

快速凝固 Al-8.32Fe-3.4Ce 合金的热稳定性和组织结构的^①关系

黄 春 张立春 何安强 陈桂云 张永昌 叶恒强

(中国科学院金属研究所, 沈阳 110015)

摘 要 研究了快速凝固 Al-8.32Fe-3.4Ce 高温铝合金在不同温度长时间热暴露后的室温力学性能和相析出。实验结果表明 Al-8.32Fe-3.4Ce 一直到 315 °C 有较好的热稳定性, 热稳定性和相析出及相长大有密切关系。不同热暴露后得到的析出相分别为 $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$, Al_mFe , Al_8Ce , $\text{Al}_{13}\text{Fe}_3\text{Ce}$ 和 $\text{Al}_{16}\text{Ce}_3\text{Fe}$ 等等。其中 Al_8Ce 和 $\text{Al}_{13}\text{Fe}_3\text{Ce}$ 在文献中未见报道。

关键词 铝铁铈合金 热稳定性 快速凝固 相成分

利用快速凝固技术在铝中加入大量过渡族或稀土元素, 形成的弥散金属间化合物分布在铝基体中, 钉轧晶界迁移, 使合金具有良好的室温强度, 与此同时, 这些弥散粒子在热暴露过程中的长大速度很缓慢, 因此合金的热稳定性也好^[1-2]。

有关 Al-Fe-Ce 的力学性能和热稳定性研究已经发表了许多论著^[3-5]。但此合金系强化相的结构和化学成分至今未完全弄清, 不同文献报导的结果相差别较大^[6-7]。本文着重研究了 Al-8.32Fe-3.4Ce 合金的热稳定性以及它和相析出的关系。

1 实验程序

用超声雾化法制取快速凝固 Al-8.32Fe-3.4Ce (wt.-%) 合金粉末^[8], 即在超声雾化设备的石墨坩埚内将母合金熔化, 当温度超过合金熔点 200 °C 时用高压氮气将其雾化成粉末。此粉末凝固时冷却速度达 10^5K/s 以上, 冷凝后经 150 目过筛, 用离心沉降式粒度分布测定仪测定的平均粒度应为 $19.39\mu\text{m}$; 再将粉末装

入铝合金筒内, 冷态下压实至合金理论密度的 70% 左右; 接着经 400 °C 下真空除气至 10^{-5}Pa 后密封; 最后在 400 °C 热挤压成 $d\ 14\text{mm}$ 的圆棒, 挤压比为 13:1。

将挤压棒材加工成直径为 $d\ 4\text{mm}$, 标距为 20 mm 的拉伸试样。同时将部份棒材分别在 230 °C, 280 °C, 315 °C 和 400 °C 进行长时间的热暴露, 然后加工成同样的拉伸试样, 分别进行室温拉伸试验, 测试其力学性能。将薄板试样磨薄后, 在 25% 硝酸甲醇溶液中双喷电解然后离子减薄得到电镜样品, 使用 JEOL-200CX 电镜作选区衍射分析; 在 EM-420J 电镜上作 X 射线能谱分析。

2 实验结果

2.1 力学性能

图 1 是不同温度热暴露 1 h 样品的室温硬度数据, 可见热暴露温度低于 315 °C 以下, 室温硬度基本上没有下降, 而高于 315 °C, 室温硬度急剧下降。图 2 示出长期热暴露对该合金室温拉伸性能的影响, 热暴露时间均为 100 h,

^① 收稿日期: 1993-09-20

从图中可见 230℃保温 100h, 合金的室温拉伸强度基本未降; 280℃保温 100h 后 σ_b 略有下降; 315℃保温后, 合金的室温强度下降比较多, 但仍保持了 90% 以上的室温强度 (500 MPa), 只是屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 由 500 MPa 迅速降到 400 MPa, 可见该材料对 315℃ 以上的温度比较敏感; 400℃ 的长期保温超过了合金的承受能力, 强度下降较快。延伸率 (δ) 在 280 ~ 315℃ 区间略有上升, 而在 400℃ 时降低到 3%。图 3 给出 315℃ 热暴露时间对合金室温拉伸性能的影响, 可见随着热暴露时间的延长, 其室温拉伸和屈服强度均缓慢下降, 但超过 50h 强度变化不大, σ_b 仍能保持在 500 MPa 水平, 而延伸率略增长。400℃ 热暴露 10h 以

