

## 时效对 7055 铝合金厚板淬透性的影响 \*

刘胜胆 李承波 邓运来 张新明

(中南大学材料科学与工程学院教育部有色金属重点实验室, 长沙 410083)

**摘要** 采用末端淬火实验、光学显微镜、扫描电子显微镜、透射电子显微镜和差示扫描量热法, 研究了时效制度对 7055 铝合金厚板淬透性的影响. 结果表明: 人工时效前进行长时间的自然时效可提高板材的淬透性, 自然时效和人工时效的淬透深度分别约为 78 和 45 mm, 而自然 + 人工时效的淬透层深度可达 100 mm. 冷却速率减小时, 析出了粗大的  $\eta$  平衡相, 溶质和空位浓度降低, 时效后的  $\eta'$  沉淀强化相数量减少, 尺寸增加, 因此硬度降低. 人工时效前的长时间自然时效有利于慢速冷却处形成稳定的 GP 区, 最终得到数量更多、分布更均匀弥散、尺寸更细小的  $\eta'$  沉淀强化相, 硬度升高, 提高了淬透性.

**关键词** 7055 铝合金厚板, 淬透性, 时效

中图分类号 TG146.21

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2012)03-0343-08

## INFLUENCE OF AGING ON THE HARDENABILITY OF 7055 ALUMINUM ALLOY THICK PLATE

LIU Shengdan, LI Chengbo, DENG Yunlai, ZHANG Xinming

Key Laboratory of Nonferrous Metals, Ministry of Education, School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083

Correspondent: LIU Shengdan, associate professor, Tel: (0731)88830265, E-mail: csuliusd@163.com

Supported by National Basic Research Program of China (No.2012CB619501) and the Freedom Explore Program of Central South University (No.201012200238)

Manuscript received 2011-08-10, in revised form 2011-10-31

**ABSTRACT** The influence of aging on the hardenability of 7055 aluminum alloy thick plate was investigated by means of end-quench test, optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM) and differential scanning calorimetry (DSC). The results show that the hardenability can be improved by long time natural aging before artificial aging. The hardened depth is about 78 mm after natural aging and only about 45 mm after artificial aging, but increased to be about 100 mm after natural and artificial aging. During slow quenching, the coarse  $\eta$  equilibrium phase forms, and the solute concentration and vacancy concentration are decreased, which lead to larger and fewer  $\eta'$  hardening precipitates, thus lower hardness after aging. The long time natural aging before artificial aging is favorable for formation of stable GP zones at slowly-cooled locations, and consequently more amount of dispersed and fine  $\eta'$  hardening precipitates, which give rise to higher hardness and simultaneously better hardenability.

**KEY WORDS** 7055 aluminum alloy thick plate, hardenability, aging

7000 系铝合金是时效强化合金, 因具有低密度、高强度、较好的韧性和耐腐蚀性能而被广泛用作航空航天领域的结构材料. 但该系合金往往存在淬火敏感性, 即固溶

后淬火速率减小时, 时效后的强度下降<sup>[1]</sup>. 因此, 该系合金的厚截面产品通常难以淬透, 即中心层的性能下降<sup>[2,3]</sup>. 这个问题在需要减小淬火残余应力而必须降低冷却速率时尤为突出. 合金的淬火敏感性越大, 其厚截面产品越难以淬透. 7055 铝合金具有优异的力学性能, 但其合金元素含量高, 淬火敏感倾向也更大<sup>[4]</sup>, 很厚的板材更加难以淬透. 因此探索提高淬透性的途径对改善该合金厚板力学性能及其均匀性具有重要意义. 本文作者通过末端淬火方法研究了时效制度对 7055 铝合金厚板淬透性的影响, 结合微观组织观察结果对影响机理进行了分析和探讨.

