

汽车活塞用铝基复合材料的组织与力学性能

王波¹, 徐颖梅², 赵东宏¹

(1. 扬州工业职业技术学院, 江苏扬州 225127; 2. 南京航空航天大学, 江苏南京 210016)

摘要: 采用重力铸造和挤压铸造的方法制备了 ZAlSi12Cu1Mg1Ni1合金和不同尺寸 Al_2O_3 颗粒增强的 Al_2O_3 /ZAlSi12Cu1Mg1Ni1复合材料, 对比分析了铸态和T6热处理态合金的显微组织和拉伸力学性能。结果表明, 重力铸造条件下, Al_2O_3 /ZAlSi12Cu1Mg1Ni1复合材料中可见粗大枝晶状 α -Al、灰色颗粒状共晶Si相和形状不规则的黑色 Al_2O_3 相, 局部区域存在较为严重的团聚和显微孔洞; 而挤压压力为65 MPa, α -Al树枝晶已基本球化, 黑色 Al_2O_3 颗粒呈均匀、弥散分布, 基本消除了显微孔洞缺陷。在2种不同 Al_2O_3 颗粒尺寸(5 μm 和25 μm)的合金中, 主要物相都为 α -Al、Si和 Al_2O_3 相。施加挤压压力有助于提升2种合金的抗拉强度, 且T6热处理后强度相较铸态都有明显提升; 随着测试温度从室温上升至350 $^{\circ}C$, 合金的抗拉强度逐渐降低、断后伸长率逐渐升高, 且相同温度下 Al_2O_3 /ZAlSi12Cu1Mg1Ni1合金的抗拉强度和断后伸长率都要高于ZAlSi12Cu1Mg1Ni1合金, 这是由于具有较高硬度和高温稳定性的 Al_2O_3 颗粒可以细化 α -Al枝晶和共晶Si, 起到颗粒强化和弥散强化的作用。

关键词: ZAlSi12Cu1Mg1Ni1合金; Al_2O_3 ; 复合材料; 显微组织; 力学性能

作者简介:

王波(1979-), 男, 副教授, 研究方向为工程材料开发与应用。电话: 15062817668, E-mail: vb889901@163.com

中图分类号: TG174.2

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2021)01-0079-07

基金项目:

江苏省自然科学基金(BK20180495); 江苏省教育科学“十二五”规划2015年职教重点资助课题(B-a/2015/03/008); 扬州市校企合作专项基金(YZ2020177); 2019年扬州工业职业技术学院科研课题(2019xjzk002)。

收稿日期:

2020-07-19 收到初稿,
2020-09-30 收到修订稿。

活塞是汽车发动机汽缸体中做往复运动的机件, 其主要作用是承受汽缸中的燃烧压力, 并将此力通过活塞销和连杆传给曲轴。由于汽车活塞需要在高温高压高负荷和润滑不良的条件下工作, 恶劣的工作环境以及发动机安全稳定性的要求, 使得制造活塞的材料需要具有较高的比强度、良好的导热性、良好耐高温性能和耐腐蚀性能^[1]。目前, 汽车发动机活塞普遍采用相对密度小的铝合金制造, 然而虽然铸造铝合金活塞能够满足导热性好、比强度高要求, 但是其较差的高温性能在很大程度上限制了其应用。如何通过材料设计和现代冶金技术来制备具有良好综合性能的汽车活塞用材一直是亟待解决的问题^[2]。将纤维、颗粒和晶须等增强体加入铝合金熔体, 开发出铝基复合材料并应用于具有轻量化、较高高温强度和良好耐蚀耐磨性能要求的发动机活塞中, 已经被证实是较为可行的手段^[3]。其中, 颗粒增强铝基复合材料由于合成方法简单、增强体成本较低等特性而具有广泛的应用前景。科研工作者已经尝试采用自蔓延高温合成法、放热弥散法、热压烧结法、基础反应法和混合盐法等手段将SiC、TiB₂等增强体加入铝液中合成铝基复合材料^[4-5], 虽然已在硬度、耐磨性等方面取得了不错的改善, 但仍然存在增强体在基体中易于团聚以及出现孔洞缺陷等问题^[6-7]。

本研究拟通过熔体直接反应法结合挤压铸造的方法制备活塞用 Al_2O_3 /ZAlSi12Cu1Mg1Ni1复合材料, 并与常规ZAlSi12Cu1Mg1Ni1合金进行显微组织和拉伸性能对比, 探讨不同尺寸 Al_2O_3 颗粒的强化机理, 旨在拓宽高综合性能的活塞用铸造铝合金的开发与应用。