后, 其拉伸强度就下降了 100 MPa 屈服强度下降了 120 MPa, 其强度降低速度非常明显 (图 4)。

2.2 显微组织和相结构

图 5 分别给出了挤压态, 230℃, 315℃ 热暴露 100h, 以及 400℃ 热暴露 70h 样品的 TEM 形貌, 可见前两者与后两种样品的形貌有显著的不同。图 5(a) 显示挤压态存在两种类型的显微结构, 细小弥散, 取向任意的尺寸为 2~10 μm 的微晶态化合物 (M 区), 尺寸较大的金属间化合物 (C 区), Jones^[9] 等人指出, 前者比后者有更高的硬度, 它对快凝 Al-Fe-Ce

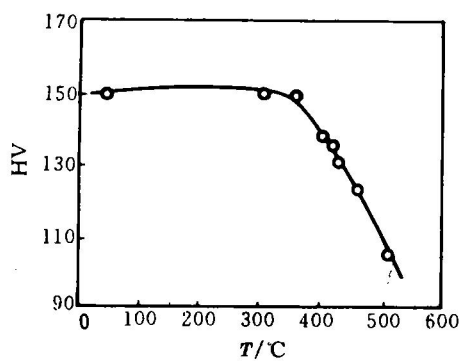


图 1 热暴露温度对合金室温硬度的影响

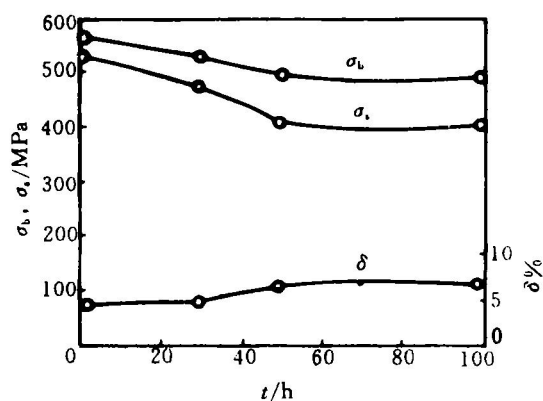


图 3 热暴露时间对合金室温拉伸性能的影响 (暴露温度: 315℃)

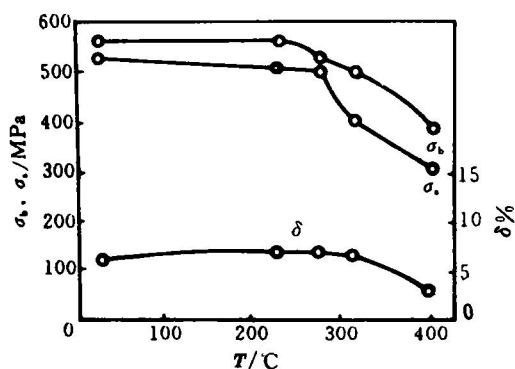


图 2 热暴露温度对合金室温拉伸性能的影响

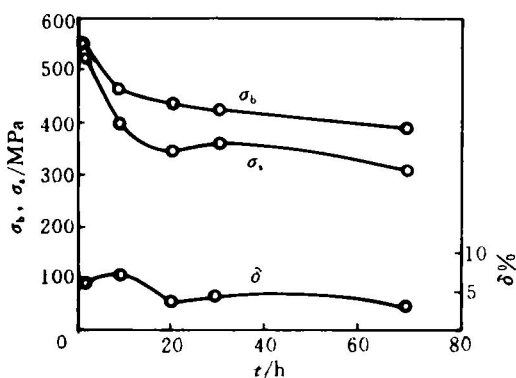


图 4 热暴露时间对合金室温拉伸性能的影响 (暴露温度: 400℃)

合金强化起十分重要的作用。Bendeersky^[10]等人认为这两种显微组织分别来源于合金制备过程中的两种不同方式：前者通过回复到冷熔体的过程中的内部热交换形成，后者主要是回复后热暴露(或热挤压)过程中产生的。由图 5(a)可见，热挤压态合金 C 区的合金相外形呈块状或条状，它的形成可能是由于合金凝固速度快，在凝固过程中固溶了大量的 Fe、Ce 元素，在随后热挤压过程中析出，较细小均匀，因而合金相的数目很多，选区衍射分析表明，合金中除去 θ -Al₁₃Fe₄ 稳定相外，还有亚稳的 Al_mFe₃(图 6)和 Al₆Ce 等相(图 7)^[11]。经过 230℃ 热暴露 100 h 后 M 区相对来说有所减少，但 C 区的合金相数量却在增加，如图 5(b)所示，这一方面是基体仍有过饱和的 Fe、Ce 元

