

文章编号: 1004-0609(1999)04-0744-04

残余孔洞对莫来石短纤维/ZL109 复合材料强度的影响^①

赵平 高升吉 沈保罗 涂铭旌
(四川大学 金属材料系, 成都 610065)

摘 要: 运用挤压铸造工艺中不同的保压压强: 6 MPa, 30 MPa, 60 MPa, 110 MPa 和 156 MPa 制备 3 种相同纤维体积分数的莫来石短纤维增强铝基复合材料, 并测定其拉伸强度。不同基体的复合材料拉伸强度均随保压压强增高而提高。讨论了莫来石短纤维/ZL109 复合材料残余空洞尺寸与保压压强的关系和残余空洞在 T6 处理过程中的长大现象及原因。结果表明, 气孔类残余孔洞初始尺寸和最终尺寸与保压压强有关, 并显著影响莫来石短纤维增强铝基复合材料的拉伸强度。

关键词: 莫来石纤维/ZL109 复合材料; 残余孔洞; 抗拉强度

中图分类号: TB333

文献标识码: A

用 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ 系短纤维增强铝合金的复合工艺、强度特性的研究, 主要集中在分析复合材料的断裂机制^[1]和在某些条件下它们的强度低于基体合金强度, 且强度数据的分散度也较大的原因等方面^[2], 很少有研究工艺因素对复合材料强度影响的分析。研究工艺因素, 如保压压强, 涉及复合材料中的缺陷及其对复合材料强度的影响。Long 等^[3]分析了短纤维增强金属基复合材料中气孔类缺陷的成因, 认为预制块中纤维微观上的不均匀分布和合金液的优先浸渗行为, 必然在高密度纤维区的小间隙处造成空气被包围; 浸渗过程中被流动前沿包住的空气, 其体积随浸渗压力增加而变化, 最终被赶入小尺寸的间隙中, 如果最终压力不甚高, 则被包围的空气形成未充满的缺陷。Chadwick^[4]则认为, 被包围在合金液体内的空气中的氧和氮与合金中的铝生成氧化铝和氮化铝, 剩下的气体则被压缩成非常小的气孔。资料证明挤压铸造工艺制备的金属基复合材料存在气孔, 但尚无关于气孔类缺陷尺寸对复合材

料强度影响的报道。

作者采用多级保压压强制备 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2/\text{Al}$ 复合材料, 分析了复合材料中孔洞尺寸在制备及热处理中的变化情况及其对复合材料强度的影响。

1 试验方法与过程

用 L101 和 ZL109 作基体合金, 其成分(体积分数)分别为 $\text{Al-7.65Si-0.12Cu-0.41Mg-0.09Nb-0.05Mn-0.34Fe}$ 和 $\text{Al-11.85Si-0.98Cu-0.85Mg-0.95Nb-0.09Mn-0.28Fe}$ 。

用洛阳耐火材料研究院产的莫来石纤维作增强体。用挤压铸造法制取 M/ZL101, M/ZL109 和 M/ZL109(B) 复合材料(M 表示莫来石短纤维, B 表示用 0.7% 富铈混合稀土作了变质处理); 纤维的体积分数均为 8%。