1 试验材料与方法

以高纯Al(99.90%)、高纯Mg(99.92%)、高纯Ni片(99.96%)、高纯Cu片(99.92%)、A356合金、Al粉(99.7%)、Al-20Si中间合金和颗粒尺寸为

5 μm /25 μm 的 SiO_2 粉末（与Al熔体发生置换反应形成 Al_2O_3 ）为原料，采用感应熔炼的方法制备ZAlSi12Cu1Mg1Ni1合金（以下简称合金A）。以合金A为基体，采用熔体直接反应法结合挤压铸造制备 Al_2O_3 /ZAlSi12Cu1Mg1Ni1复合材料（以下简称合金B， Al_2O_3 颗粒增强铝基复合材料）。具体工艺流程为：铝合金熔炼至735 $^\circ\text{C}$ 精炼和除气，静置15 min后加入混合粉末并进行机械搅拌；以780 r/min速度对熔体进行刀片剪切15 min，剪完后升温至985 $^\circ\text{C}$ 静置25 min；降温至735 $^\circ\text{C}$ 后加入中间合金和Cu片，完全熔化后静置25 min；超声振动15 min后加入高纯Mg并在735 $^\circ\text{C}$ 保温8 min；预热铁模（235 $^\circ\text{C}$ ）浇注。采用电感耦合等离子体发射光谱仪测得两种合金的主要元素成分如表1。

采用日本理学公司rigaku d/max 2400型X射线衍射仪对合金物相进行分析；金相试样经过机械打磨、抛光和keller试剂腐蚀后，在蔡司Axio Lab.A1型金相显微镜上观察；采用日本JSM IT500型钨灯丝扫描电镜观察不同状态合金的断面形貌；根据GB/T 228—2010《金属材料拉伸试验 第1部分-室温试验方法》，在Instron5900型拉伸试验机上进行室温拉伸性能测试，拉伸速率为2 mm/min，结果为3根试样平均值；根据GB/T 4338—2006《金属材料 高温拉伸试验方法》，在Instron5900型拉伸试验机上进行高温拉伸性能测试（150 $^\circ\text{C}$ 、200 $^\circ\text{C}$ 、250 $^\circ\text{C}$ 、300 $^\circ\text{C}$ 和350 $^\circ\text{C}$ ），到温后保温2 min后开始试验，拉伸速率为0.5 mm/min，结果取3根试样平均值。

2 试验结果与分析

图1为合金A的光学显微组织。对于重力铸造条件下的合金A，显微组织中可见枝晶状 α -Al和分布在晶界处的细条状/短棒状共晶Si相；65 MPa挤压铸造条件下合金A的显微组织中可见枝晶状 α -Al发生破碎、共

表1 试验合金的化学成分

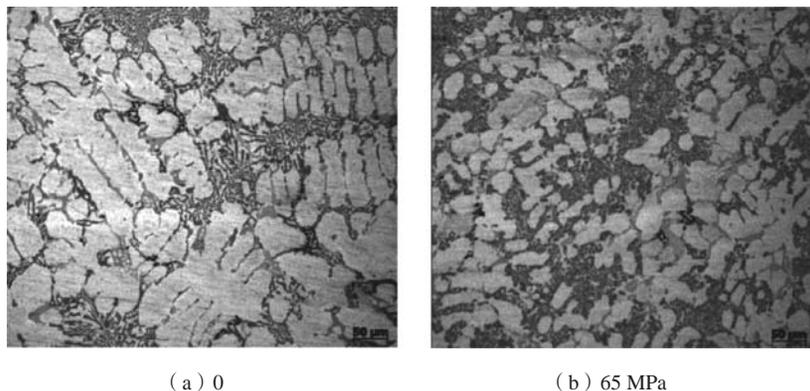
Table 1 Chemical composition of experimental alloys $w_B/\%$

试样	Si	Mg	Cu	Ni	Fe	Al
合金A	11.22	0.89	1.30	1.13	0.14	余量
合金B	11.46	0.87	1.32	1.09	0.15	余量

晶Si发生球化而转变成颗粒状。

图2为合金B（25 μm - Al_2O_3 ）的光学显微组织。重力铸造条件下，合金B中可见粗大枝晶状 α -Al、灰色颗粒状共晶Si相和形状不规则的黑色 Al_2O_3 相，局部区域存在较为严重团聚，且团聚颗粒由于与基体的润湿性较差而容易与空气结合而在团聚区域形成显微孔洞^[8]（图2b箭头所示）；当挤压压力为35 MPa时，粗大枝晶状 α -Al和尺寸较大的 Al_2O_3 颗粒发生破碎，团聚和显微孔洞数量有所减少，但是由于 SiO_2 与铝液的润湿性较差，局部区域仍然存在团聚和分散不均的现象；继续增加挤压压力至65 MPa， α -Al树枝晶已基本球化，黑色 Al_2O_3 颗粒呈均匀、弥散分布，铝合金熔体在挤压压力下与 Al_2O_3 颗粒紧密结合，基本消除了显微孔洞缺陷。

