

[文章编号] 1004- 0609(2001)S1- 0023- 04

淬火速率对砂铸 Al-7Si-0.4Mg 合金拉伸性能及 疲劳裂纹扩展行为的影响^①

王明星, 刘志勇, 王雪青, 翁永刚, 王运涛
(郑州大学 材料物理实验室, 郑州 450052)

[摘 要] 研究了淬火速率对峰值时效状态下的砂铸 Al-7Si-0.4Mg 合金拉伸性能及疲劳裂纹扩展行为的影响。结果表明, 随着淬火速率的提高, 合金的抗拉强度、屈服强度以及 $\alpha(\text{Al})$ 相的显微硬度均有提高, 抗拉强度和屈服强度与淬火速率的对数值近似成线性关系。淬水速率对合金的延伸率影响较小, 但对合金的室温疲劳裂纹扩展速率有明显影响, 较高的淬火速率可以明显提高合金的疲劳裂纹扩展阻力。

[关键词] 淬火速率; 抗拉强度; 屈服强度; 疲劳裂纹扩展

[中图分类号] TG 113.25

[文献标识码] A

铸造 Al-Si-Mg 合金具有良好的力学性能和铸造性能, 被广泛用作汽车、拖拉机等机械的高强度零部件。随着汽车工业的发展, 此类合金将会有更广阔的应用前景。适当的热处理可以大幅度提高 Al-Si-Mg 合金的力学性能。在热处理程序中, 固溶后的淬火处理是必不可缺少的工艺步骤, 它决定了合金的溶质过饱和度, 并对时效过程中沉淀相的析出产生影响, 因此人们对淬火过程对合金性能的作用进行了研究^[1,2]。Tsududa 等^[3]研究了淬火速率对欠时效状态的 A356 合金力学性能的影响, 结果表明, 当淬火速率从 80 °C/s 降至 4 °C/s 时, 合金的拉伸性能没有明显变化。Zhang 等^[4]则研究了金属模铸造 A356 合金在峰值时效时淬火速率对合金拉伸性能的影响, 得出了随着淬火速率的提高, 合金强度明显提高的结论。虽然人们较多的研究了淬火速率对合金性能的影响, 但是, 对砂型铸造 Al-Si-Mg 合金的研究却不多, 特别是有关淬火速率对砂铸 Al-Si-Mg 合金疲劳裂纹扩展行为影响的报道较少。因此, 本文作者旨在研究淬火速率对砂铸 Al-Si-Mg 合金拉伸性能及室温疲劳裂纹扩展行为的影响。

1 实验

实验用合金由中科院沈阳铸造研究所提供, 其化学成分为 Si 7.01, Mg 0.42, Fe 0.13, Al 余量

(质量分数, %)。将合金重熔后经 C_2Cl_6 精炼除气, 钠盐变质, 用砂模浇铸成 80 mm × 80 mm × 30 mm 铸块, 铸块经 540 °C, 14 h 固溶处理, 然后以极快速度分别置于 20 °C, 60 °C, 100 °C 水中和室温空气中淬火。测量 4 种情况的淬火速率, 方法是将一热电偶铸到一个尺寸相同的铸块中心处, 分别测出降温曲线。一般认为 420 °C 到 200 °C 之间的降温速率对合金的性能影响最大, 所以由降温曲线计算出 4 种淬火条件在该温度范围内的降温速率, 结果如表 1 所示。

表 1 不同淬火条件下的平均降温速率

Table 1 Average quenching rates corresponding to different quenching conditions

Quenching condition	Quenching rate/(°C·s ⁻¹)
20 °C, water	43
60 °C, water	35
100 °C, water	4.7
Ambient temperature, air	0.3

为确定峰值时效状态, 将 4 种淬火样品在 170 °C 进行人工时效处理, 时效硬化曲线见图 1。由图 1 可以看出, 除空冷样品外, 另外 3 种样品经过 6 h 即达到或接近峰值时效状态, 空冷样品虽未达到峰值时效, 但为了统一, 选择 4 种淬火样品的时效条件均为 170 °C, 6 h。把时效处理过的铸块分别加工成直径为 8 mm 的标准短拉伸试棒和宽 50