\* 国家重点基础研究发展计划项目 2012CB619501 和中南大学自由探索计划项目 201012200238 资助

收到初稿日期: 2011-08-10, 收到修改稿日期: 2011-10-31

作者简介: 刘胜胆, 男, 1980 年生, 副教授

DOI: 10.3724/SP.J.1037.2011.00517

### 1 实验材料及方法

实验材料为 60 mm 厚的 7055 铝合金热轧板, 其化学成分 (质量分数, %) 为: Al-8.10Zn-2.08Mg-2.25Cu-0.11Zr, Fe<0.07, Si<0.07. 从板材上切取尺寸为 25 mm×25 mm×125 mm 的末端淬火试样, 一端车出深 10 mm, 直径为 20 mm 的凹槽, 作为喷水冷却端, 另一端中心钻出深 15 mm, M5 mm 的螺纹孔以固定试样. 试样在 SX-4-10 型箱式电阻炉中加热至 470 °C 进行固溶, 保温 1 h 后转移到末端淬火装置<sup>[5]</sup>上进行喷水冷却, 水温约为 20 °C. 待试样完全冷却至室温后, 进行 3 种时效处理: 于油浴炉中人工时效 120 °C/24 h; 自然时效约 4320 h; 自然时效 4320 h+ 人工时效 120 °C/24 h. 将时效后的试样从中间切开, 按硬度测试的要求打磨表面, 从喷水冷却端开始, 沿中心线方向测试不同位置处的 Vickers 硬度. 在每个位置时, 沿与中心线垂直方向上测 5 个值, 计算出平均值作为该位置的硬度. 硬度测试在 HV-10B 型维氏硬度计上进行, 所采用的载荷为 3 kg. 另取相同尺寸的试样在距喷水端 3, 23, 53, 78 和 98 mm 处钻出直径 3 mm 的小孔预埋热电偶, 测得端淬过程中这 5 个位置的冷却曲线.

在末端淬火试样不同位置截取样品进行微观组织分析, 金相样品经粗磨、细磨、抛光后用 Graff Sargent 试剂 (1 mL HF+16 mL HNO<sub>3</sub>+3 g CrO<sub>3</sub>+83 mL H<sub>2</sub>O) 浸蚀, 可将合金中未再结晶和再结晶区域区分开来<sup>[6]</sup>. 金相 (OM) 观察在 XJP-6A 型金相显微镜上进行, 第二相及其能谱分析 (EDX) 在 FEI Quanta-200 扫描电镜 (SEM) 上进行. 透射电镜 (TEM) 分析在 TECNAIG<sup>2</sup>20 型电镜上进行, 加速电压为 200 kV; 电镜样品先预磨成厚约 0.08 mm 的薄片, 再冲成直径 3 mm 圆片后进行双喷减薄. 电解液为 20% HNO<sub>3</sub>+80% CH<sub>3</sub>OH, 采用液氮冷却, 温度控制在 -20 °C 以下.

### 2 实验结果

#### 2.1 冷却曲线

图 1a 为离喷水端不同距离处的冷却曲线. 在 200—450 °C 之间, 温度快速下降, 低于 200 °C 后温度下降速率变慢. 随离喷水端距离的增加, 温度下降的速率逐渐减小. 7055 铝合金的淬火敏感温度区间为 230—420 °C<sup>[7]</sup>, 因此计算出不同位置处在该温度区间的平均冷却速率如图 1b 所示. 由图可知, 在离喷水端约 60 mm 以内冷却速率快速下降, 大于 60 mm 以后变化不大, 近似成一条水平线. 在离喷水端 3 mm 处冷却速率为 1250 °C/min, 至 23 mm 处约为 630 °C/min, 下降了一半, 至 78 mm 处降至约 138 °C/min.

