

多元氧化物和铝原位反应制备铝基复合材料的组织和性能

王新迎¹, 于化顺¹, 王 雷¹, 万海云¹, 颜鲁滨²

(1. 山东大学 材料液固结构演变与加工教育部重点实验室, 济南 250061;

2. 曲阜金皇活塞股份有限公司, 曲阜 273100)

摘 要: 采用 SEM、EDS、XRD、TEM 和拉伸强度测试等研究 Al_2O_3 粒子增强的 ZL109 铝基复合材料。结果表明: 多元氧化物和铝原位反应生成的 Al_2O_3 粒子尺寸细小, 粒径约为 $0.1\ \mu\text{m}$, 在基体中弥散分布, 与基体存在共格关系, $(001)_{\alpha(\text{Al})} // (010)_{\alpha-\text{Al}_2\text{O}_3}$, $[110]_{\alpha(\text{Al})} // [001]_{\alpha-\text{Al}_2\text{O}_3}$ 。原位反应中生成的金属间化合物经 T6 处理后, 以 Al_5FeSi 、 FeCr 、 Mg_2Si 、 Al_3Ni 、 Al_2Cu 和 $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ 相的形式存在于基体中, 使得复合材料在 $300\ ^\circ\text{C}$ 的拉伸强度达到 $163.4\ \text{MPa}$, 较基体的提高 7.9% 。随 Al_2O_3 粒子含量的增加, $25\ ^\circ\text{C}$ 时, 复合材料断口断裂方式由韧性断裂转变为解理断裂, 再到穿晶断裂; 而 $300\ ^\circ\text{C}$ 时, 断口断裂转变方式为脆性断裂到延性断裂。

关键词: 铝基复合材料; 原位反应; 力学性能

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Microstructure and properties of aluminum matrix composites fabricated by in-situ reaction between multi-oxide and aluminum

WANG Xin-ying¹, YU Hua-shun¹, WANG Lei¹, WAN Hai-yun¹, YAN Lu-bin²

(1. Key Laboratory for Liquid-Solid Evolution and Processing of Materials, Ministry of Education, Shandong University, Ji'nan 250061, China;

2. Qufu Jinhuang Piston Co., Ltd., Qufu 273100, China)

Abstract: Al_2O_3 particles reinforced ZL109 aluminum matrix composites were investigated by scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive spectroscopy (EDS), X-ray diffractometry (XRD), transmission electron microscopy (TEM) and tensile strength test. The results indicate that small size (about $0.1\ \mu\text{m}$) Al_2O_3 particles formed by in-situ reaction between multi-oxide and aluminum distribute uniformly in the matrix, and the orientation relation between Al_2O_3 and matrix is $(001)_{\alpha(\text{Al})} // (010)_{\alpha-\text{Al}_2\text{O}_3}$ and $[110]_{\alpha(\text{Al})} // [001]_{\alpha-\text{Al}_2\text{O}_3}$. After T6 heat treatment, the intermetallic compounds accompany with in-situ reaction uniformly disperse in the matrix and exist in the form of Al_5FeSi , FeCr , Mg_2Si , Al_3Ni , Al_2Cu and $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ phase. Composite tensile strength can reach $163.4\ \text{MPa}$, improves by 7.9% than that of the matrix. With the increase of Al_2O_3 particles, the fracture mechanism of the composites at $25\ ^\circ\text{C}$ changes from ductile fracture to cleavage fracture, and then to transgranular fracture, while at $300\ ^\circ\text{C}$, the brittle fracture changes to ductile fracture.

Key words: aluminum matrix composite; in-situ reaction; mechanical property

随着环境污染能源危机等问题的日趋严重, 汽车发动机轻量化的发展趋势越来越明显, 有研究表明^[1-3], 汽车质量每减轻 10% , 其油耗量可降低 $5\%\sim 6\%$ 。铝合金具有密度低、比强度和比刚度高、散热性

好、易回收等优点。此外, 铝合金还具有良好的铸造性能和机加工性能。因此, 铝合金是汽车轻量化最理想的选择材料。目前, 在汽车行业中, 铝合金广泛应用于车身、发动机汽缸体、刹车、轮毂等大部零部