① [收稿日期] 2000- 07- 07; [修订日期] 2000- 11- 27

[作者简介] 王明星(1963-), 男, 副教授, 硕士。

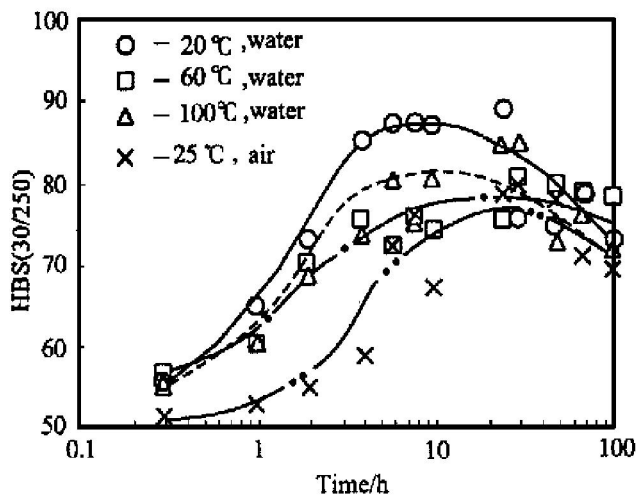


图 1 在 170 °C 时效时不同淬火条件合金的时效硬化曲线

Fig. 1 Aging curves at 170 °C of alloy under different quenching conditions

mm, 厚 10mm 的 CT 试样, 分别用来测量拉伸性能和疲劳裂纹扩展速率。用 JB-10 型万能试验机测试拉伸性能, 拉伸速率为 2mm/min; 选择典型试样制成金相样品, 分析不同淬火速率下的金相组织, 测量 α(Al) 相显微硬度; 疲劳裂纹扩展试验在 MTS 810 液压伺服材料试验机上进行, 采用恒载荷控制, 加载波形为 20Hz 正弦波, 载荷比为 0.1, 用柔度法监测裂纹长度, 实验环境为室温大气介质, 为得到一个尖锐的起始裂纹, 首先用降载法预制一约 2.5mm 长的裂纹, 用等于或稍大于预制裂纹结束时的载荷做恒幅裂纹扩展, 直至试样断裂, 最后用 7 点光滑递增多项式拟合计算疲劳裂纹扩展速率 da/dN 及应力强度因子范围 ΔK , 实验符合美国 ASTM E647 标准。

2 实验结果

图 2 给出了实验合金的抗拉强度 σ_b 和屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 随淬火速率变化的实验结果。图 2 中的每个数据点为 6~7 个实验数据的平均值, 通过统计分析的方法给出误差限。从图 2 可以看出, 随着淬火速率的提高, σ_b 和 $\sigma_{0.2}$ 明显上升, 并且在所研究的淬火速率范围内, 二者与淬火速率的对数值近似呈线性关系, 可表示为

$$\sigma_b(\sigma_{0.2}) = A \lg R + B \tag{1}$$

式中 R 表示淬火速率, A 和 B 为常数。用式(1)对实验数据做最小二乘法拟合, 可得

$$\left. \begin{aligned} \sigma_b / \text{MPa} &= 22 \lg R + 168 \\ \sigma_{0.2} / \text{MPa} &= 22 \lg R + 159 \end{aligned} \right\} \tag{2}$$

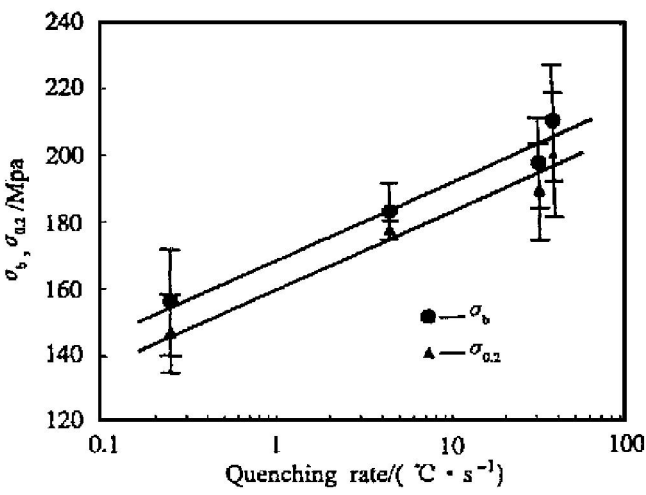


图 2 σ_b 和 $\sigma_{0.2}$ 随淬火速率的变化曲线

Fig. 2 Variations of σ_b and $\sigma_{0.2}$ with average quenching rate

表 2 为合金中 α(Al) 相的维氏硬度及延伸率随淬火速率变化的测量结果。可以看出, 显微硬度随淬火速率的上升而明显提高, 当淬火速率达到 43 °C/s 时, 显微硬度稍有下降; 而延伸率在淬火速率低于 35 °C/s 时变化不大, 当淬火速率达到 43 °C/s 时, 延伸率则有所下降, 但是由于实验结果的误差范围较大, 不能说淬火速率对实验合金的延伸率有显著影响。

表 2 不同淬火条件下合金的显微硬度和延伸率

Table 2 Microhardness of α(Al) and total elongation δ_5 of alloy corresponding to different quenching rates

Quenching rate $l / (^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1})$	Microhardness (Hv0.1)	Total elongation (δ_5)
43	110.4 ± 4.9	0.83 ± 0.35
35	112.6 ± 2.1	1.41 ± 0.65
4.7	103.6 ± 4.1	1.07 ± 0.32
0.3	88.1 ± 2.1	1.27 ± 0.23

