝晶的断裂状态, 断口属于韧性断裂。复合变质处理试样由于 α (Al) 枝晶细小、Si 相良好的形态及分布, 使材料在拉断过程中, 阻碍裂纹扩展, 断裂单元小, 吸收更多的能量, 穿晶断裂时裂纹扩展倾向大。因此相邻断裂单元之间的基体体积大, 各断裂单元以剪断相邻区域方式相连接, 形成较宽大的韧带, 使材料表现出较高的强韧性。Si 相的周围准解理小面弯曲, 尺寸较小, 裂纹扩展至此发生了钝化, 基体有较大的变形。所以复合变质处理得到了良好的力学性能。



(a) Sr 变质 (b) 复合变质

图 3 ZL101 合金变质后拉伸断口的 SEM 像

复合变质处理的试样, 枝晶细化是屈服强度提高的原因, 根据霍尔-佩奇公式, 晶粒尺寸与其屈服强度有函数关系

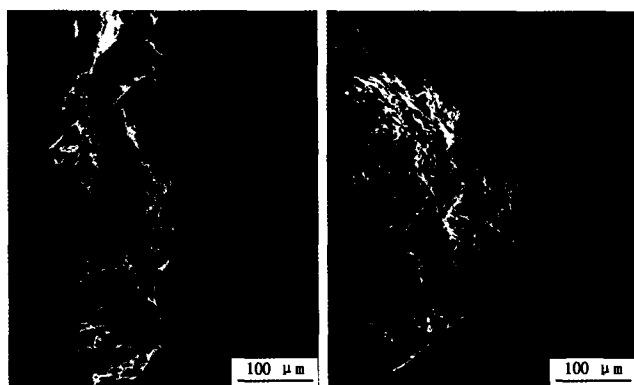
$$\sigma_s = \sigma_0 + k \cdot d^{-1/2} \quad (1)$$

式中, σ_s 为屈服强度; σ_0 为常数; k 为常数; d 为晶粒直径。材料的屈服强度随晶粒尺寸的减小而增加。复合变质后的材料屈服强度增加了 6.0%。

ZL101 是亚共晶成分的 Al-Si 合金, 相结构为共晶组织环 α (Al) 的双层结构, α (Al) 是软相, Si 是硬相, 硬相是镶嵌在 α (Al) 相中的, 其力学性能影响因素一个是相组成及相形态; 另一个是组织均匀度^[12]。组织均匀度是指组织组成物的均匀分布程度。复合变质既细化了 α (Al) 枝晶, 又使粗大、硬脆的片状共晶 Si 相变成细小的颗粒状, 分布均匀、弥散, 使 ZL101 合金的组织均匀度大为提高, 从而使材料的屈服强度、抗拉强度、硬度和伸长率等力学性能提高。

图 4 是合金变质后断口-金相 SEM 像。拉伸断口记录了材料的断裂过程, 也反映了材料的性能。通常的断口分析是从断口特征出发定性解释材料的性能, 或间接地推断组织特征对断口的影响。鉴于共晶 Si 相与 α (Al) 枝晶簇尺寸对合金性能有决定性作用, 并与断口有直接对应关系, 本课题采用断口-金相 SEM 分析方法, 直接观察、对应分析断口特征与材料组织的关系, 结合 SEM 断口分析, 探讨枝晶尺寸、Si 相的形态与对断口特征的作用, 从而判定其对性能的影响。

方法是将拉伸断口的表面镀铝保护, 制成断口-金



(a) Sr 变质

(b) 复合变质

图4 ZL101合金变质后断口-金相SEM像

相试样,在SEM下分析断裂单元与 $\alpha(\text{Al})$ 枝晶簇、共晶Si相的对应关系,确定复合处理对材料断裂及性能的影响;观察共晶Si相及其在 $\alpha(\text{Al})$ 枝晶中的位置,探讨复合变质的 $\alpha(\text{Al})$ 枝晶形核、共晶Si相变质的机制。

比较两张图片可以明显看出,图4a中的共晶Si相和 $\alpha(\text{Al})$ 树枝晶都比图4b中的粗一些。在与断口的对应上,二者都可看到断裂沿 $\alpha(\text{Al})$ 枝晶界和共晶Si相富集处扩展,不同的是Sr变质的试样断口面积较大,有相对平行的准解理小面,而且有Si相分布与枝晶大小相对应。复合变质试样断口没有这种明显的准解理小面,而是起伏较大的韧带,与断口分析结果一致。表明复合变质后, $\alpha(\text{Al})$ 枝晶和Si相细化,裂纹沿晶界扩展途径大幅度增加,断口上的断裂单元面积减小,断裂中吸收较大的能量,使材料的综合力学性能提高。