件^[4-6]。铝合金活塞早已代替原来的铸铁活塞。20 世纪 80 年代,日本将氧化铝纤维应用于铝合金活塞局部增强活塞性能,并已达到量化生产^[7]。相对于 Al_2O_3 纤维, Al_2O_3 粒子增强的铝基复合材料无方向性,具有更低的制作成本,特别是原位 Al_2O_3 粒子克服了外加 Al_2O_3 粒子尺寸较大、和基体润湿性不好、存在界面反应^[8-11]等一系列问题,属较好的活塞用铝基复合材料之一。程和法等^[12]在纯铝熔体中加入 CuO 后发现,原位反应生成的 Al_2O_3 粒子尺寸在 $2\sim 5\text{ }\mu\text{m}$ 之间,在基体中分布均匀,复合材料的硬度和耐磨性均显著提高。孙淼等^[13]利用 CuO 和 Al 在 Cu 基体中原位反应获得了更小尺寸的 Al_2O_3 粒子($0.5\text{ }\mu\text{m}$)。董鹏等^[14]研究了 TiO_2 、 B_2O_3 和 Al 经球磨后原位反应生成 $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiB}_2(2\sim 4\text{ }\mu\text{m})$ 、 $\text{Al}_3\text{Ti}(5\sim 15\text{ }\mu\text{m})$ 复合增强相,将纯铝的抗拉强度提高到 327.4 MPa ,兰晔峰等^[15]则用该工艺将 ZL102 合金的硬度提高了 37.3% 。艾桃桃等^[16]则采取球磨工艺用 $\text{Ti}+\text{TiO}_2+\text{Al}$ 掺杂 Nb_2O_5 的方法制备了 Al_2O_3 增强的 TiAl 基复合材料,增强相 Al_2O_3 粒子尺寸在 $0.5\sim 0.8\text{ }\mu\text{m}$ 。多数研究者认为原位 Al_2O_3 增强粒子对基体有细化作用,刘慧敏等^[17]研究认为,原位 Al_2O_3 粒子在合金凝固过程中对基体晶粒的细化作用不明显,需在 $600\text{ }^\circ\text{C}$ 左右通过二次加热才能细化基体晶粒。三元氧化物和铝原位反应制备 Al_2O_3 增强复合材料多见于陶瓷复合涂层中,铝基复合材料中则未见报道。基于以上研究背景,本文作者以活塞常用铝合金 ZL109 为基体,选取 Fe_2O_3 、 CuO 和 CrO_3 这 3 种常见金属氧化物和 Al 反应来制备 Al_2O_3 和金属间化合物共同增强的铝基复合材料,旨在为开发低成本且力学性能优异的活塞用铝基复合材料提供指导。

1 实验

试验选用的 3 种金属氧化物均为化学纯,纯度在 99% (质量分数)以上,其中 CrO_3 为块状固体,使用前需经粉碎机(XT-100 型, $25\text{ }000\text{ r/min}$)粉碎,其他均为

粉体。铝粉和镁粉粒度均小于 $150\text{ }\mu\text{m}$ 。将同等质量的 Fe_2O_3 、 CuO 和 CrO_3 粉末和等量 Al 粉混合均匀后加入 3% (质量分数)的反应诱导剂 Mg 粉,采用千斤顶在直径为 50 mm 的自制模具中单向压实,经 $100\text{ }^\circ\text{C}$ 预热 60 min 后加入到 ZL109 熔体中,待反应完毕后,精炼,除气,除渣,搅拌并静置 10 min 。按照混合压块加入量 0 、 0.2% 、 0.4% 对熔体分别取样浇注试棒,经 T6 处理后,对复合材料显微组织和力学性能进行观察分析。拉伸试棒尺寸如图 1 所示。

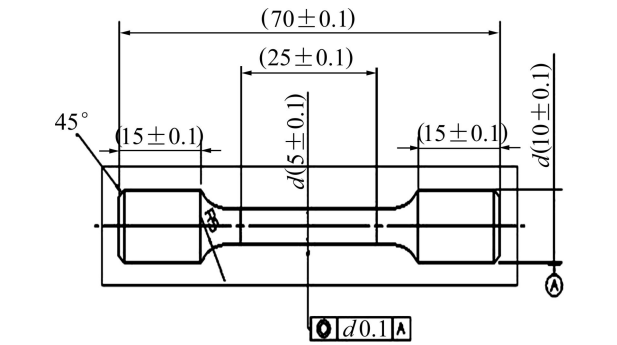


图 1 拉伸试样示意图
Fig. 1 Schematic diagram for tensile testing samples (Unit: mm)

物相成分利用 DMAX-2500PC 型 X 射线衍射仪标定;金相和断口组织观察利用 JEOL JEM-7600 F 型扫描电子显微镜;显微组织观察利用 JEM-2100 型高分辨透射电镜。复合材料成分见表 1。拉伸试验在 WE-30 型万能材料试验机上进行,拉伸速度为 5 mm/min 。室温拉伸在 $25\text{ }^\circ\text{C}$ 时进行,高温拉伸在 $300\text{ }^\circ\text{C}$ 下保温 30 min 后进行。

2 结果与分析

2.1 原位 Al_2O_3 粒子的形貌及分布

文献[18]中指出, Mg 粉作为铝热反应的诱导剂能够极大降低起始反应温度,缩短反应时间。图 2 所示

表 1 ZL109 合金的化学成分
Table 1 Chemical compositions of ZL109

Alloy No.	Mass fraction/%							
	Fe	Cu	Cr	Si	Mn	Mg	Ni	Al
1	0.400	0.933	0.003 6	12.66	0.011	0.728	0.936	Bal.
2	0.517	1.069	0.076 3	12.69	0.011	0.700	0.967	Bal.
3	0.598	1.136	0.133 2	12.67	0.011	0.591	0.908	Bal.

为未添加 Mg 粉的混合压块在 800 °C 的 ZL109 熔体中保温 60 min 后的 SEM 像。能谱分析发现, 压块中黑色块状组织为富 Fe 相, 浅灰色网状组织为富 Cu 相, 灰白色组织为富 Cr 相, 反应生成的 Al_2O_3 粒子堆积在 3 种相周围, 形成泡沫状多孔组织。