素，在热暴露过程中进一步析出小尺寸的合金相，另一方面，精细的 M 区的合金相尺寸变大而向 C 区显微组织过渡，这时合金相较多，间距变小，其中的位错阻力增大，弥补了 M 区减少引起的力学性能下降，所以经过 230℃/100 h 热暴露后的合金的硬度和强度均没有较大的下降，合金相大致和挤压态一样，但发现有再结晶现象，可能是 Al_mFe₃→ θ Al₁₃Fe₄的转变。

315℃ 热暴露 100 h 以后(图 5(c))晶粒已明显长大，合金相开始粗化，间距明显拉开，精细的 M 区基本消失，但箭头所示大颗粒之间还有些细小的颗粒。合金相除 θ -Al₁₃Fe₄外，有少量的 Al_mFe，Al₁₃Fe₃Ce 平衡相以及非常细小的 Al₁₆Cl₃Fe 相(图 8)。

400℃ 热暴露 70 h 后，合金相已完全粗化

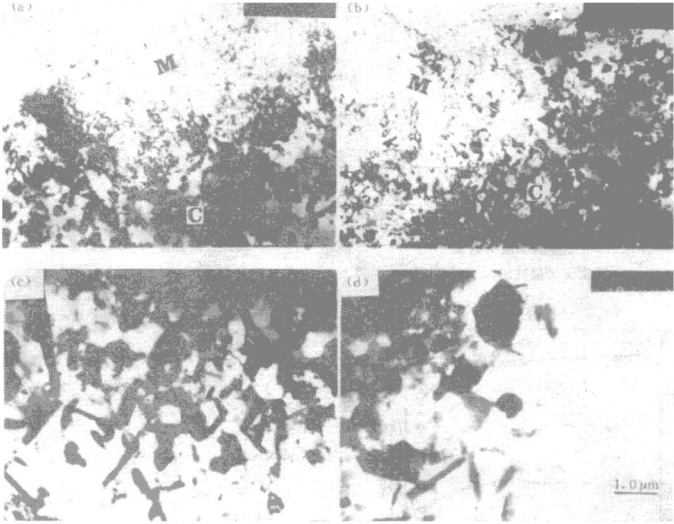


图5 合金的 TEM 形貌
(a)—挤压态；(b)—230℃热暴露100 h；
(c)—315℃热暴露100 h；(d)—400℃热暴露70 h

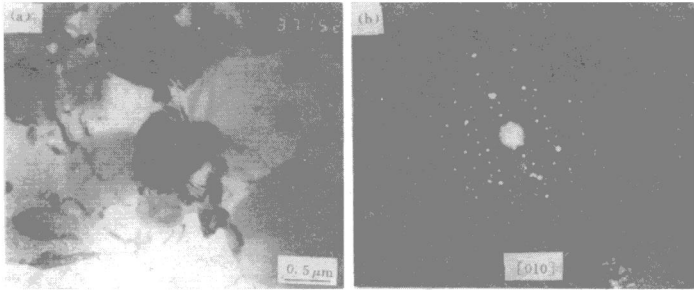


图6 Al₁₃Fe 相的明场象(a)及电子衍射图(b)

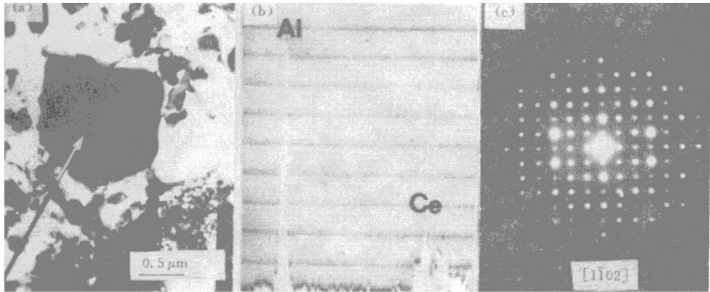


图7 Al₄Ce 相的明场象(a)、EDAX 能谱分析(b)及电子衍射图(c)