图 3 为不同淬火条件下, 实验合金的疲劳裂纹扩展速率 da/dN 随应力强度因子范围 ΔK 的变化, 从图中可以看出, 淬火速率对疲劳裂纹扩展速率有明显影响。当 $da/dN < 2 \times 10^{-8} \text{ m/r}$ 时, 随着淬火速率的提高, 疲劳裂纹扩展阻力也随之增加; 而当 $da/dN > 2 \times 10^{-8} \text{ m/r}$ 时, 60 °C 和 100 °C 水淬合金的疲劳裂纹扩展阻力有所变化, 但基本上介于 20 °C 水淬和空冷合金之间, 即最高和最低淬火速率合金之间。最低淬火速率(空冷)的合金具有最低的疲劳裂纹扩展阻力; 而最高淬火速率(20 °C 水淬)的合金, 其疲劳裂纹扩展阻力基本上也是最高的。

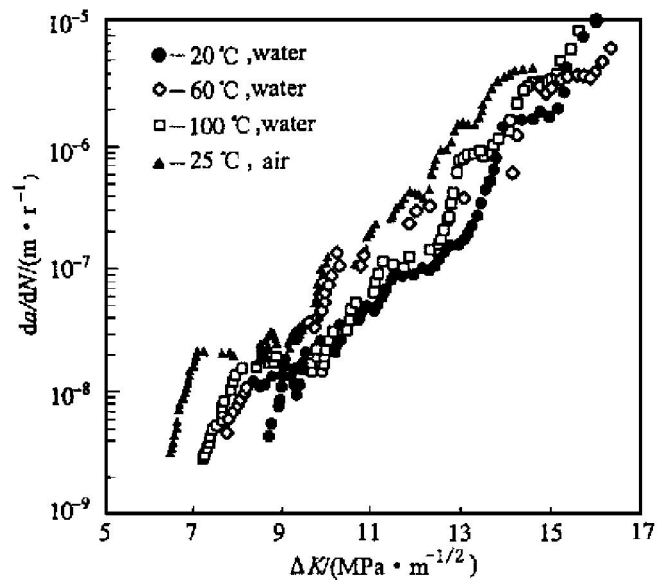


图 3 疲劳裂纹扩展速率随
应力强度因子范围 ΔK 的变化曲线

Fig. 3 Fatigue crack growth rate of alloy with
different quenching rates vs stress intensity range

3 讨论

从实验结果可以看出, 峰值时效状态的砂铸 Al-7Si-0.4Mg 合金的抗拉强度、屈服强度、维氏硬度以及疲劳裂纹扩展阻力都明显受淬火速率的影响。Al-Mg-Si 系合金的主要强化相为 Mg₂Si 相, 固溶后较高的淬火速率, 可在 α(Al) 基体中获得较高的溶质过饱和度, 通过随后的人工时效, 可以获得较好的沉淀硬化效果, 因而合金的力学强度较高。对于 Al-7Si-0.4Mg 合金而言, 由于合金中含有 7% 左右的硅, 在 540 °C 固溶, Al 基体中可溶入 1.2% 的硅^[5], 在快速淬火时, 这些硅将保留在 Al 基体中。Shivdumar 等的研究^[6]指出将 A356 合金在 540 °C 下固溶处理后淬火, α(Al) 中可保留高达 1.3% 的硅, 有一部分将和溶入 α(Al) 相中 Mg 元素形成 Mg₂Si 相, 还有近 1% 的过量 Si 存在于 α(Al) 基体中。研究表明^[4]淬火后 α(Al) 中保留过量硅的数量与淬火速率有关, 淬火速率越高, 则硅量也越多。在 α(Al) 基体中, 较高的 Si 含量有利于 β'-Mg₂Si 沉淀相的形核^[7], 并可增加 β'-Mg₂Si 相的体积分数, 因此合金的时效硬化效果增强。而在空冷情况下, 由于降温速率很慢, Si 元素通过扩散进入共晶区, α(Al) 基体中过量硅数量很少, 因此时效强化效果减弱。总之, 较低的淬火速率不仅降低 α(Al) 中的溶质过饱和度, 而且也降低其中过量硅的数量, 使 α(Al) 基体中沉淀相的体积分数下降, 从而导致合

