

喷射沉积 Al-2.15Li-1.28Mg-1.26Cu-0.10Zr 合金的拉伸断裂行为^①

崔成松 范洪波 来忠红 蒋祖龄 李庆春

(哈尔滨工业大学材料科学与工程学院, 哈尔滨 150001)

米国发

(北京航空材料研究所, 北京 100095)

摘 要 采用新型的喷射沉积工艺制备了 Al-2.15Li-1.28Mg-1.26Cu-0.10Zr 合金, 对其不同时效状态的拉伸性能及断裂行为进行了研究。实验结果表明, 喷射沉积 Al-Li 合金经 190 °C、20 h 时效后达到峰时效状态, 此时材料的综合性能最优($\sigma_b = 528$ MPa, $\sigma_{0.2} = 420$ MPa, 延伸率为 12%)。固溶淬火态实验合金拉伸断口为完全穿晶韧窝型。时效态合金的断裂方式为穿晶和沿晶混合型。随时效时间的延长, 沿晶断裂的比例增加。实验合金沿晶断裂的原因是位错的共面滑移、晶界无析出区和晶界平衡相的析出。

关键词 喷射沉积 快速凝固 Al-Li 合金 显微组织 拉伸性能

Al-Li 合金具有低密度、高比强度和高比刚度的特点, 可以减轻宇航飞行器结构件的重量, 是航空航天工业中很有发展前途的轻质结构材料, 有关研究近年来取得了很大进展^[1, 2]。快速凝固技术通常可获得高达 $10^3 \sim 10^6$ °C/s 的冷却速度, 可以细化组织、减小偏析、提高合金化元素的固溶度并形成亚稳相, 使材料的性能显著提高^[3, 4]。目前制备 Al-Li 合金的快速凝固方法通常为快速凝固粉末冶金法(RSPM)。但是, RSPM Al-Li 合金的塑性和韧性较差, 甚至低于 IM Al-Li 合金, 这就限制了 Al-Li 合金性能的充分发挥。喷射沉积是一种新型的快速凝固技术, 它将金属熔体的雾化和沉积成形合为一体, 可直接由液态金属制备大块预成形坯件, 克服了 RSPM 法氧化严重及原始颗粒界面的问题, 用它制备的 Al-Li 合金在塑、韧性方面有很大的改善^[5, 6]。本文采用新型的喷射沉积工艺制备了 Al-2.15Li-1.28Mg-1.26Cu-0.10Zr 合金, 并对合金不同

时效状态的拉伸性能及断裂行为进行了研究。

1 实验方法

实验用合金的化学成分为: Li 2.15%, Mg 1.28%, Cu 1.26%, Zr 0.10%, Al 余量。喷射沉积试验在哈工大金属凝固及新材料研究室超音雾化沉积装置上进行。在高速气流的冲击作用下, 合金液流被破碎成弥散的雾滴, 通过与雾化气体的强烈对流换热, 雾滴迅速冷却, 散发出过热及部分结晶潜热, 并于半凝固状态沉积在水冷铜板基底上, 粘结成大块实体。雾化介质采用工业纯氩气, 雾化压力为 1.5 MPa, 熔化温度为 800 °C, 沉积器距离为 400 mm, 导液管内径为 3.8 mm。为避免合金在喷射过程中严重氧化, 雾化室抽真空至 0.5 Pa, 并在雾化前充入氩气。

沉积毛坯在 400 °C 热挤压成棒材, 挤压比为 25:1。经热挤压的实验合金于 525 °C 盐浴固

① 哈尔滨工业大学金属精密热加工国防科技重点实验室基金资助
崔成松, 男, 29 岁, 讲师, 博士

收稿日期: 1995-07-18; 修回日期: 1995-11-24

溶处理 30 min, 然后淬入室温水。时效前预拉伸, 形变量为 4%, 时效温度为 190 ℃, 时效时间分别选择 0~ 70 h。

测定材料硬度随时效时间的变化规律, 确定材料的峰时效时间。选择典型时效状态的试样在 Instron 型电子拉伸试验机上测定材料的室温力学性能。在 S-570 型扫描电镜下观察试样断口形貌。薄膜样品经机械减薄和双喷电解抛光后, 在 CM12/STEM 型透射电镜下观察试样组织。电解液成分为 30% 硝酸+ 70% 甲醇, 温度为- 20 ℃。