图3为合金B（5 μm - Al_2O_3 ）的光学显微组织。重力铸造条件下，合金B中可见初生 α -Al、共晶Si相和黑色 Al_2O_3 颗粒，局部区域存在团聚和显微孔洞；当挤压压力为35 MPa时， Al_2O_3 颗粒在基体中的分布较为均匀，显微孔洞数量有所减少，但是局部区域仍然可见颗粒团聚现象；继续增加挤压压力至65 MPa， Al_2O_3 颗粒较为细小且在基体中呈弥散分布特征，组织较为细密，孔洞缺陷消失。结合图2的不同挤压压力下合金B（25 μm - Al_2O_3 ）的显微组织可知，对合金B进行挤压铸造过程中，挤压压力的施加可以起到破碎枝晶和增加组织均匀化的作用。此外，挤压压力的存在还可以促进熔体补缩、消除团聚和孔洞等缺陷^[9]，改善合金的致密性。



(a) 0

(b) 65 MPa

图1 合金A的显微形貌

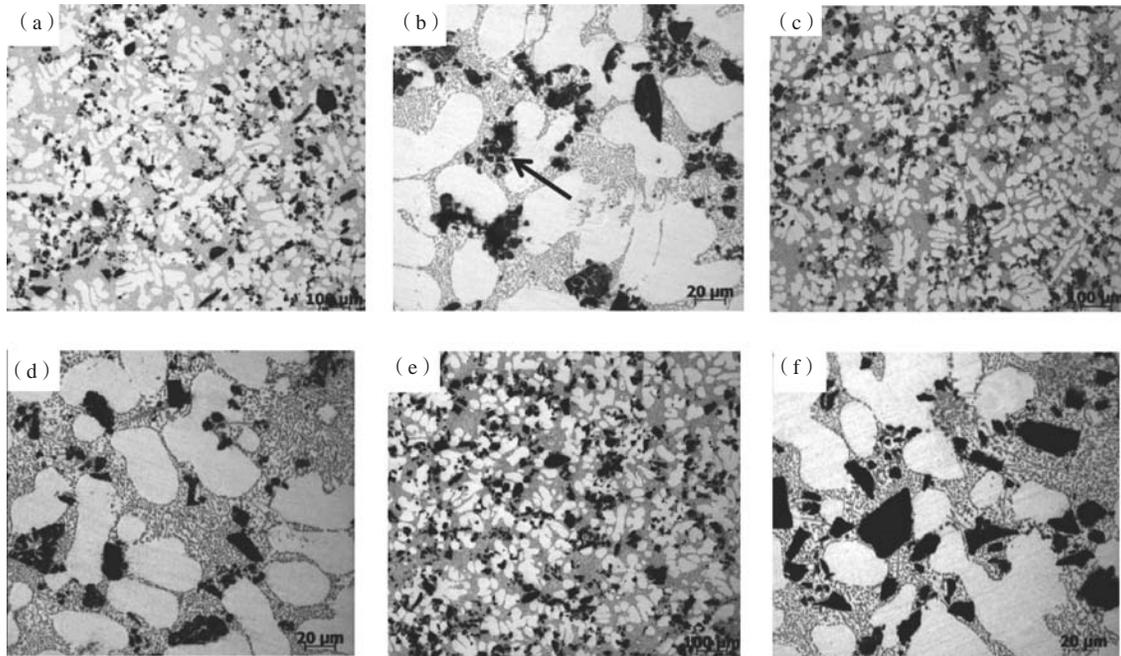
Fig. 1 Microstructure of alloy A under gravity casting and squeeze casting

对2种不同 Al_2O_3 颗粒尺寸(5 μm 和25 μm)的合金B进行X射线衍射分析,结果如图4。其中,挤压压力都为65 MPa。对比分析可知,2种不同 Al_2O_3 颗粒尺寸的合金B中其主要物相都为 $\alpha\text{-Al}$ 、Si和 Al_2O_3 相,未见 SiO_2 以及其他杂质相衍射峰。由此可见,合金B中的铝