#### 2.2 淬透性曲线

图 2a 为不同时效处理后的淬透性曲线. 由图可知, 人工时效和自然 + 人工时效后的硬度值明显高于自然时

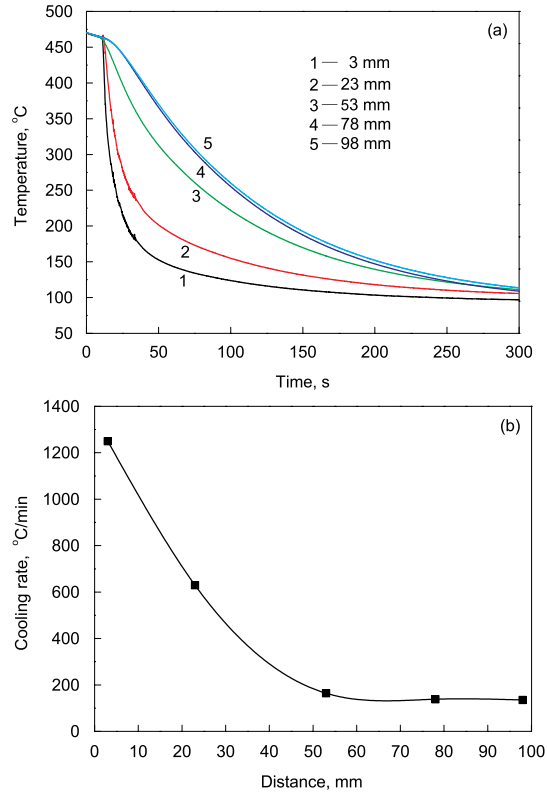


图 1 离喷水端不同距离处的冷却曲线和冷却速率  
Fig.1 Cooling curves (a) and cooling rates (b) at different positions from the water-cooled end

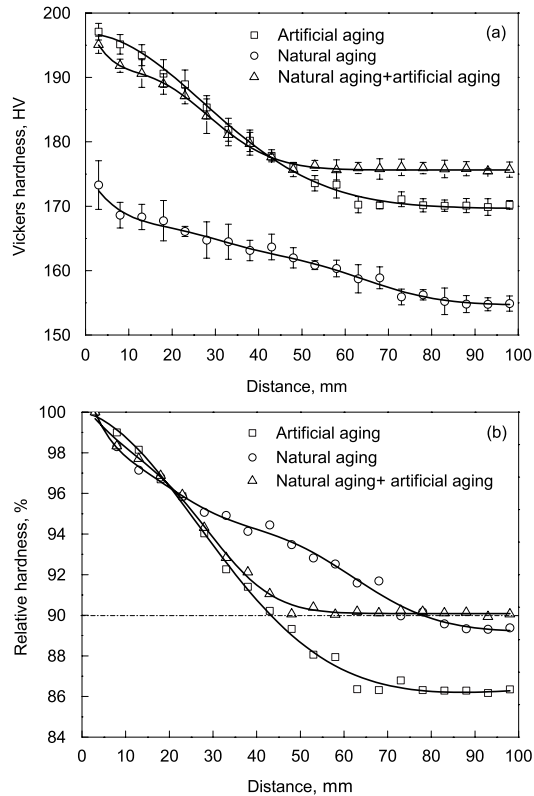


图 2 不同时效后的淬透性曲线  
Fig.2 Hardenability curves of Vickers hardness vs distance (a) and relative hardness vs distance (b) after different aging treatments

效后的, 但都随着距离的增加而呈下降趋势. 自然时效后硬度随距离增加一直缓慢下降; 对于人工时效和自然 + 人工时效, 分别在约 60 mm 和约 40 mm 范围内硬度值快速下降, 而后基本不变. 在约 45 mm 以内, 人工时效后的硬度值略高于自然 + 人工时效的, 但大于 45 mm 时, 后者的硬度值明显高于前者. 图 2b 所示的是不同位置处相对于 3 mm 处硬度的比值随距离的变化情况. 在约 25 mm 以内, 3 种时效制度下的比值差别不大; 在 25—80 mm 范围内, 自然时效后硬度相对比值明显高于人工时效和自然 + 人工时效; 大于 80 mm 时, 自然 + 人工时效后的硬度相对比值最高, 人工时效的最低. 在离喷水端最远的位置, 人工时效后的硬度相对值最小, 约 86%; 而自然时效和自然 + 人工时效分别约为 89% 和 90%. 若规定硬度下降 10% 处的距离为淬透层深度, 那么从图 2b 中可以看出, 人工时效、自然时效和自然 + 人工时效试样的淬透层深度分别约为 45, 78 和 100 mm. 显然, 在人工时效前引入

自然时效显著提高了 7055 铝合金厚板的淬透性.

### 2.3 金相组织

图 3 为冷却速率对金相组织的影响. 板材固溶后发生了部分再结晶, 在冷却速率为 1250 °C/min 处, 晶粒组织清晰, 晶内很干净, 条状的再结晶晶粒与未再结晶组织沿板材法向 (ND) 交替出现. 再结晶晶粒的尺寸沿轧向 (RD) 约为 150 μm, 沿法向 (ND) 约 50 μm, 沿横向 (TD) 约 100 μm, 呈扁平状. 在 138 °C/min 处, 晶粒组织难以显现出来, 再结晶晶粒与未再结晶晶粒变得难以区分, 在 RD-ND 截面上可观察到一些黑色带状组织. 据后面的组织分析认为, 这应该是因为冷却速率减小, 淬火过程中析出的第二相数量增多, 在浸蚀剂中优先被腐蚀而影响了晶粒组织的显现.