并聚集长大，间距进一步拉开，使力学性能大降，此时合金中只有 θ -Al₁₃Fe₄ 和 Al₁₃Fe₃Ce 平衡相存在^[11]。

3 讨论

与常规铝合金比较快凝 Al-8.2Fe-3.4Ce 合金具有良好的高温强度和高温热稳定性。我们知道，常规熔铸时由于冷却的速度比较小，

Al₁₃Fe₄相呈粗大针状，快凝时，由于冷却速度很高，所得的 Al₁₃Fe₄相细小均匀分布，这样有害的金属间化合物变成细小弥散的强化相，提高了合金的性能。另一方面由于快凝使过渡族和稀土元素在铝中的固溶度大幅度增加，随后形成大量的亚稳沉淀相如 Al₁₃Fe，Al₈Ce 等强化了基体，增加了合金的耐热性。随着热暴露温度的升高和时间的延长，细小弥散的强化相开始长大，同时其相组成也不断的改变，挤压

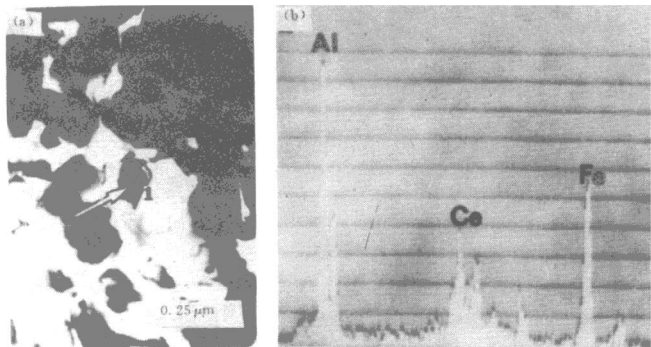


图8 $\text{Al}_{13}\text{Ce}_3\text{Fe}$ 相的明场象(a)及EDAX 能谱分析(b)

态存在着 Al_8Ce 相, 而 $315\text{ }^{\circ}\text{C}$ 热暴露 100 h 之后样品中出现 $\text{Al}_{13}\text{Ce}_3\text{Fe}$ 相, 说明随着时效温度的升高, Ce 原子扩散能力的增强相对来说比 Fe 原子要慢。最后到了 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 热暴露后, 沉淀相已完全粗化, 导致其热稳定性大幅度降低。

4 结论

(1) 在 $315\text{ }^{\circ}\text{C}$ 长时间热暴露后的快凝 $\text{Al}-8.32\text{Fe}-3.4\text{Ce}$ 合金仍有良好的热稳定性, 其室温拉伸强度是挤压态合金的 90% 以上。

(2) 挤压态合金除 θ ($\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$) 稳定相外, 还有亚稳 Al_mFe 和 Al_8Ce 等相。 $315\text{ }^{\circ}\text{C}$ 热暴露 100 h 以后, 除了 θ 相外, 还有少量的 Al_mFe , $\text{Al}_{13}\text{FeCe}$ 和非常细小的 $\text{Al}_{13}\text{Ce}_3\text{Fe}$ 相, 更高温度 ($400\text{ }^{\circ}\text{C}$) 热暴露后沉淀相完全粗化, 此时合金中只剩下 θ ($\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$) 和 ($\text{Al}_{13}\text{Fe}_3\text{Ce}$) 平衡相。

相长大及亚稳强化相的消失使其力学性能急聚下降。

参考文献

- 1 Millan P P, Jr. J of Metals 1983. 35(3): 76.
- 2 Couper M J, Luster J W, Thumann M. Powder Metallurgy International 1991, 23(1): 7.
- 3 Kim Y M. Industrial Heating, 1988, 55(5): 231.
- 4 吴越, 王国志, 张永昌, 师昌绪. 材料科学进展, 1989, 3(6): 505.
- 5 黄春, 宋治莹, 张永昌. 高技术通讯, 1993, 3(4): 25.
- 6 Ayer R. Metall Trans A, 1988, 19A: 1645.
- 7 Grileh B. Bulletin of Alloy Phase Program, 1989, 10: 669.
- 8 张永昌, Grant N J. 金属科学与工艺, 1985, 4(3): 11.
- 9 Jones H. Mater Sci and Eng, 1969, 70(5): 1.
- 10 Bendersky L A. Key Engineering Materials, 1990, 44: 127.
- 11 张立春. 中国科学院金属研究所硕士论文, 1993.