熔体已经将 SiO_2 中的Si元素进行了置换并形成 Al_2O_3 颗粒,具体反应过程见式(1)^[10]。



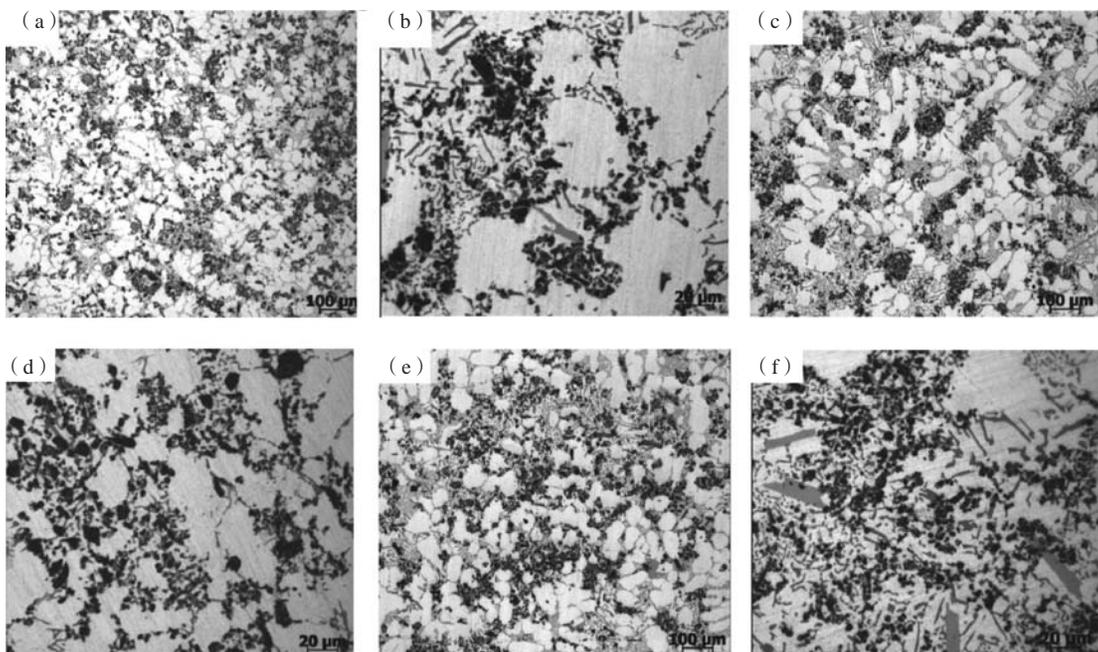
图5为铸态和热处理态合金B(5 $\mu\text{m}\text{-Al}_2\text{O}_3$)的显微组织,挤压压力为65 MPa。铸态合金B的显微组织中



(a)、(b) 无挤压压力; (c)、(d) 35 MPa; (e)、(f) 65 MPa

图2 合金B(25 $\mu\text{m}\text{-Al}_2\text{O}_3$)的显微组织

Fig. 2 Microstructure of alloy B reinforced by 25 $\mu\text{m}\text{-Al}_2\text{O}_3$ particles under gravity casting and squeeze casting



(a)、(b) 无挤压压力; (c)、(d) 35 MPa; (e)、(f) 65 MPa

图3 合金B(5 $\mu\text{m}\text{-Al}_2\text{O}_3$)的显微组织

Fig. 3 Microstructure of alloy B reinforced by 5 $\mu\text{m}\text{-Al}_2\text{O}_3$ particles under gravity casting and squeeze casting

可见灰色针状共晶Si相，黑色 Al_2O_3 相弥散分布，未见明显孔洞缺陷存在；经过T6热处理后，针状共晶硅相转变为短棒状或颗粒状，而黑色 Al_2O_3 相的尺寸与形貌未发生明显改变，这主要是由于 Al_2O_3 陶瓷颗粒具有较高的热稳定性，在T6热处理温度范围内不会对其产生明显影响^[11]。

表2为铸态和热处理态合金的室温拉伸性能测试结果。无论是铸态还是T6热处理态，挤压压力为35 MPa和65 MPa时合金A和合金B的抗拉强度都高于重力铸造合金，可见施加挤压压力有助于提升合金的强度；在相同挤压压力下，铸态合金的抗拉强度从高至低顺序：合金B（5 μm - Al_2O_3 ）>合金B（25 μm - Al_2O_3 ）>