2 实验结果

2.1 时效硬化曲线及拉伸性能

实验合金 190 ℃时效硬化曲线示于图 1。随时效时间增长, 合金的硬度迅速增大, 达到峰值后逐渐减小, 峰时效时间在 20 h 左右。不同时效状态试样的拉伸试验性能示于表 1。可见, 固溶淬火态强度最低而延伸率最高; 欠时效态试样强度增高而延伸率下降; 峰时效状态试样强度达到最高值: $\sigma_b = 528 \text{ MPa}$, $\sigma_{0.2} = 420 \text{ MPa}$, 延伸率为 12%; 过时效状态试样强度降低而延伸率继续下降。合金强度的变化规律与其硬度的变化规律相一致。

2.2 拉伸断口

图 2 所示为实验合金不同时效状态的拉伸断口形貌。固溶淬火态试样的断口为完全的穿晶型断口, 整个断面基本上都为韧窝, 并可观察到撕裂棱(见图 2(a))。欠时效状态试样的断口也大部分为穿晶断裂模式, 断面上分布着大量韧窝, 但此时出现了少量的滑移台阶, 如图 2(b)所示。对滑移台阶的高倍观察发现, 台阶表面分布着较浅的韧窝, 其周围连接着较深的韧窝。在峰时效状态, 试样断口中滑移台阶增多, 并出现了沿晶刻面和二次裂纹(见图 2(c))。继续增加时效时间, 试样断口中的沿晶断裂比例增加, 但在 190 ℃、50 h 时效状态, 撕裂棱表面仍存在小而浅的韧窝, 并且可看到二次裂纹沿晶粒界面扩展(见图 2(d))。

表 1 喷射沉积 Al-Li 合金的室温拉伸性能

时效状态	时效时间 / h	σ_b / MPa	$\sigma_{0.2}$ / MPa	δ / %	E / GPa
固溶	0	333	185	18.5	80.9
欠时效	2	449	287	16.1	80.3
峰时效	20	528	420	12.0	80.6
过时效	50	501	378	10.1	80.0

注: 时效温度 190 ℃。

2.3 位错组态

在拉伸断口附近取样进行 TEM 观察。在固溶淬火态试样中可观察到分布均匀的缠结位错和平行排列的直线位错, 位错密度很高, 而且出现了交叉滑移(见图 3(a))。经 190 ℃、2 h 时效后, 位错呈长直线状平行排列的趋势更为明显(见图 3(b))。达到峰时效状态时, 试样中位错分布较不均匀, 滑移带间距离变宽(见图 3(c))。在过时效状态(190 ℃, 50 h), 晶内位错分布比较均匀, 不存在明显的交叉滑移, 但对其高倍观察时仍可发现许多超位错(见图 3(d))。