挤压铸造工艺参数: 预制块预热温度 500 °C, 模具预热温度 400 °C, 基体合金液浇注温度 720 °C, 保压压强分别为 6, 30, 60,

① 国家自然科学基金资助项目 59631080

收稿日期: 1998-10-05; 修回日期: 1999-03-15 赵平(1954-), 男, 副教授, 博士

110 和 156 MPa; 保压时间均为 1 min。

将在不同保压压强下得到的上述 3 种复合材料加工成拉伸试棒, 在岛津 AG-TA10 电子拉伸试验机上作室温拉伸试验。

2 试验结果

由拉伸试验强度的平均值, 得到 3 种复合材料强度随保压压强变化的关系(图 1)。

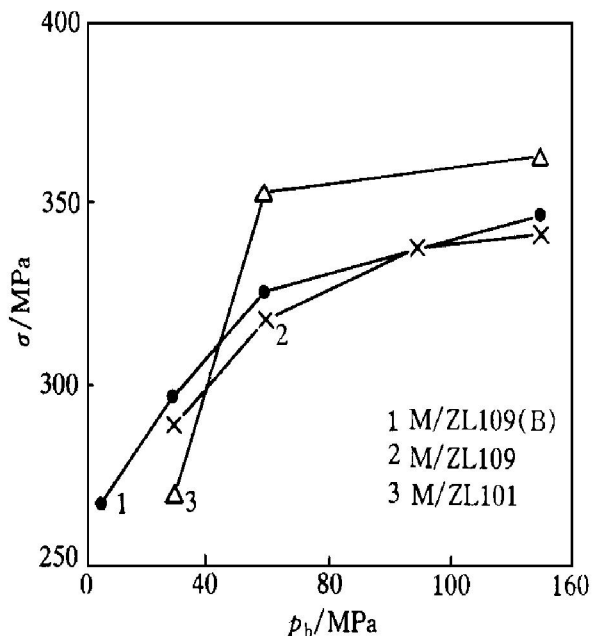


图 1 保压压强对复合材料强度的影响

Fig. 1 Influence of pressure(p_b) on UTS (σ) of composites

图 2 所示为在保压压强 30 MPa 条件下制备的、拉伸强度为 270 MPa 的 M/ZL109 复合材料在扫描电镜下的断口形貌。图 3 为在保压压强 156 MPa 条件下制备的拉伸强度等于 347 MPa 的 M/ZL109 复合材料断口形貌。

图 1 表明, 3 种体系复合材料的强度均随保压压强增高而提高, 保压压强 < 60 MPa 时, 材料强度的提高幅度较大; 当保压压强 ≥ 60 MPa 时, 材料强度的提高幅度减小。

对比 M/ZL109 和 M/ZL109(B) 的强度随保压压强变化的情况, 可知, 上述复合材料是否作变质处理, 对其强度无明显影响。

3 讨论

经实验及实验数据分析证明, 由挤压铸造



图 2 M/ZL109 断口形貌

Fig. 2 Fracture morphology of M/ZL109
 $p_b = 30$ MPa, $\sigma_b = 270$ MPa

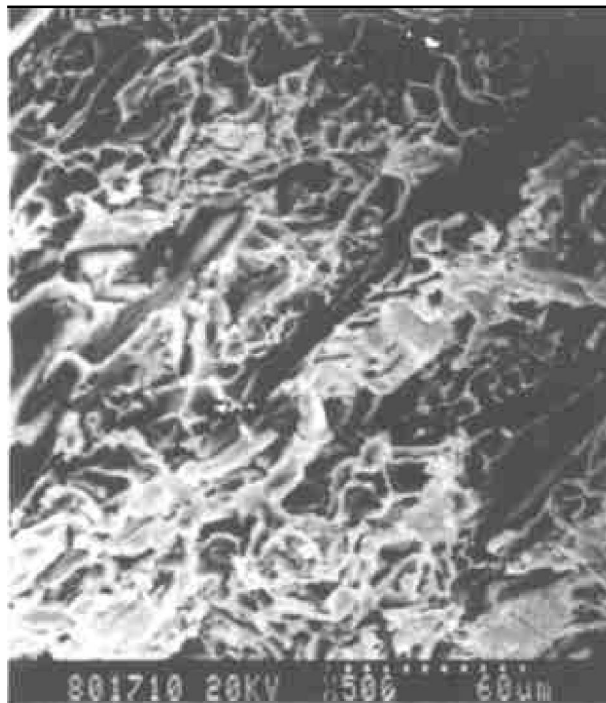


图 3 M/ZL109 断口形貌

Fig. 3 Fracture morphology of M/ZL109
 $p_b = 156$ MPa, $\sigma_b = 347$ MPa

工艺制备的莫来石短纤维/ZL109 复合材料, 不可避免地存在未被液态金属完全充满的空间(称为未充满孔洞), 且其中占体积 79% 的氮气可视为理想气体, 其体积与压强、温度的关系

符合理想气体方程:

$$p_1 V_1 / T_1 = p_2 V_2 / T_2 \quad (1)$$

设温度不降低, 由(1)式可得: 经保压压强 6 MPa, 30 MPa, 60 MPa, 110 MPa 和 156 MPa 保压后, 复合材料中的气孔半径计算值分别为 1.67 μm , 0.98 μm , 0.78 μm , 0.64 μm 和 0.57 μm , 即经较小压强保压的复合材料中气孔半径较大。图 4 所示为气孔半径计算值与复合材料强度的关系, 随着气孔半径增大, 3 种复合材料的强度均降低。