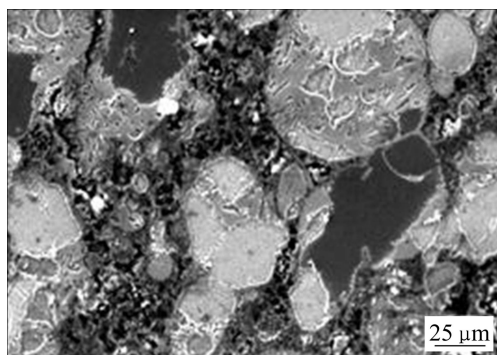


图 2 压块在 800 °C 保温 60 min 后的显微组织

Fig. 2 Microstructure of briquetting soaked at 800 °C for 60 min

试验发现, 将压块在 1 000 °C 时放入保温炉中, 保温 60 min 可在其表面得到析出的白色粉末状 Al_2O_3 粒子, 其宏观形貌如图 3 所示。保温过程中, 压块并未完全熔化, 而是烧结成具有金属光泽的块状固体。反应生成的 Al_2O_3 粒子尺寸非常细小, 吸附能力强, 因此, 会团聚在一起。将其收集起来在无水乙醇中超声分散, 粒子团聚现象消失, 用铜网捞取后放到高分辨透射电镜下进行观察。

图 4 所示为原位 Al_2O_3 粒子的 TEM 像和晶格条纹像。观察发现, Al_2O_3 粒子尺寸在 0.15 μm 左右, 其形貌成方块形和椭球形, 粒子边界清晰, 边角圆滑, 有弧形过渡, 在图 4(b) 粒子表面依稀可见层错堆积, 这种层错能够为基体合金的形核提供生长平台, 降低基

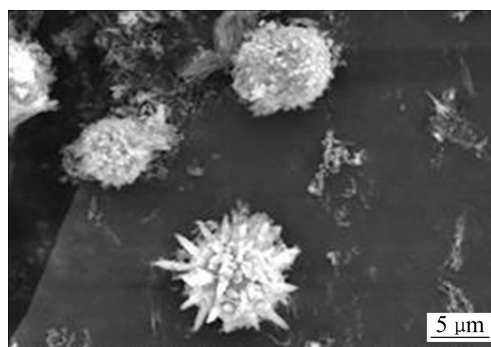


图 3 Al_2O_3 的 FESEM 像

Fig. 3 FESEM image of Al_2O_3

体和增强体的界面能, 增加粒子在熔体中的运动阻力, 因而为 Al_2O_3 粒子在合金凝固过程中被凝固前沿吞噬提供了可能。图 4(c) 所示为图 4(a) 的晶格条纹像, 测量其晶格条纹间距为 0.255 nm, 正好与 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 的 (104) 晶面间距匹配, 证明该粒子为 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 粒子。

图 5 所示为合金 3 中 Al_2O_3 粒子在基体中的分布与结合情况, 合金成分见表 1。观察其尺寸在 0.1 μm 左右, 较图 4 中粒子尺寸更加细小, 形状也更加接近椭球形。对其选区电子衍射斑点进行标定发现, 衍射图谱为 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 的 [001] 晶带轴衍射斑点。观察发现, 图中外围有两个较大的衍射斑点, 测算其晶面间距发现 $d=0.206$ 1 nm, 查阅标准 PDF 卡片发现, $\alpha(\text{Al})$ 的 (002) 晶面间距为 0.202 4 nm, 因此推断此两个衍射斑点为 $\alpha(\text{Al})$ [100] 晶带轴的衍射斑点, 根据这两个斑点和 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 的 (010) 晶面衍射斑点的位向关系推断, $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 的 (010) 晶面平行于 $\alpha(\text{Al})$ 的 (002) 晶面, 也即平行于 $\alpha(\text{Al})$ 的 (001) 晶面, 因此判断 Al 基体和原位反应生成的 Al_2O_3 粒子可能存在的位向关系是

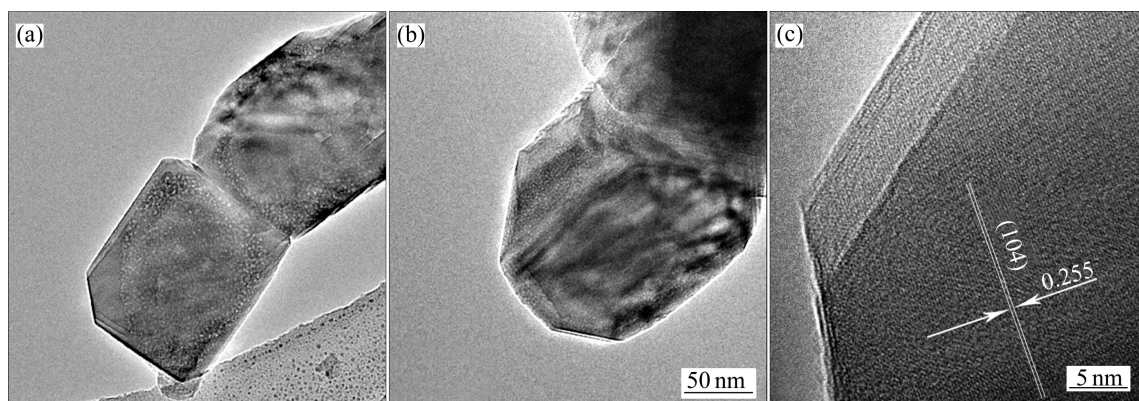
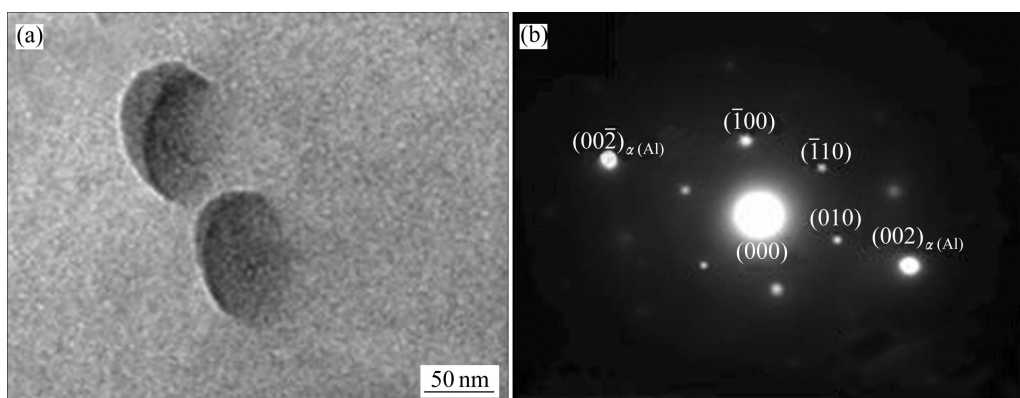