3 讨论

3.1 时效对强度和塑性的影响

由于在固溶淬火态试验合金中 δ' 强化相极为细小^[7], 合金的强度很低而韧性很好。随

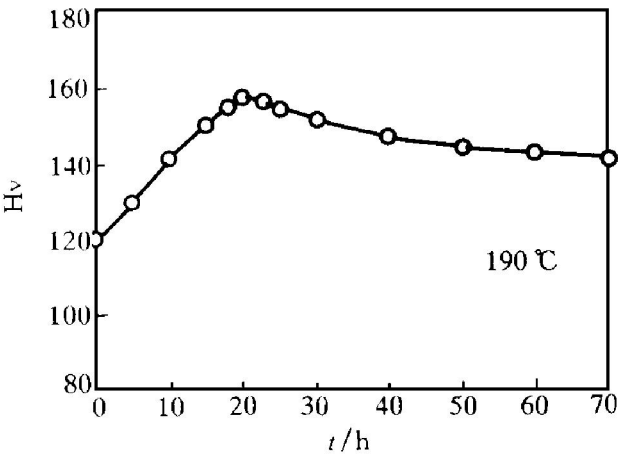


图 1 喷射沉积 Al-2.15Li-1.28Mg-1.26Cu-0.10Zr 合金 190 ℃时效硬化曲线

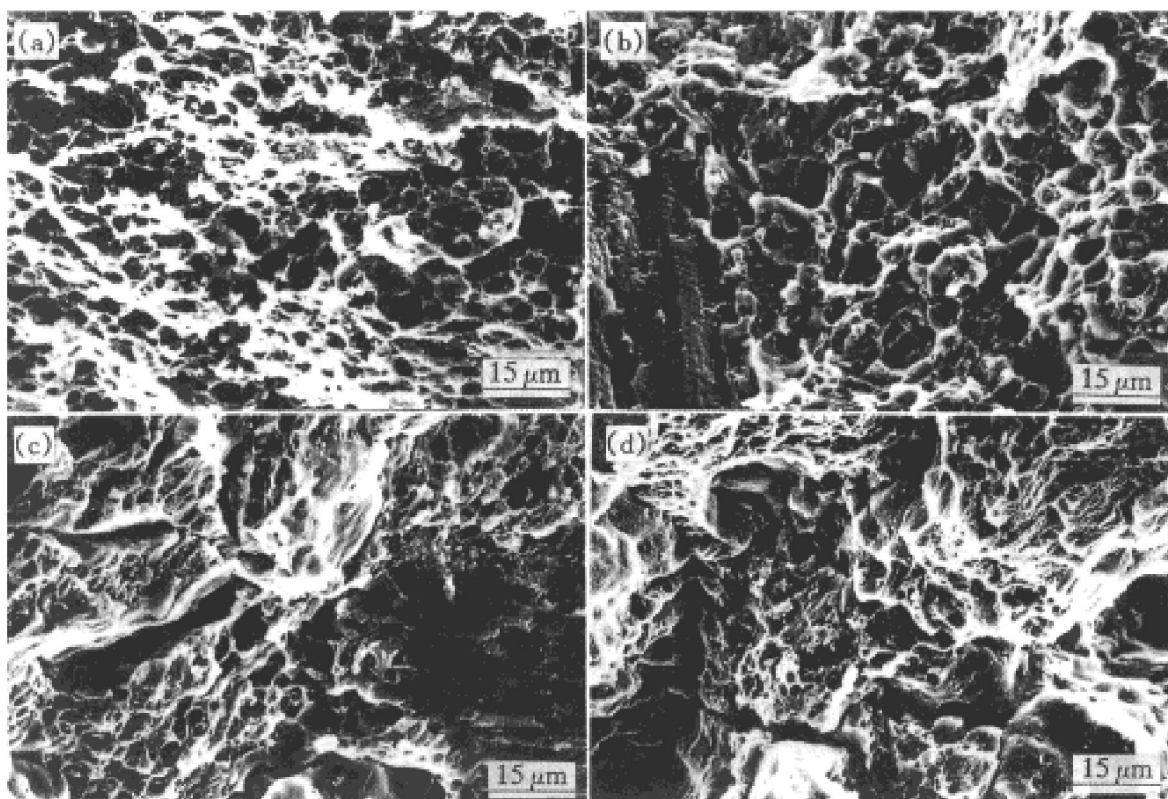


图 2 试验合金的拉伸断口形貌

(a) 一固溶淬火; (b) $-190\text{ }^{\circ}\text{C}$, 2h; (c) $-190\text{ }^{\circ}\text{C}$, 20h; (d) $-190\text{ }^{\circ}\text{C}$, 50h