合金A，热处理态合金的抗拉强度从高至低顺序：合金B（5 μm - Al_2O_3 ）>合金A>合金B（25 μm - Al_2O_3 ），且T6热处理后合金A和合金B的抗拉强度相较铸态都有明显提升。这主要是因为合金B（5 μm - Al_2O_3 ）中 Al_2O_3 颗粒尺寸较小，且施加压力为65 MPa时合金中 Al_2O_3 颗粒分布均匀，组织致密性较好，而合金B（25 μm - Al_2O_3 ）中 Al_2O_3 颗粒尺寸分布不均，局部还存在团聚现象，室温抗拉强度会相对较低；经过T6热处理后，固溶过程中会出现共晶硅相和初生 Al_2Cu 相的回溶以及时效处理过程中细小 $\text{Mg}_2\text{Si}/\text{Al}_2\text{Cu}$ 相的析出过程，可以起到沉淀强化作用^[12]，因此T6热处理态合金的强度会有所提升。

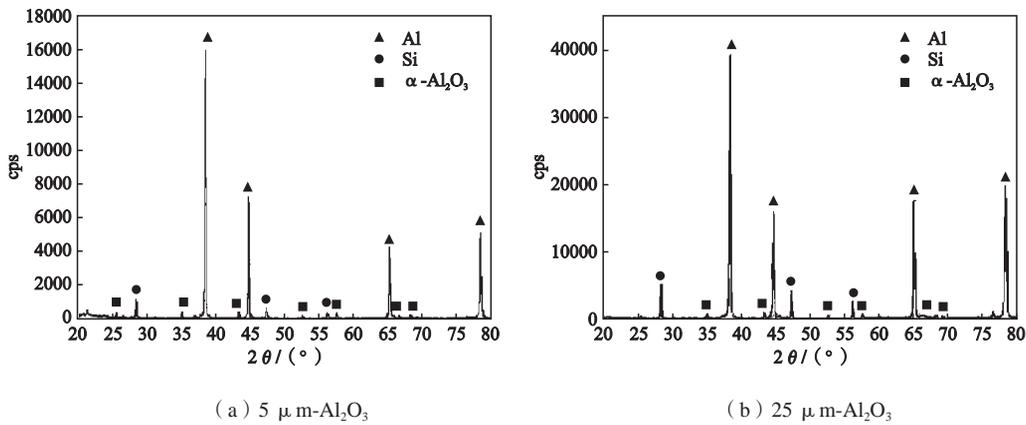
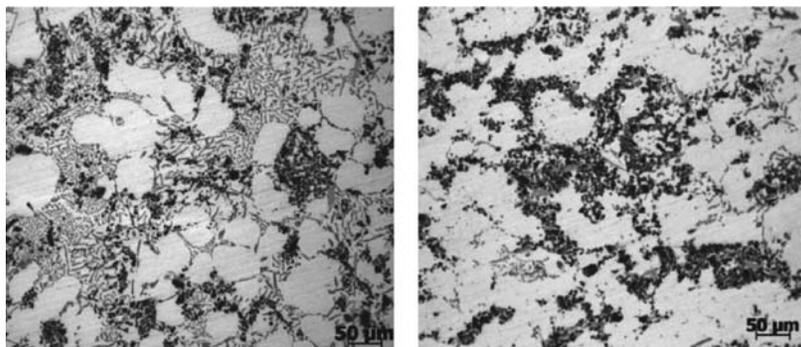


图4 合金B的XRD图谱
Fig. 4 XRD pattern of alloy B



(a) 铸态 (b) 热处理态

图5 合金B（5 μm - Al_2O_3 ）的显微组织

Fig. 5 Microstructure of alloy B reinforced by 5 μm - Al_2O_3 particles in as cast and heat treatment conditions

表2 铸态和热处理态合金的室温抗拉强度测试结果

Table 2 Test results of tensile strength of as cast and heat treated alloys at room temperature /MPa

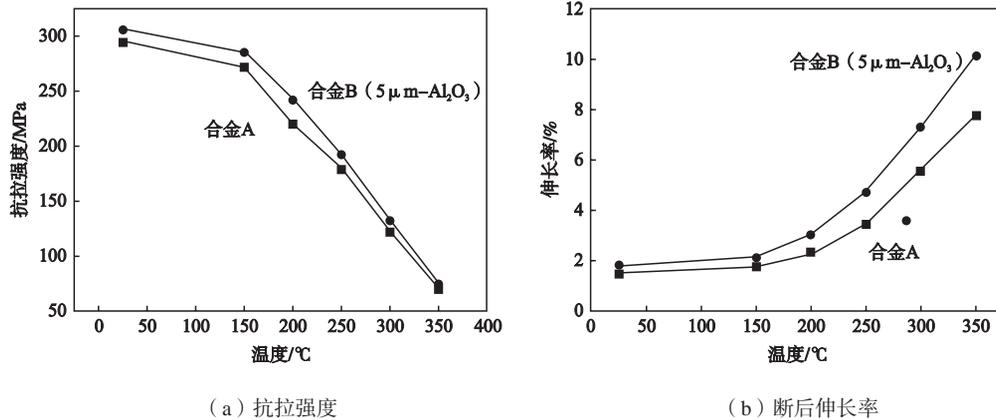
挤压 压力	铸态			T6热处理态		
	合金A	合金B（25 μm - Al_2O_3 ）	合金B（5 μm - Al_2O_3 ）	合金A	合金B（25 μm - Al_2O_3 ）	合金B（5 μm - Al_2O_3 ）
0	180	188	292	275	270	278
35	192	197	202	285	282	289
65	204	210	217	296	290	305