图 4 Al_2O_3 粒子的 TEM 像

Fig. 4 TEM images of Al_2O_3 : (a), (b) Al_2O_3 particle; (c) Lattice fringe image

图 5 Al_2O_3 粒子在 ZL109 中的分布Fig. 5 Distribution of Al_2O_3 in ZL109: (a) Al_2O_3 particles; (b) Diffraction spots

$$(001)_{\alpha(\text{Al})} // (010)_{\alpha-\text{Al}_2\text{O}_3}, [110]_{\alpha(\text{Al})} // [001]_{\alpha-\text{Al}_2\text{O}_3}.$$

依据错配度计算公式如下:

$$\delta = \frac{2(d_{\alpha(\text{Al})} - d_{\alpha-\text{Al}_2\text{O}_3})}{(d_{\alpha(\text{Al})} + d_{\alpha-\text{Al}_2\text{O}_3})} \times 100\% \quad (1)$$

计算可得 $\alpha(\text{Al})(001)$ 晶面和 $\alpha-\text{Al}_2\text{O}_3(010)$ 晶面的错配度约为 1.88%。根据 Bramfitt 得出的经验, 非均质形核及 $\delta < 6\%$ 时, 形核最有效, 进一步说明了细小的 Al_2O_3 粒子能够作为基体 Al 的形核衬底, 同时 Al_2O_3 粒子由于吸附了外来粒子降低了其表面能, 从而削弱由于粒子细小表面能高带来的粒子团聚现象, 因而有利于 Al_2O_3 粒子在基体中的均匀分布。

2.2 Fe、Cu、Cr 元素对基体析出相的影响

金属间化合物室温下呈现脆性, 但其高温时却呈现较高强度, 利用其特点可提高活塞的高温性能。表 2 所列为活塞用 Al-Cu-Fe-Mg-Ni-Si 系合金中常见的析出相^[19]。

表 2 Al-Cu-Fe-Mg-Ni-Si 合金中的相成分^[19]Table 2 Phase compositions of Al-Cu-Fe-Mg-Ni-Si Alloy^[19]

Phase	Composition (mass fraction, %)
Al_3Ni	42Ni
Al_2Cu	52.5Cu
Mg_2Si	63.2Mg; 36.8Si
$\text{Al}_3\text{CuNi}(\text{Al}_3\text{Ni}_2)$	30Ni; 31Cu
$\text{Al}_{17}\text{Cu}_4\text{Ni}$	38.7–50.7Cu; 11.8–22.2Ni
Al_9FeNi	4.5–14Fe; 18–28Ni
$\text{Al}_{15}\text{FeSi}$	25–30Fe; 12–15Si
$\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$	10.9Fe; 14.1Mg; 32.9Si
$\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$	20.3Cu; 31.1Mg; 27Si

图 6 所示为图 2 中压块保温时间延长到 120 min 后的 SEM 像和 EDS 分析结果。能谱分析结果表明, 组织中除 $\alpha(\text{Al})$ 基体外主要含有富 Fe 相、富 Cu 相、富 Cr 相 3 种组织。Fe 元素在铝合金中的作用一直以来褒贬不一, 主要是因为 Fe 虽然对合金的高温性能有利, 但过量的 Fe 会产生针状有害相 FeAl_3 , 严重割裂基体, 降低合金的室温性能。研究发现^[19], Fe 含量低于 0.6% 时, 随着 Fe 含量的增加, Fe 相依次以 $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ 、 Al_9FeNi 、 Al_5FeSi 相的形式存在; 当 Fe 含量高于 0.5% 时, 基体中的 Si 会参与富 Fe 相的反应, 这与图 6(b) 中富 Fe 相能谱分析中含有一定量的 Si 相是一致的, 计算 Fe 和 Si 的摩尔比, 摩尔比接近 1:1, 因此, 该富 Fe 相的主要成分可能是 Al_5FeSi , 它对 Si 的吸附作用给初晶硅的细化带来有利影响。文献^[19]指出, Cu 能够将活塞用 Al-Cu-Fe-Mg-Ni-Si 系合金的固相线从 540 °C 降到 505 °C, 这给材料的热处理带来有利影响。此外, Cu 还对基体中 Al_3Ni 、 Al_3CuNi 、 $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ 、 Mg_2Si 、 $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ 、 Al_2Cu 相的体积分数带来极大影响。图 6(c) 能谱分析中 Al 和 Cu 的摩尔比接近 2:1, 说明该富铜相的主要成分是 Al_2Cu 相。图 6(a) 中以较小颗粒并呈团簇状聚集的形状不规则的相为富 Cr 相, 图 6(d) 富 Cr 相的能谱分析中氧原子含量较高, 分析可能存在 Al_2O_3 。消除活塞用铝硅合金中富 Fe 相给组织带来不利影响的方法除了控制 Fe 相的含量之外, 就是改善富 Fe 相的形貌, 图 6(a) 中的富 Fe 相呈短棒状, 而且试验中多次能谱分析发现 Fe 相总是伴随 Cr 相出现, 因此判定 Cr 元素对富 Fe 相形貌会产生有利影响。当压块中添加 3% 的反应诱导剂 Mg 以后, 反应迅速完成, 得到表 1 中所示成分合金。