着时效的进行, δ' 强化相的尺寸和体积分数增大, 位错与 δ' 粒子之间的作用增强(在欠时效状态位错以切过 δ' 粒子的方式运动), 使合金的硬度和强度提高。当合金在峰时效状态 δ' 粒子的尺寸达到 30 nm 时, 位错与强化相粒子之间的作用最强, 材料的强度达到峰值。在过时效状态, δ' 粒子的尺寸超过 30 nm , 位错- δ' 的交互作用转变成 Orowan 绕过机制, 位错以绕过强化相而非剪切方式运动, 材料的强度逐渐下降^[8]。另一方面, 在长时间的时效后, 晶界无析出区(PFZ)出现和宽化, 并伴随着 AlLi 等平衡相在晶界的析出(如图 4 所示), 使晶界弱化, 也导致合金的强度和塑性进一步下降。

3.2 时效对断裂行为的影响

由图 3 可见, 固溶淬火态试样拉伸变形时滑移带间距最窄, 而且出现交叉滑移, 变形分布较均匀, 裂纹易在晶内夹杂相处萌生, 以微孔聚集长大连接方式扩展, 形成韧窝状断口, 如图 2(a) 所示。

在欠时效态试样中, 位错沿滑移面切割 δ'

粒子运动, 滑移带间距略有增加, 使变形的不均匀性有所增加。滑移带与晶界相交产生应力集中, 特别是晶界夹杂物处应力集中比较严重, 因此除在晶内夹杂物处产生裂纹外, 晶界夹杂物也可能成为裂纹源。晶界夹杂物处萌生的裂纹沿晶界扩展, 形成一个无特征平区。继续变形时, 位错的平面滑移使平区内形成滑移台阶, 如图 2(b) 所示。由于欠时效态试样中交叉滑移对位错的共面滑移起到分散作用, 而且晶界 PFZ 不太明显, 所以初始裂纹大多仍穿过晶粒, 以微孔聚集长大方式扩展, 形成以韧窝为主的断口形貌。

峰时效态试样拉伸变形后位错呈长直线状平行排列(见图 3(b)), 表明位错仍以切割方式与 δ' 粒子交互作用。此时位错分布不均匀, 共面滑移加剧, 滑移带间距较宽, 变形比欠时效态试样更不均匀, 滑移带与晶界的作用更为剧烈。同时, 由于晶界 PFZ 的出现, 裂纹可能沿晶界扩展, 导致断口中出现少量沿晶断裂刻面, 如图 2(c) 所示。

在过时效状态, 试样拉伸变形后共面滑移现象不明显, 位错分布较均匀, 但是仔细观察仍可发现晶内存在许多超位错且混杂在缠结位错中。超位错的存在说明, 在过时效态 δ 相与

位错的交互作用仍存在切割机制。另外, 长时间时效后, 晶界无析出区宽化, 同时在晶界上析出 δ 平衡相(如图 4(b) 所示)。较宽的 PFZ 和晶界平衡相使晶界弱化, 裂纹易在晶界平衡