复合变质处理使 $\alpha(\text{Al})$ 晶粒细化、共晶Si相变质,是变质剂Al-9Sr和细化剂Al-5Ti-1B共同作用的结果。Al-5Ti-1B中间合金主要由 $\alpha(\text{Al})$ 、 TiB_2 相和 TiAl_3 相组成,其中的第二相粒子是 TiB_2 相和 TiAl_3 相。 TiB_2 相的数目占绝对优势,接近 TiAl_3 相的 10^4 倍^[13]。当Al-5Ti-1B合金加入铝熔体后, TiAl_3 相将发生溶解,熔体中只存在 TiB_2 颗粒和溶解在熔体中的Ti原子^[14]。 TiB_2 要成为 $\alpha(\text{Al})$ 形核基底,需要铝熔体中有过剩的Ti原子在 TiB_2 表面形成富Ti层^[15]。所以溶解态Ti原子为 $\alpha(\text{Al})$ 在 TiB_2 基底上生长创造了有利条件。熔体中大量的细小质点 TiB_2 颗粒和Ti原子就成为 $\alpha(\text{Al})$ 非自发形核的核心,形成了大量 $\alpha(\text{Al})$ 晶核,晶核的树枝状长大由于枝晶密集而失去了空间条件,粗大树枝晶得到抑制,枝晶尺寸减小,有效的细化了晶粒。变质剂Al-9Sr中游离态的Sr吸附在生长着的共晶Si相表面,阻止了Si相按针片状方式生长。并使其产生孪晶,按TPRE(孪晶面再生)机制生长,可长成纤维状。但是由于大量初晶的同时形成,铝液中的Si元素失去了远程扩散条件,已生成的质点共晶Si相达不到充分长大的成分条件,大部分仅能保持原形,沿同一晶粒的树枝晶之间和不同晶粒的晶界处呈弥散分布。即共晶Si相

的纤维状生长受到限制,形成球状。从而使共晶Si从粗大的针、片状转变为细小颗粒状。所以本试验结果是既细化了ZL101合金的 $\alpha(\text{Al})$ 枝晶,又使共晶Si相充分变质,使其综合力学性能有较大提高。

3 结论

(1)对ZL101合金同时加入0.1%的Al-5Ti-1B及0.43%的Al-9Sr进行复合变质,比单独加入0.43%的Al-9Sr变质,试样屈服强度从201 MPa增加到213 MPa,提高了6.0%;抗拉强度从230 MPa增加到295 MPa,提高了28.3%;伸长率从7.0%增加到13.6%,提高了94.3%;硬度(HB)从81增加到87,提高了7.4%。

(2)复合变质处理试样由于 $\alpha(\text{Al})$ 枝晶细小、共晶Si相良好的形态及分布,使材料在拉断过程中阻碍裂纹扩展,断裂单元小,吸收更多的能量,穿晶断裂时裂纹扩展倾向大,表现为材料的综合力学性能提高。

参 考 文 献

- [1] SENS H, EUSTATHOPOULOS N, CAMEL D, et al. Solidification of binary and Sr-modified eutectic alloy theoretical analysis of solute fields[J]. Acta Metall. Mater., 1992,40(7):1783-1787.
- [2] 刘相法,边秀房,李辉,等. Al-Ti-B中间合金细化效果的组织遗传效应[J]. 金属学报,1996,32(2):149-153.
- [3] MOHANTY P S, GRUZLESKI J E. Grain refinement mechanisms of hypoeutectic Al-Si alloy[J]. Acta Metall. Mater., 1996,44(9):3 749-3 760.
- [4] 李华基,李革胜,谭会辛. 稀土对ZL105合金铸件二次枝晶间距和抗拉强度的影响[J]. 中国稀土学报,1998,16(3):234-236.
- [5] 朱平,陈丙森. 系列示波冲击断口三维形貌几何特征和断裂性能[J]. 金属学报,1998,34(1):63-69.
- [6] 廖恒成,孙国雄. 共晶硅变质机理研究进展[J]. 铸造,2003,52(12):1 127-1 129.
- [7] 王渠东,丁文江,翟春泉,等. Al-Si合金中初晶Si的台阶生长[J]. 上海交通大学学报,1999,33(2):142-145.
- [8] 秦敬玉,边秀房,韩秀君,等. 变形Al-Sr中间合金的变质遗传效应[J]. 材料研究学报,1999,13(2):162-166.
- [9] SHUZU L, HELLAWELL A. Modification of Al-Si alloys: Microstructure, thermal analysis and mechanism[J]. JOM,1995(2):38-40.
- [10] APELIAN D, CHENG J A. Al-Si processing variables: effect on grain refinement and modification[J]. AFS Trans., 1986, 94: 797-808.
- [11] 张静武,李慧,孟显哲,等. ZL101合金的变质[J]. 中国有色金属学报,2001,11(S2):91-94.
- [12] 齐广慧,刘相法,边秀房. Al-Si合金宏观晶粒的尺寸突变与结构演化[J]. 金属学报,2000,36(3):225-229.
- [13] 刘相法,边秀房,周生存,等. 熔融AlTiB细化纯Al新工艺及形核机理[J]. 中国有色金属学报,1997,7(2):107-112.
- [14] 马洪涛,李建国,张柏清,等. Al-Ti-B合金的组织分析[J]. 中国有色金属学报,2001,11(5):801-805.
- [15] MOHANTY P S, GRUZLESKI J E. Mechanism of grain refinement in aluminum[J]. Acta Metall. Mater., 1995,43(5):2 001-2 004.

(编辑:陈渭臣)