图 7 所示为该系合金中 Cu 元素含量对各析出相体积分数的影响^[19]。从图 7 可以看出, 含 Cu 量较低时, 该系合金中的主要存在相是 Al_3Ni 、 Al_3CuNi 和

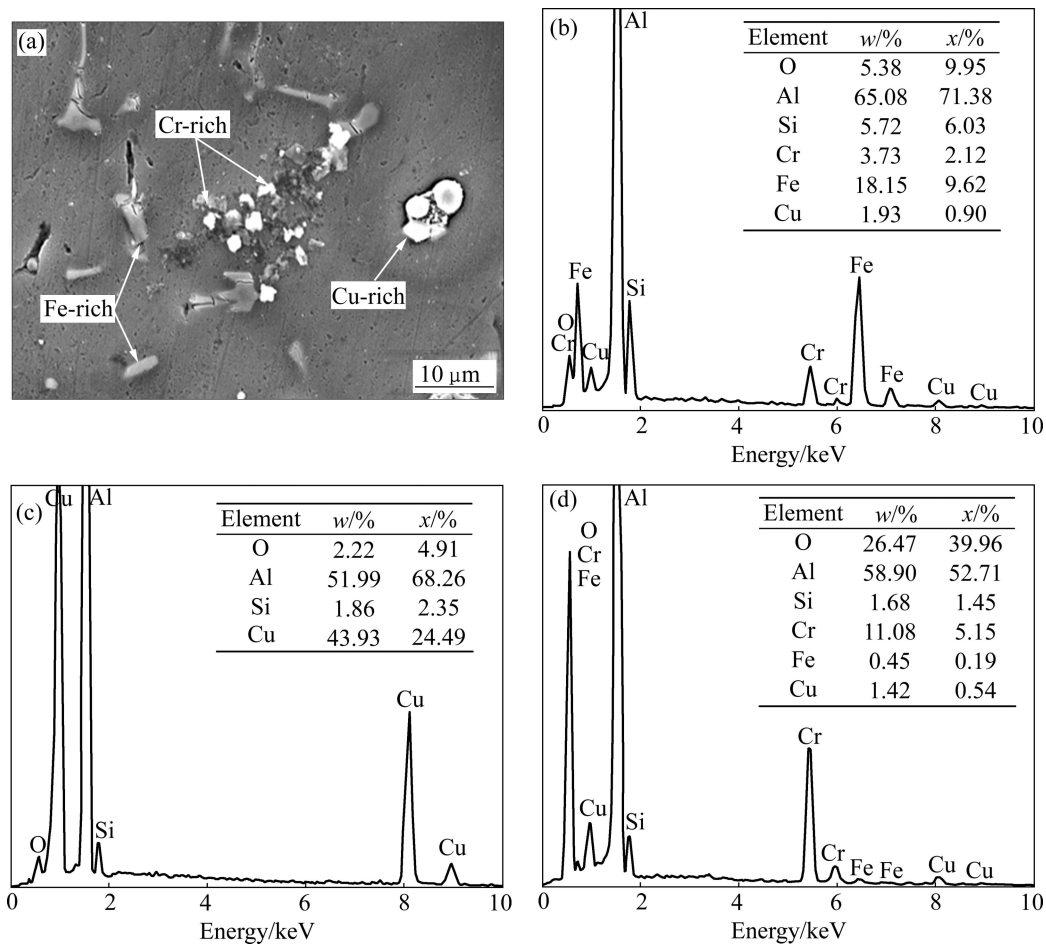


图 6 压块在 800 °C 保温 120 min 的 SEM 像和 EDS 分析结果

Fig. 6 SEM image(a) of briquetting soaked at 800 °C for 120 min and EDS results of Fe-rich(b), Cu-rich(c) and Cr-rich(d) phases

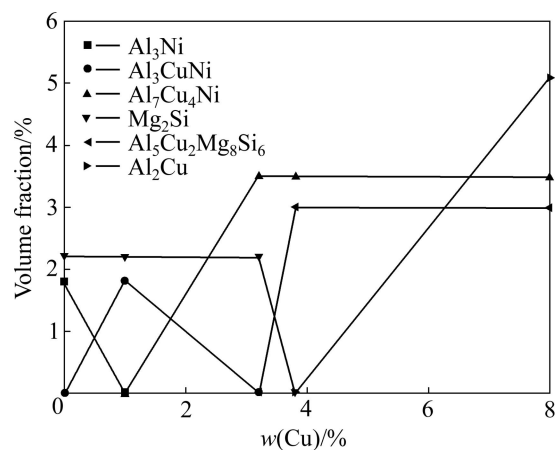


图 7 室温下 Cu 元素对含 13%Si、1%Mg、1%Ni 的铝合金中各析出相的影响^[19]

Fig. 7 Effect of copper on volume fractions of phases in alloys containing 13%Si, 1%Mg and 1%Ni at room temperature^[19]