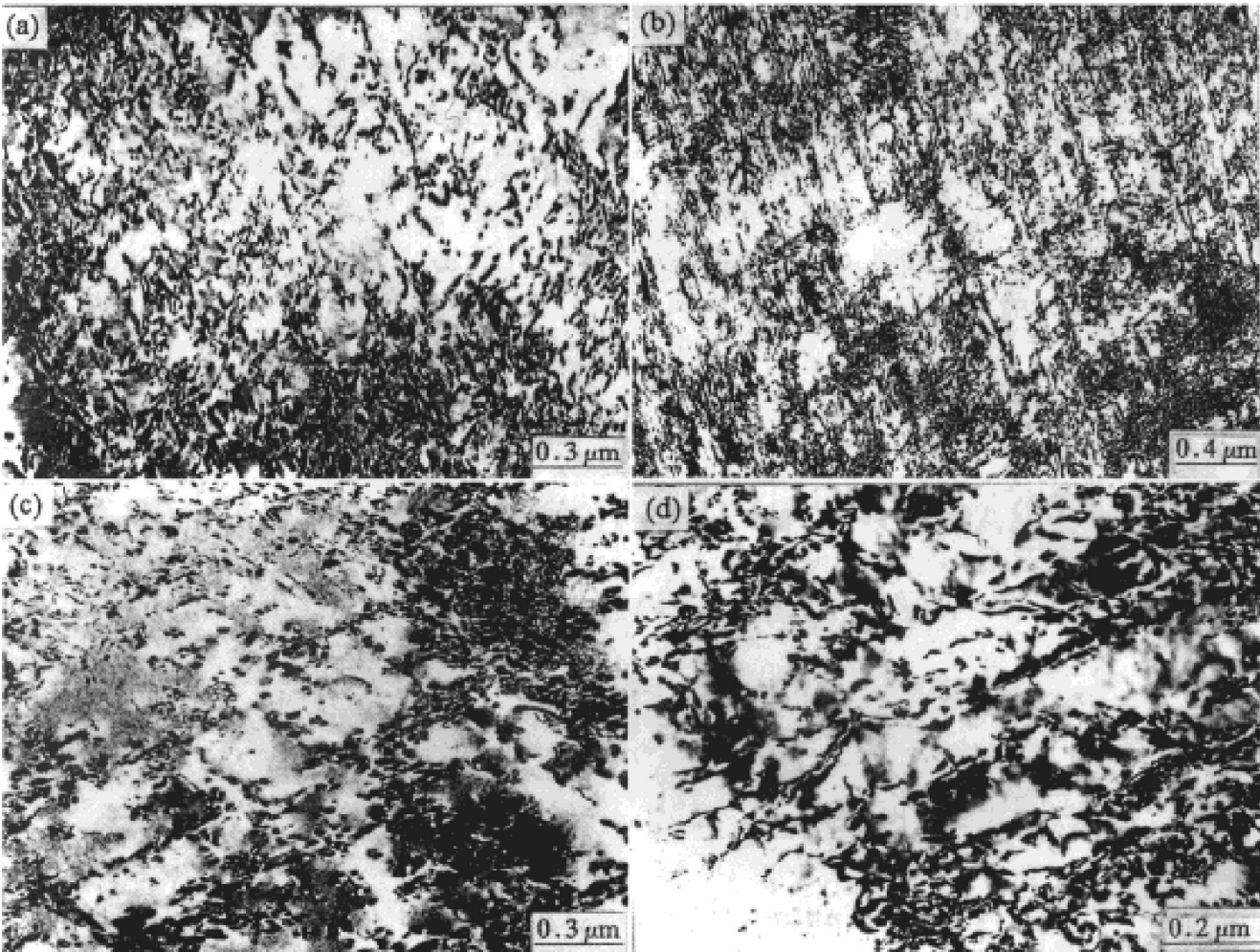


图 3 试验合金拉伸断口附近的位错组态
(a) 一固溶淬火; (b) $-190\text{ }^{\circ}\text{C}$, 2 h; (c) $-190\text{ }^{\circ}\text{C}$, 20 h; (d) $-190\text{ }^{\circ}\text{C}$, 50 h