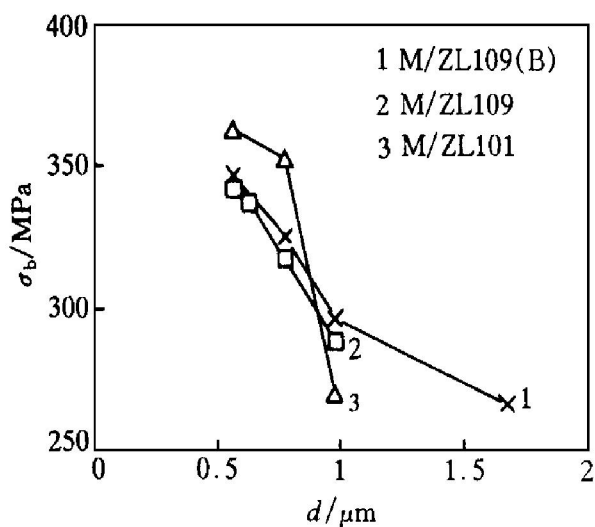


图 4 气孔尺寸对强度的影响

Fig. 4 Influence of interspace dimension on UTS

除了金属液体未完全充填的微小空间外, 还有在浸渗过程中被金属液体流动前沿所围住的充满空气的空间, 其体积也会在保压过程中减小, 最终尺寸也决定于保压压强。但这类孔洞(称为前沿包围孔洞)的初始体积远远大于未充满孔洞的体积, 所以其最终尺寸也比未充满孔洞的尺寸大得多。前沿包围孔洞的尺寸变化对于复合材料强度的影响与未充满孔洞的影响一致。图 4 所示气孔尺寸对强度的影响也有这种流动前沿所包围的孔洞的作用。

试验材料中的孔洞在热处理过程中发生膨胀, 试样表面鼓泡。将 M/ZL109 试样的 d 80 mm 车削平面在 510 $^{\circ}\text{C}$ 下长时间保温, 观察到如图 5, 6 所示的鼓泡现象。图 5 中试样左边为车削平面, 原为直边, 在热处理过程中, 靠近表

面的气孔膨胀使该直边局部变为弧形。图 6 为局部放大图, 可看到孔洞边沿的纤维。

表面鼓泡的原因为: 凝固后的复合材料中气孔周围的基体中存在 156.1 MPa 的应力, 当温度由室温升高到 510 $^{\circ}\text{C}$ 时, ZL109 基体材料的强度低于 156.1 MPa, 在没有外加压力的条件下, 接近表面的基体材料因气孔中的空气压力, 导致试样表面鼓泡。