Mg₂Si, 当 Cu 含量逐渐增加到 1% 时, Al₃Ni 相逐渐消失, Al₃CuNi 相逐渐增加, 而 Mg₂Si 相的含量并没有

受到影响, 含 Cu 量进一步增加到 3.2% 时, Al₃CuNi 相逐渐消失, Al₇Cu₄Ni 相开始产生并逐渐增加到最大值, Mg₂Si 相开始出现下降的趋势, Cu 含量进一步增加到 3.8% 时, Mg₂Si 相完全消失, Al₅Cu₂Mg₈Si₆ 相开始产生并逐渐达到峰值; 当 Cu 含量超过 4% 后, Al₂Cu 相开始产生并逐渐增加, Al₇Cu₄Ni 相和 Al₅Cu₂Mg₈Si₆ 相含量不再变化。因此, Cu 元素在该系合金中最终的存在形式是 Al₇Cu₄Ni 相、Al₅Cu₂Mg₈Si₆ 相和 Al₂Cu 相。

图 8 所示为表 1 中合金 3 的 XRD 谱, 观察发现主要存在的相除基体 Al 和 Si 之外, 还有 Al₂O₃、Al₅FeSi、FeCr、Mg₂Si、Al₃Ni、Al₂Cu 和 Al₇Cu₄Ni 等相, 与前文分析结果相一致。

2.3 复合材料的力学性能

表 1 中所示合金的室温和高温力学性能测试结果如表 3 所示。由表 3 可知, ZL109(表 1 中合金 1)在 25 和 300 °C 的拉伸强度分别为 367.5 和 151.4 MPa; 而合金 2 的室温高温拉伸强度分别为 360.5 和 155.6

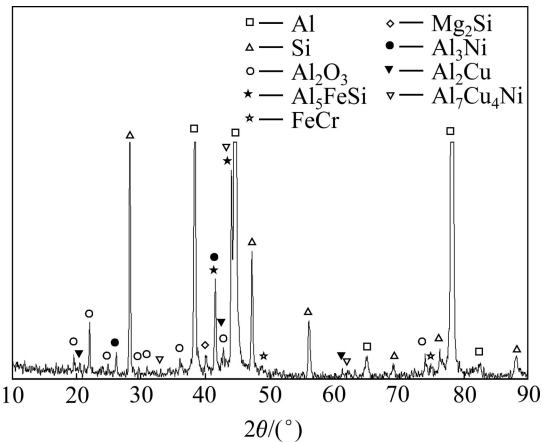


图 8 表 1 中合金 3 的 XRD 谱

Fig. 8 XRD patterns of alloy 3 shown in Table 1

MPa，高温强度上升，室温强度下降，随着复合材料中原位 Al_2O_3 粒子和析出相的进一步增多，合金 3 的高温拉伸强度达到 163.4 MPa，较合金 1 的提高了 7.9%，但其室温强度进一步下降到 355 MPa；复合材料 25 °C 的伸长率从 1.1% 下降到 0.3%，300 °C 的伸长率从 5.7% 先上升到 6.2%，又下降到 5.4%，变化趋势并不明显。可以看出，材料中复合增强粒子在提高高温性能的同时，减弱了部分室温性能，这主要是由于一方面 Fe 元素的加入可能造成基体局部偏析，在基体局部产生有害铁相，割裂基体，给基体常温力学性能带来不利影响；另一方面，原位反应完成后，基体

中生成了大量增强相粒子(Al_2O_3 、 Al_3FeSi 、 FeCr 、 Mg_2Si 、 Al_3Ni 、 Al_2Cu 、 $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$)，这些增强粒子和基体的热膨胀系数不同，在合金凝固过程中，增强相粒子和基体界面处产生内应力，这种应力虽然在 T6 处理过程中得到部分缓解，但并没有完全消除。高温强度提高的主要原因是一方面基体中原位反应生成了大量高温硬质相(Al_2O_3 、 Al_3FeSi 、 FeCr 、 Al_3Ni 、 $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$)，这些硬质相在高温下起到支撑点的作用；另一方面，基体材料经 T6 处理以后增强粒子产生的内应力得以消除，而且拉伸过程中细小的原位 Al_2O_3 粒子能够有效阻碍位错运动，增加材料的变形抗力，加上 T6 处理后形成的析出相凭借和基体较高的结合强度，有效阻碍了晶粒间的运动，成为影响复合材料高温力学性能的重要因素。

表 3 不同温度时 ZL109 合金的力学性能

Table 3 Mechanical properties of ZL109 alloy at different temperatures

Alloy No.	25 °C		300 °C	
	σ_b/MPa	$\varepsilon/\%$	σ_b/MPa	$\varepsilon/\%$
1	367.5	1.1	151.4	5.7
2	360.5	0.9	155.6	6.2
3	355.0	0.3	163.4	5.4