### 2.4 扫描电镜照片

图 4 为不同冷却速率时样品的 SEM 照片, 其中图 4a 和 b 为样品未腐蚀时的照片, 图 4c 和 d 为样品腐蚀后

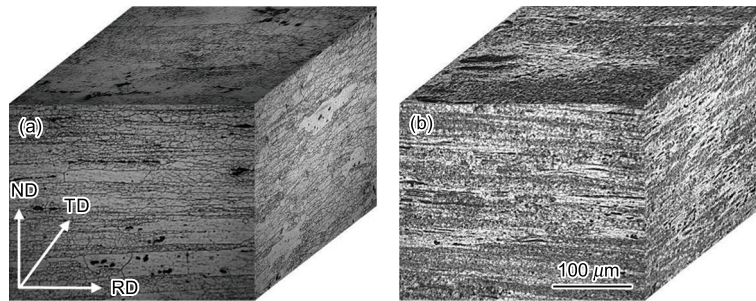


图 3 冷却速率对金相组织的影响

Fig.3 Influence of cooling rates 1250 °C/min (a) and 138 °C/min (b) on the metallographs (RD—rolling direction, TD—transverse direction, ND—normal direction)

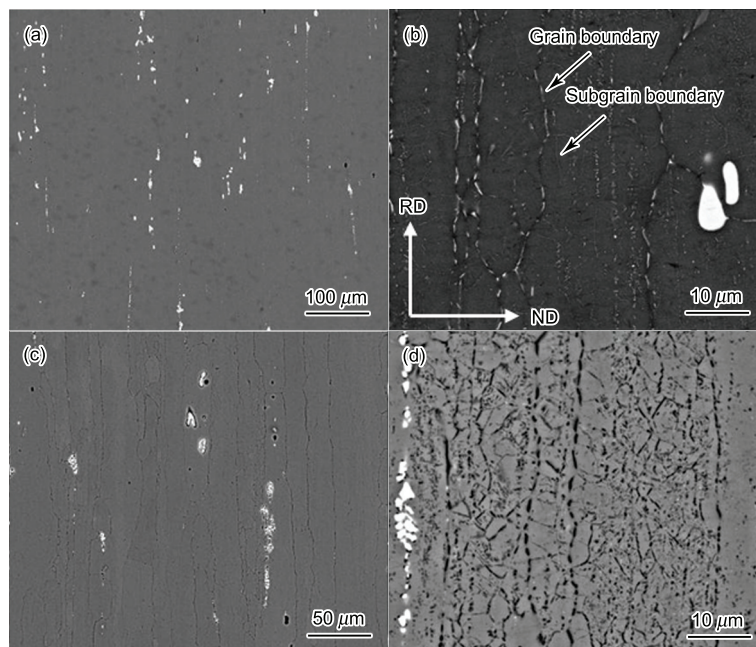


图 4 不同冷却速率时样品的 SEM 照片

Fig.4 SEM images of the sample before (a, b) and after (c, d) corrosion cooled at rates of 1250 °C/min (a, c) and 138 °C/min (b, d)

后的照片. 冷却速率为  $1250\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$  时, 可观察到许多粗大的白色富 Fe 和富 Cu 初生相, 大都沿轧制方向呈链状分布 (图 4a). 图 4c 为腐蚀后的 SEM 照片, 可见, 部分初生相粒子已经腐蚀脱落, 晶界也发生了腐蚀, 因此可以清楚显出晶粒形貌. 冷却速率为  $138\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$  时, 样品中除了粗大的白色初生相外, 晶内、晶界及亚晶界处均可观察到很多白色的尺寸更小的  $\eta$  平衡相 (图 4b). 在晶内, 这些  $\eta$  平衡相大多沿轧向呈带状分布. 样品腐蚀后, 这些  $\eta$  平衡相因为是阳极相而大都被腐蚀, 留下许多黑色的孔洞, 将晶界及亚晶界衬托出来 (图 4d). 此外, 还可发现亚晶界上析出的  $\eta$  相明显要小于晶界的  $\eta$  相. 在慢速冷却过程中随着温度的下降, 合金元素在 Al 基体中的固溶度降低, 固溶体发生分解析出  $\eta$  平衡相, 主要在合金中一些有利形核的位置, 如晶内的弥散粒子、亚晶界及晶界上形核析出 [1].