孔洞膨胀的另一个原因是, 过饱和溶解于基体材料中的气体(如氢)原子, 在很快凝固的

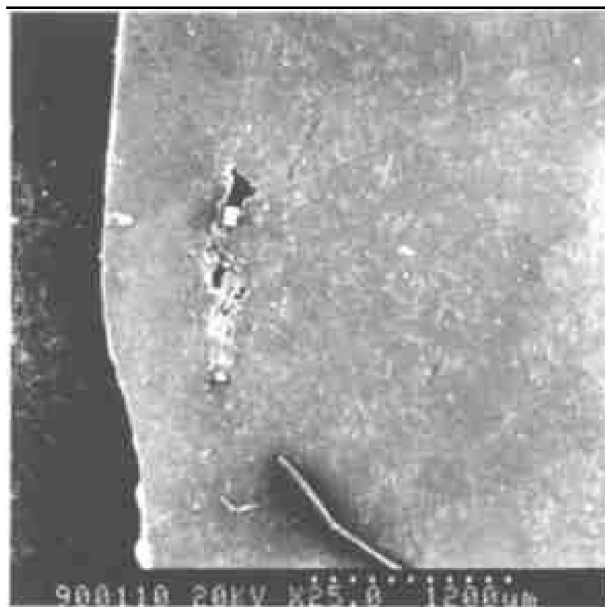


图 5 鼓泡在试样平面上造成的弧面

Fig. 5 Cambered surface resulted from growth of air hole

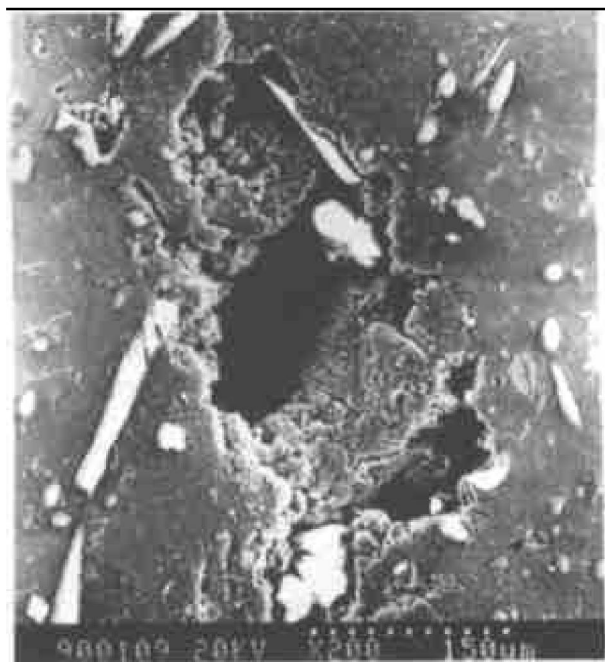


图 6 气孔与纤维在一起

Fig. 6 An air hole with fibres

过程中进入孔洞。在预制块的激冷作用和压力下,基体合金液的冷却速度很快,其中的气体来不及析出而保留在基体中。文献[5]指出,固态铝中氢的溶解度仅为 $0.03 \sim 0.36 \mu\text{L/g}$,而达到铝的熔点温度后,氢在铝液中的溶解度可达 $6.6 \sim 6.9 \mu\text{L/g}$ 。随温度升高,氢的溶解度也提高,故本试验基体合金液中的气体必然形成过饱和溶解,在 510°C 保温时,部分氢从基体析出进入气孔中,使其体积增大。

表面鼓泡现象也说明材料中不仅存在气孔,而且其中的气体压力很高,因而在凝固后的合金材料中造成较高的应力。

经受较小压强保压、拉伸强度较低的 212 号试样断口,存在较大的孔洞,如图 2 所示。显然,这样的孔洞是合金溶液流动前沿包围空气所形成的孔洞,并不是未完全填充的纤维间隙。而经受较大压强保压、拉伸强度较高的 242 号试样断口,即使放大倍数更大也看不到明显的孔洞(见图 3)。试验所用的另外 2 种复合材料断口上也存在这样的情况。

根据文献分析, M/ZL109 复合材料在常温下的断裂,主要由与拉伸方向呈大角度相交的纤维与基体脱粘所致。用挤压铸造法制备的

复合材料中,气孔往往存在于纤维与基体之间的界面上,很容易成为界面脱粘的起源。显然,气孔半径的大小,会影响到复合材料的强度,这就可以解释图 1 所描述的复合材料强度随保压压强增高而提高的现象了。

由此可以认为,保压压强决定了复合材料中气孔类孔洞的尺寸,从而对挤压铸造复合材料的强度产生显著影响。

REFERENCES

- 1 Zhang Jixi(张吉喜), Yang Chuan(杨川) and Liu Shikai(刘世楷). *Acta Material Composite Sinica*(复合材料学报). 1997, 14(1): 27.
- 2 Zhang Maoxun(张茂勋), Chen Xiao(陈晓), Qian Kuangwu(钱匡武) *et al.* *Acta Material Composite Sinica*(复合材料学报). 1997, 14(1): 15.
- 3 Long S, Zhang Z and Flower H M. *Acta Metall. Mater.* 1995, 43(9): 3489.
- 4 Chadwick G A. *Mater Sci and Eng.* 1991, A135: 23.
- 5 Zhang Chengfu(张承甫) *et al.* *Purification and Modification of Melting Metal*(液态金属的净化与变质). Shanghai: Shanghai Science and Technology Press. 1989: 70.

Influence of residual holes on tensile strength of mullite short-fibre/ ZL109 composites

Zhao Ping, Gao Shengji, Shen Baoluo, Tu Mingjing

Department of Metal Materials, Sichuan University, Chengdu 610065

Abstract: The mullite short-fibre reinforced Al matrix composites with the same volume fraction of fibre and different matrixes were fabricated by squeeze casting with different maintaining pressures for solidification, and the ultimate tensile strength (UTS) of the composites were tested. It is found that the UTS rose with the increase of the maintaining pressure for solidification. The relationship between the dimension of the air hole and the pressure for solidification has been discussed, and the factors resulting in growth of the air hole in a mullite/ZL109 composites in the process of the heat treatment have been analyzed. It is suggested that the pressure for solidification mostly affected the early and last dimension of the air holes, and the last dimension of the air hole played an important role for the UTS of the mullite short-fibre reinforced Al matrix composites.

Key words: Mullite/ZL109 composite; residual air hole; ultimate tensile strength

(编辑 张曾荣)