金的抗拉强度、屈服强度和 α(Al) 相显微硬度降低。

利用图象分析, 对 3 种淬火条件下的合金金相组织进行了分析, 测量了枝晶面积、共晶硅粒子面积及其纵横比, 结果如表 3 所示。可以看出, 淬火速率对合金的金相组织影响很小。由于 Al-Si-Mg 合金中共晶硅粒子的大小和形貌对疲劳裂纹扩展速率有较大影响^[8], 而淬火速率并不影响合金中共晶硅粒子的形貌, 因此不同淬火速率合金的疲劳裂纹扩展阻力可能主要受 α(Al) 枝晶中析出相的影响。随着淬火速率的降低, α(Al) 相中不仅存在细小 β'-Mg₂Si 沉淀相, 而且出现了大量粗大的棒状 β'-Mg₂Si 沉淀相及无沉淀区^[4]。脆性的 β'-Mg₂Si 相可在发生较小应变时断裂, 由此而形成的孔洞会加速裂纹的扩展, 从而降低了合金的疲劳裂纹扩展阻力。

表 3 不同淬火条件合金金相组织分析结果

Table 3 Microstructures of alloys corresponding
to different quenching conditions

Quenching condition	Average dendrite area of α(Al) /mm ²	Average particle area of eutectic Si /μm ²	Average particle aspect ratio of eutectic Si
20 °C, water	5.69 × 10 ⁻³	4.52	1.90
60 °C, water	7.46 × 10 ⁻³	4.58	1.97
25 °C, air	6.91 × 10 ⁻³	5.03	1.91

4 结论

- 1) 随着淬火速率的增加, 峰值时效状态下砂铸 Al-7Si-0.4Mg 合金的抗拉强度、屈服强度和 α(Al) 相的显微硬度均明显提高, 抗拉强度、屈服强度与淬火速率的对数值近似成线性关系。
- 2) 随着淬火速率升高, α(Al) 基体中的溶质过饱和度提高; 并且 α(Al) 基体中的过量硅含量增加, 因此合金的时效硬化效果增强。
- 3) 淬火速率对砂铸 Al-7Si-0.4Mg 合金的疲劳裂纹扩展速率有一定影响, 过低的淬火速率使 α(Al) 枝晶中出现了大量粗大棒状 β'-Mg₂Si 脆性相, 在疲劳载荷作用下易断裂形成孔洞, 从而加速裂纹扩展, 降低合金的疲劳裂纹扩展阻力。

[REFERENCES]

[1] Evancho J W, Staley J T. Kinetics of precipitation in aluminum alloys during continuous cooling [J]. Metall

- Trans, 1974, 5: 43– 47.
- [2] Thompson D S, Subramanya B S, Levy S A. Quench rate effects in AlZrMgCu alloys [J]. Metall Trans, 1971, 2: 1149– 1160.
- [3] Tsukuda M, Koike S, Harada M. An investigation of improperly quenched aluminum plate [J]. J Jpn Inst Light Met, (in Japanese), 1978, 28: 8– 14.
- [4] ZHANG D L, ZHENG L. The quench sensitivity of cast Al7 Wt Pct-0. 4 Wt Pct Mg alloy [J]. Metall Mater Trans A, 1996, 27A: 3983– 3991.
- [5] WANG Zhur-tang(王祝堂), ZHANG Zheng-lu(张振录). Trans. 铝合金的组织与性能[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press (冶金工业出版社), 1988. 313– 320.
- [6] Shivkumar S, Ricci S, Keller Jr C, et al. Effect of solution treatment parameters on tensile properties of cast aluminum alloys [J]. J Heat Treating, 1990, 8: 63– 70.
- [7] Sawtell R R, Alcoa C P. Effects of quenching path in aluminium alloy 7075 [J]. Aluminium, 1984, 60: 198– 202.
- [8] LEE F T, Major J F, Samuel F H. Effect of silicon particles on the fatigue crack growth characteristics of Al12 Wt Pct Si-0. 35 Wt Pct Mg-(0 to 0. 02) Wt Pct Sr casting alloys [J]. Metall Mater Trans A, 1995, 26A: 1553– 1570.

Effects of quenching rate on tensile properties and fatigue crack growth of sand casting Al-7Si-0. 4Mg alloy

WANG Ming-xing, LIU Zhi-yong, WANG Xue-qing, WENG Yong-gang, WANG Yun-tao
(Materials Physics Laboratory, Zhengzhou university, Zhengzhou 450052, P. R. China)

[Abstract] The effects of quenching rate on the tensile properties and fatigue crack growth of the peak-aged sand-casting Al-7Si-0. 4Mg alloy were studied. The results show that as the quench rate increases, the ultimate tensile strength, yield strength and Vickers hardness of the α (Al) matrix of the alloy all increase remarkably; with the peak-aged condition, both σ_b and $\sigma_{0.2}$ are logarithmic functions of the quenching rate; the quenching rate has little influence on the total elongation of the alloy, but obviously affects the fatigue crack growth of the alloy at room temperature; higher quenching rate can improve the resistance to fatigue crack growth of the alloy.

[Key words] quenching rate; ultimate tensile strength; yield strength; fatigue crack growth

(编辑 杨 兵)