图6为T6热处理态合金的高温拉伸性能测试结果, 挤压压力为65 MPa。从抗拉强度测试结果来看, 随着测试温度的升高, 合金A和合金B ($5 \mu\text{m-Al}_2\text{O}_3$) 的抗拉强度都呈现逐渐降低的趋势, 且相同测试温度下合金B ($5 \mu\text{m-Al}_2\text{O}_3$) 的抗拉强度更高; 此外, 在温度为150 °C时, 合金的抗拉强度与室温抗拉强度相差不大, 而当温度高于150 °C时抗拉强度下降较为明显。从断后伸长率测试结果来看, 随着测试温度的升高, 合金A和合金B ($5 \mu\text{m-Al}_2\text{O}_3$) 的断后伸长率都呈现逐渐升高的趋势, 且相同测试温度下合金B ($5 \mu\text{m-Al}_2\text{O}_3$) 的断后伸长率更高; 此外, 在温度为150 °C时, 合金的断后伸长率与室温状态相差不大, 而当温度高于150 °C时断后伸长率增加较为明显。在高温下, 合金B ($5 \mu\text{m-Al}_2\text{O}_3$) 的抗拉强度和断后伸长率都要高于合金A, 这主要是因为合金B中弥散分布的细小 Al_2O_3 颗粒具有较高的硬度、强度和高温稳定性, 当 Al_2O_3 颗粒加入合金B ($5 \mu\text{m-Al}_2\text{O}_3$) 中后, 其拉伸性能得到改善的原因在于^[13-15]: (1) 承载过程中应力会由弹性模量小的基体传递至弹性模量高的硬质颗粒, 且后者会对基体合

金起到一定约束作用而产生强化效应; (2) 细小 Al_2O_3 颗粒对位错的钉扎而产生位错强化; (3) Al_2O_3 颗粒的加入会提高形核率并细化合金晶粒, 从而产生细晶强化。此外, T6态合金B ($5 \mu\text{m-Al}_2\text{O}_3$) 具有较高强塑性的原因还与其改善了基体组织中共晶硅形貌以及时效热处理后 $\text{Mg}_2\text{Si/Al}_2\text{Cu}$ 相的弥散析出而起到沉淀强化作用有关^[16]。

图7为挤压压力为65 MPa时T6态合金的室温拉伸断口形貌。对比分析可知, 合金A的断口主要以解理断口为主, 解理台阶尺寸较大; 合金B ($5 \mu\text{m-Al}_2\text{O}_3$) 的断口中可见细小解理面、撕裂棱和少量韧窝, 塑性相对较好。断口形貌的观察结果与图6的测试结果相吻合, 即T6态合金B ($5 \mu\text{m-Al}_2\text{O}_3$) 的断后伸长率高于合金A。

图8为挤压压力为65 MPa时T6态合金B ($5 \mu\text{m-Al}_2\text{O}_3$) 的高温拉伸断口形貌。当测试温度为150 °C时, 拉伸断口中可见解理台阶和少量细小韧窝, 表现为脆性断裂特征; 当测试温度上升至350 °C时, 拉伸断口中可见细小韧窝和撕裂棱, 表现为韧性断裂特征。高温拉伸断口形貌观察结果与图6相吻合。

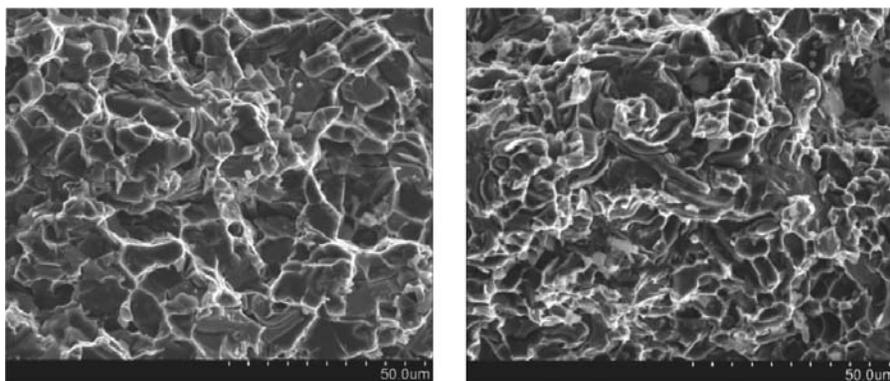


(a) 抗拉强度

(b) 断后伸长率

图6 T6态合金B的高温拉伸性能

Fig. 6 High temperature tensile properties of T6 heat-treated alloy B



(a) 合金A

(b) 合金B ($5 \mu\text{m-Al}_2\text{O}_3$)