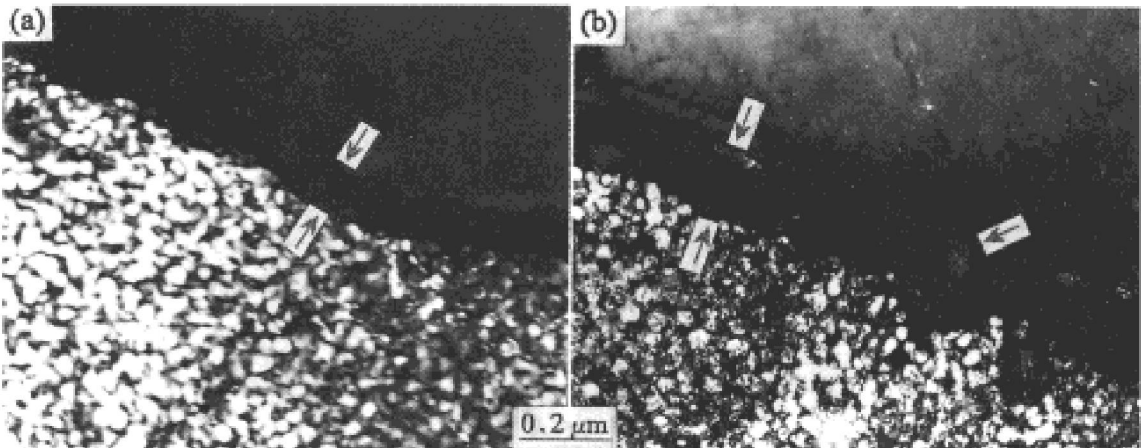


图 4 实验合金的晶界无析出区
(a) $-190\text{ }^{\circ}\text{C}$, 20 h; (b) $-190\text{ }^{\circ}\text{C}$, 50 h

相处萌生,并沿晶界扩展,最终形成以沿晶断裂为主要特征的断口形貌,材料的塑性下降。

4 结论

(1) 喷射沉积 Al-2.15Li-1.28Mg-1.26Cu-0.10Zr 合金经 190 °C、20 h 时效处理即可达到峰时效状态,此时材料的综合性能最优($\sigma_b=528$ MPa, $\sigma_{0.2}=420$ MPa, 延伸率为 12%)。

(2) 固溶淬火态实验合金拉伸断口为完全穿晶韧窝型。时效态合金的断裂方式为穿晶和沿晶混合型。随时效时间的延长,沿晶断裂的比例增加。

(3) 实验合金沿晶断裂的原因是位错的共

面滑移、晶界无析出区和晶界平衡相的析出。

参考文献

- 1 Lavernia E J, Srivatsan T S, Mohammed F A. J Mater Sci, 1990, 25: 1137-1158.
- 2 Sankaran K K, Grant N. J Mater Sci Eng, 1980, 44: 213.
- 3 Lavernia E J, Ayers J D, Srivatsan T S. Inter Mater Review, 1992, 37(1): 1-44.
- 4 Kim Y W, Griffith W H, Froes F H. J Metal, 1985, 37(8): 27-33.
- 5 Grant N J. Metall Trans, 1992, 23A(4): 1085.
- 6 Leatham A G, Lawley A. Inter J Powder Metall, 1993, 29(4): 323.
- 7 Williams D B, Edington J W. Met Sci, 1975, 9: 529.
- 8 Mahalingam K, Gu B P, Liedl G L, Sanders T H Jr. Acta Metall, 1985, 35(2): 483.

FRACTURE BEHAVIOUR OF RAPIDLY SOLIDIFIED Al-2.15Li-1.28Mg-1.26Cu-0.10Zr ALLOY BY SPRAY DEPOSITION PROCESSING

Cui Chengsong, Fan Hongbo, Lai Zhonghong, Jiang Zuling, Li Qingchun

College of Materials Science and Engineering,

Harbin Institute of Technology, Harbin 150001

Mi Guofa

Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095

ABSTRACT Al-2.15Li-1.28Mg-1.26Cu-0.10Zr alloy was prepared by spray deposition processing, and its tensile properties and fracture behaviour in various aging conditions were investigated. The spray deposited alloy reaches peak age condition after being aged at 190 °C for 20 h and obtains the best properties($\sigma_b=528$ MPa, $\sigma_{0.2}=420$ MPa, $\delta=12\%$). Fracture surface of the as-quenched alloy is totally dimple-transgranular type, while the failure mode of the aged alloy is a mixed type with intergranular and transgranular fracture. The volume of intergranular fracture increases with the aging time. The intergranular fracture is caused by planar slip of dislocations, the formation of PFZs and equilibrium phases at long grain boundary.

Key words spray deposition rapid solidification Al-Li alloy microstructure tensile property

(编辑 李 军)