图 9 所示为原位反应粒子增强的 ZL109 复合材料的室高温断口形貌。室温下基体合金断口可观察到少

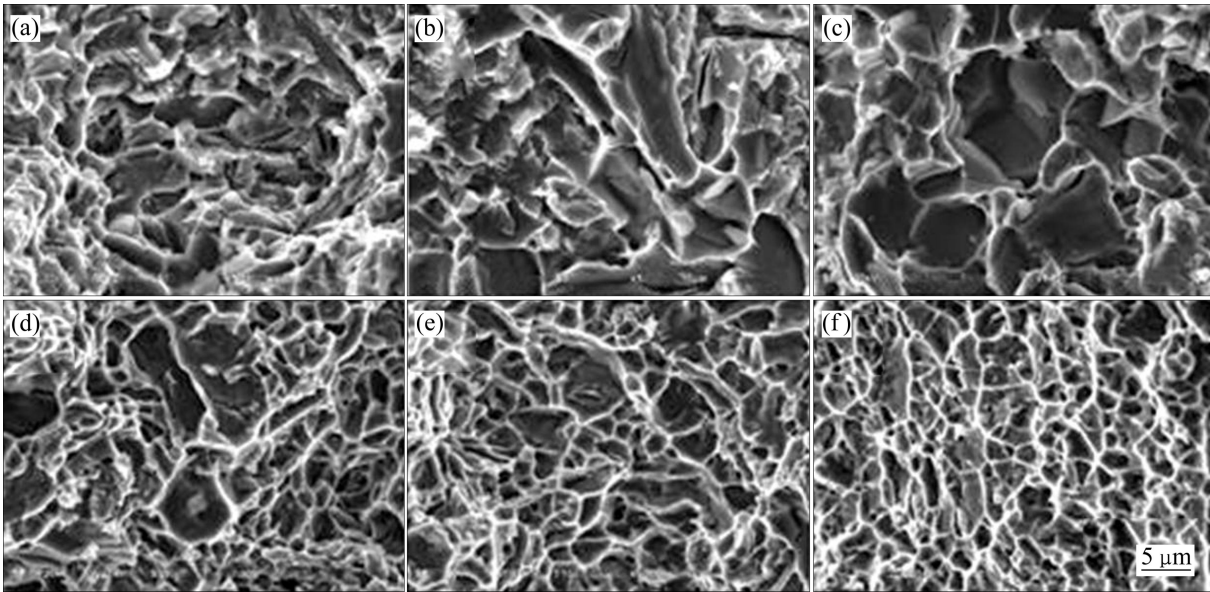


图 9 ZL109 合金不同温度拉伸断口 SEM 像

Fig. 9 Tensile fracture SEM images of ZL109 alloy 1(a), alloy 2(b), alloy 3(c) at 25 °C and alloy 1(d), alloy 2(e), alloy 3(f) at 300 °C

量韧窝和撕裂楞,随着增强粒子的加入,断口开始出现河流状解理断面, Al_2O_3 粒子属六方晶系,滑移系较多,材料受力超过极限后,晶粒界面滑移,是造成河流状解理断面的原因;当增强粒子进一步增加时,出现穿晶断裂组织,仔细观察图 9(c)可以看到,断裂发生在 3 个晶界面的交点,在初晶硅断裂小平面上依稀存在一些细小裂纹,这是由于增强粒子在晶界上的偏聚和脱溶造成的。高温拉伸断口呈现相反的趋势, 300°C 下,材料内应力得以消除,断口形貌逐渐由脆性断裂向延性断裂转变,将断口腐蚀后可观察到图 3 所示分散的絮状组织。

3 结论

1) 液态环境中原位 Al_2O_3 粒子($0.1\ \mu\text{m}$)较空气中反应得到的 Al_2O_3 粒子尺寸更加细小($0.15\ \mu\text{m}$),形状更加接近椭球形。与基体的位相关系是 $(001)_{\alpha(\text{Al})} // (010)_{\alpha-\text{Al}_2\text{O}_3}$, $[110]_{\alpha(\text{Al})} // [001]_{\alpha-\text{Al}_2\text{O}_3}$ 。

2) 原位颗粒增强的复合材料中增强相有 Al_2O_3 、 Al_5FeSi 、 FeCr 、 Mg_2Si 、 Al_3Ni 、 Al_2Cu 和 $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ 等相,使得 25°C 的拉伸强度和伸长率略有下降, 300°C 的拉伸强度提升了 7.9%,伸长率先升后降,变化幅度不大。