图7 挤压压力为65 MPa时T6态合金的室温拉伸断口形貌

Fig. 7 Tensile fracture morphologies of alloys A and B at room temperature under 65 MPa extrusion pressure

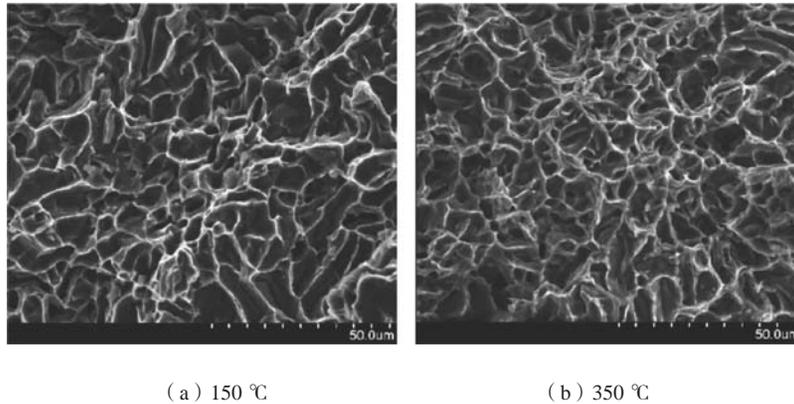


图8 挤压压力为65 MPa时T6态合金B (5 μm-Al₂O₃) 的高温拉伸断口形貌

Fig. 8 High temperature tensile fracture morphology of alloy B reinforced by 5 μm-Al₂O₃ particles under 65 MPa extrusion pressure

3 结论

(1) 重力铸造合金B中可见粗大枝晶状α-Al、灰色颗粒状共晶Si相和形状不规则的黑色Al₂O₃相, 局部区域存在较为严重团聚和显微孔洞; 挤压态合金B中粗大枝晶状α-Al和尺寸较大的Al₂O₃颗粒发生破碎, 团聚和显微孔洞数量有所减少, 在挤压压力为65 MPa时基本消除了显微孔洞缺陷。

(2) 2种不同Al₂O₃颗粒尺寸(5 μm和25 μm)的合金B中的主要物相都为α-Al、Si和Al₂O₃相, 未见SiO₂以及其他杂质相衍射峰。

(3) 挤压态合金A和合金B的抗拉强度都高于重力铸造合金, T6热处理后合金A和合金B的抗拉强度相较铸态都有明显提升; 随着温度从室温上升至350 °C, 合金A和合金B(5 μm-Al₂O₃)的抗拉强度逐渐降低、断后伸长率逐渐升高, 且相同温度下合金B(5 μm-Al₂O₃)的抗拉强度和断后伸长率都要高于合金A。

参考文献:

- [1] 段洪波, 李远, 杨伟, 等. Al-Si-Cu-Mg-Ni活塞合金热压缩变形行为研究 [J]. 西安工业大学学报, 2019, 39 (3): 311-317.
- [2] 毛安南, 顿亚鹏, 林锦明, 等. SiC颗粒增强铝基复合材料搅拌铸造过程数值模拟 [J]. 铸造, 2020, 69 (3): 228-232.
- [3] 徐进康, 陈刚, 张振亚, 等. 挤压铸造对重熔原位α-Al₂O₃/ZL109复合材料组织与性能的影响 [J]. 中国有色金属学报, 2019, 29 (3): 474-483.
- [4] WANG Y F, ZHAO S D, ZHANG C Y. Microstructures and mechanical properties of semi-solid squeeze casting ZL104 connecting rod [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2018, 28 (2): 235-243.
- [5] 吴瑞瑞, 袁铮, 李秋书, 等. 挤压法制备Al₂O₃/Al铝基复合材料的组织及性能 [J]. 铸造, 2017, 66 (1): 29-32.
- [6] SENTHIL P, AMIRTHAGADESWARAN K S. Experimental investigation on the effect of applied pressure on microstructure and mechanical properties of squeeze cast AC2A aluminium alloy [J]. Australian Journal of Mechanical Engineering, 2012, 10 (1): 9-15.
- [7] 张再磊, 陈刚, 赵玉涛, 等. 挤压铸造对α-Al₂O₃/ZL109复合材料组织与性能的影响 [J]. 特种铸造及有色合金, 2017, 37 (1): 83-86.
- [8] MOKHNACHE E O, WANG G S, GENG L, et al. In situ Al based composites fabricated in Al-SiO₂-C system by reaction sintering [J]. Jom, 2015, 67 (7): 1505-1514.
- [9] SEKAR K, ALLESU K, JOSEPH A. Effect of T6 heat treatment in the microstructure and mechanical properties of A356 reinforced with nano Al₂O₃ particles by combination effect of stir and squeeze casting [J]. Procedia Materials Science, 2014, 5: 444-453.
- [10] HU J, LIU J, WANG C, et al. Effect of TiN-coated Al powders on the microstructure and mechanical properties of A356 alloy [J]. Journal of Materials Engineering & Performance, 2017, 26 (1): 51-60.