3) 随增强相粒子的增加, ZL109 的室温拉伸断裂方式由韧性断裂向解理断裂,再向穿晶断裂转变;高温拉伸断裂方式由脆性断口向韧性断口转变,韧窝变得更加细小。

REFERENCES

- [1] EDGAR R L. Magnesium alloys and their application[M]. France: KU Kainer Pub, 2000: 3-8.
- [2] LUO A A. Magnesium: Current and potential automotive applications[J]. JOM, 2002, 54(2): 42-48.
- [3] MORDIKE B L, EBERT T. Magnesium properties applications potential[J]. Materials and Engineering A, 2001, 302(1): 37-45.
- [4] MEJER G, XIA Z, ELLYIN F. Biaxial cyclic analysis of Al_2O_3 -6061 Al composite[J]. Acta Materialia, 1997, 45(8): 3237-3249.
- [5] MIKUCKI B A, MERCER W E II, GREEN W G. Extruded magnesium alloy reinforced with ceramic particles[J]. Light Metal Age, 1990, 48(6): 12-14.
- [6] XIA Z, ELLYIN F, MEIJER G. Mechanical behavior of Al_2O_3 -particle reinforced 6061 aluminum alloy under uniaxial and multiaxial cyclic loading[J]. Composites Science and Technology, 1997, 57(2): 237-248.
- [7] 周彼德, 陈跃飞, 安阁英, 彭德林. 氧化铝短纤维增强铝合金活塞性能的研究[J]. 铸造, 1991(8): 5-9.
- [8] ZHOU Bi-de, CHEN Yue-fei, AN Ge-ying, PENG De-lin. A study of properties of reinforced aluminium alloy pistons with short-fiber alumina[J]. Foundry, 1991(8): 5-9.
- [8] 张强, 姜龙涛, 陈国钦, 武高辉. 无压浸渗法制备 Al_2O_3 颗粒增强铝基复合材料[J]. 稀有金属材料与工程, 2011, 40(S2): s525-s528.
- [9] ZHANG Qiang, JIANG Long-tao, CHEN Guo-qin, WU Gao-hui. Al_2O_3 particles reinforced aluminum matrix composite fabricated by pressureless infiltration technique[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2011, 40(S2): s525-s528.
- [9] 李新梅, 刘炳, 董晓锋. Al_2O_3 颗粒增强 Al-Mn 合金基复合材料的制备及摩擦学性能[J]. 材料热处理学报, 2011, 32(7): 6-11.
- [10] LI Xin-mei, LIU Bin, DONG Xiao-feng. Fabrication and friction and wear behavior of Al_2O_3 particulates reinforced Al-Mn alloy matrix composites[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2011, 32(7): 6-11.
- [10] JIANG Lan, CUI Yan-zhou, SHI Yu-juan, DING You-dong, YUAN Fang-lan. Preparation and mechanical properties of in situ $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ composites by adding $\text{NH}_4\text{AlO}(\text{OH})\text{HCO}_3$ [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011(21): 2181-2185.
- [11] 杨真, 卢德宏, 陈飞帆, 魏绍生, 周明. 纳、微米 Al_2O_3 颗粒混杂增强铝基复合材料的磨损性能[J]. 润滑与密封, 2011, 36(2): 87-91.
- [12] YANG Zhen, LU De-hong, CHEN Fei-fan, WEI Shao-sheng, ZHOU Ming. Wear resistance of nanometer and micron Al_2O_3 particles reinforced aluminum matrix hybrid composites[J]. Lubrication Engineering, 2011, 36(2): 87-91.
- [12] 程和法, 黄笑梅, 苏勇. 固液原位反应生成 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{P})/\text{Al}$ 复合材料的研究[J]. 热加工工艺, 2001(1): 34-35.
- [13] CHENG He-fa, HUANG Xiao-mei, SU Yong. Study on $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{P})/\text{Al}$ composites fabricated by in-situ oxidation reaction between solid and molten Al[J]. Hot Working Technology, 2001(1): 34-35.
- [13] 孙淼, 郝斌, 刘克明, 杨滨. 原位 Al_2O_3 颗粒增强铜基复合材料的制备及微观组织[J]. 金属热处理, 2006(S1): 88-90.
- [14] SUN Miao, HAO Bin, LIU Ke-ming, YANG Bin. Fabrication and microstructure of Cu matrix composite strengthened by in-situ Al_2O_3 particulate[J]. Heat Treatment of Metals, 2006(S1): 88-90.
- [14] 董鹏, 严彪, 陈兴. $\text{TiB}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-TiAl}_3$ 颗粒增强铝基复合材料的制备方法[J]. 特种铸造及有色合金, 2009, 29(6): 553-556.
- [15] DONG Peng, YAN Biao, CHEN Xing. Preparation of $\text{TiB}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-TiAl}_3$ particulate reinforced aluminum matrix composites[J]. Special Casting and Nonferrous Alloys, 2009,

- 29(6): 553–556.
- [15] 兰晔峰, 张宝林, 王国斌. (TiB₂+Al₂O₃)增强铝基复合材料的组织分析与硬度测试[J]. 兰州理工大学学报, 2009, 35(4): 19–22.
- LAN Ye-feng, ZHANG Bao-lin, WANG Guo-bin. Analysis of microstructure and hardness test of Al-based composite with (TiB₂+Al₂O₃) strengthened[J]. Journal of Lanzhou University of Technology, 2009, 35(4): 19–22.
- [16] 艾桃桃, 王 芬, 冯小明, 郭从盛. 原位合成 Al₂O₃ 颗粒增强双相 TiAl 基复合材料的组织与性能[J]. 中国有色金属学报, 2007, 17(11): 1849–1854.
- AI Tao-tao, WANG Fen, FEGN Xiao-ming, GUO Cong-sheng. Microstructure and mechanical properties of in situ Al₂O₃ particles reinforced two-phase TiAl-based composites[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2007, 17(11): 1849–1854.
- [17] 刘慧敏, 张复懿, 吴宏明. 原位 Al₂O₃ 颗粒对 Al-Cu 合金二次加热组织的影响[J]. 材料热处理学报, 2011, 32(4): 38–42.
- LIU Hui-min, ZHANG Fu-yi, WU Hong-ming. Effect of in-situ Al₂O₃ particles on reheating microstructure of Al-Cu alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2011, 32(4): 38–42.
- [18] 黄赞军, 胡敦莞, 杨 滨, 张济山. 原位 Al₂O₃ 颗粒强化铝基复合材料的研究[J]. 金属学报, 2002, 38(6): 568–574.
- HUANG Zan-jun, HU Dun-yuan, YANG Bin, ZHANG Ji-shan. Study on in situ Al based composites reinforced by Al₂O₃ particles[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2002, 38(6): 568–574.
- [19] BELOV N A, ESKIN D G, AVXENTIEVA N N. Constituent phase diagrams of the Al-Cu-Fe-Mg-Ni-Si system and their application to the analysis of aluminium pison alloys[J]. Acta Materialia, 2005, 53: 4709–4722.

(编辑 龙怀中)