- [11] 吴瑞瑞, 王荣峰, 李秋书, 等. 转喷微注法制备 $\text{Al}_2\text{O}_3/7075$ 铝基复合材料的组织及力学性能 [J]. 铸造, 2018, 67 (8): 695-698.
- [12] EL-KADY E Y, MAHMOUD T S, EL-BETAR A, et al. Dynamic behaviour of cast A356/ Al_2O_3 aluminum metal matrix nanocomposites [J]. Materials Sciences & Applications, 2012, 3 (11): 815-820.
- [13] YANG K, AN L N, CHENG L F. Microstructure and tribological behavior of Al_2O_3 particle reinforced Al matrix composites fabricated by spark plasma sintering [J]. Journal of Wuhan University of Technology, 2019, 34 (5): 1013-1017.
- [14] SINGLA A, GARG R, SAXENA M. Effect of heat treatment on microstructure and tensile properties of A356/ V_2O_5 insitu composites [J]. International Journal of Manufacturing, 2016, 6 (3): 1-10.
- [15] CHANDRASHEKAR A, AJAYKUMAR B S, REDDAPPA H N. Mechanical, structural and corrosion behaviour of AlMg4.5/Nano Al_2O_3 metal matrix composites [J]. Materials Today Proceedings, 2018, 5 (1): 2811-2817.
- [16] PUROHIT R, QURESHI M M U, JAIN A. Forming behaviour of aluminium matrix nano Al_2O_3 composites for automotive applications [J]. Advances in Materials and Processing Technologies, 2020, 6 (2): 324-335.

Microstructure and Mechanical Properties of Aluminum Matrix Composite for Automobile Piston

WANG Bo¹, XU Ying-mei², ZHAO Dong-hong¹

(1. Yangzhou Polytechnic Institute, Yangzhou 225127, Jiangsu, China; 2. Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, Jiangsu, China)

Abstract:

ZAlSi12Cu1Mg1Ni1 alloy and $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZAlSi12Cu1Mg1Ni1}$ composite reinforced by Al_2O_3 particles of different sizes were prepared by gravity casting and squeeze casting. The microstructure and tensile properties of as-cast and T6 heat-treated alloys were compared and analyzed. The results show that under the condition of gravity casting, there are coarse dendrite like α -Al, gray granular eutectic Si and irregular black Al_2O_3 phase in $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZAlSi12Cu1Mg1Ni1}$ composite, and there exist serious agglomerations and micro holes in some areas; under the extrusion pressure of 65 MPa, the α -Al dendrites are mostly spheroidized, and the black Al_2O_3 particles are evenly distributed and dispersed, basically eliminating the micro hole defect. The main phases in the composites with the Al_2O_3 particle size of 5 μm and 25 μm are all α -Al, Si and Al_2O_3 . The tensile strength of the two alloys is improved by applying extrusion pressure, and the strength of the alloy in T6 heat treatment condition is significantly higher than that of as-cast alloy. With increasing test temperature from room temperature to 350 $^\circ\text{C}$, the tensile strength of the alloy gradually decreases, and the elongation gradually increases. At the same temperature, the tensile strength and elongation of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZAlSi12Cu1Mg1Ni1}$ alloy are higher than that of ZAlSi12Cu1Mg1Ni1 alloy, this is mainly due to the fact that Al_2O_3 particles with high hardness and high temperature stability can refine the α -Al dendrite and eutectic Si, which plays a role in the particle strengthening and dispersion strengthening.

Key words:

ZAlSi12Cu1Mg1Ni1; Al_2O_3 ; composite; microstructure; mechanical properties