图 5 为冷却速率为  $138\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$  时, 样品中晶界  $\eta$  平衡相的形貌和 EDX 结果. 由图 5b 的点分析可以看出, 晶界第二相主要包括 Al, Zn, Mg 和 Cu 元素, 其质量分数分别为 78.80%, 12.39%, 4.02% 和 4.79%. 由图 5c 中的线扫描分析可知, Zn, Mg 和 Cu 3 种元素在晶界处发

生富集. 由此可知, 晶界上的  $\eta$  平衡相中溶解了部分 Al 和 Cu 元素.

## 2.5 透射电镜照片

图 6 为冷却速率为  $1250\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$  时样品人工时效后的 TEM 照片. 在较低倍数观察发现, 在未再结晶区域有大量的亚晶粒 (图 6a), 由于冷却速率大, 淬火过程中  $\eta$  平衡相难以形核析出, 溶质原子都被保留在固溶体中, 因此在晶内及晶界上基本看不到粗大  $\eta$  平衡相的存在. 时效后晶界上析出的  $\eta$  相尺寸细小均匀, 约  $30\text{ nm}$ , 呈链状连续分布状态. 晶内有高密度的沉淀强化相, 而晶界附近存在明显的无沉淀析出带 (PFZ, 其宽度约为  $25\text{ nm}$ ) (图 6b). 更高倍数下观察发现, 基体中沉淀强化相呈粒状 (图 6c), 从对应的  $\langle 001 \rangle$  选区衍射花样 (SADP) 可知,  $\eta'$  亚稳相的衍射斑很强, GP 区的很弱, 这说明此时的强化相以  $\eta'$  亚稳相为主. 该相可有效阻碍位错运动, 具有良好的强化作用, 因此此处硬度很高.

图 7 给出了冷却速率为  $138\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$  时样品时效后的 TEM 照片. 由图 7a 可知, 在晶粒内部可观察到大量粗大的  $\eta$  平衡相, 与图 4b 结果一致. 这些相多呈长条状, 尺寸不均匀, 其平均长度为  $320\text{ nm}$  左右, 最大的约

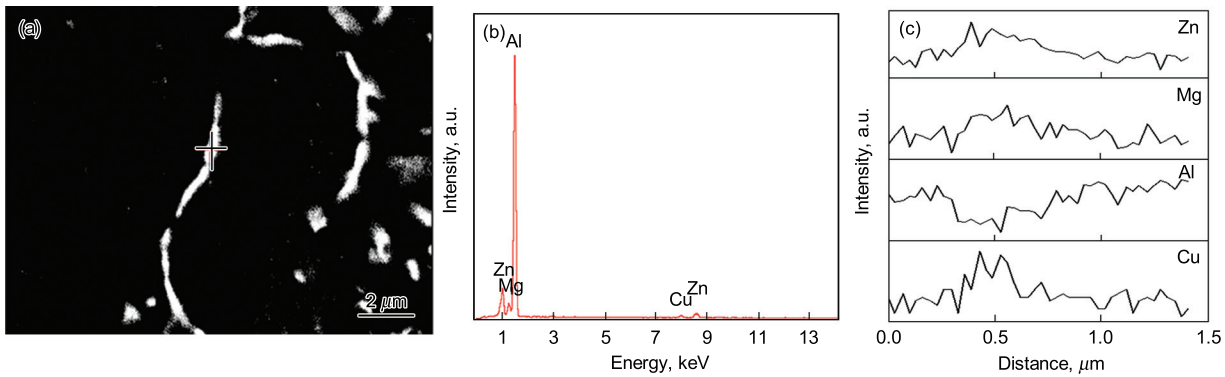


图 5 冷却速率为  $138\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$  时晶界第二相的 EDX 结果

Fig.5 Morphology (a), and corresponding point analysis (b) and line analysis (c) EDX results of the second phase at grain boundary at cooling rate of  $138\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$

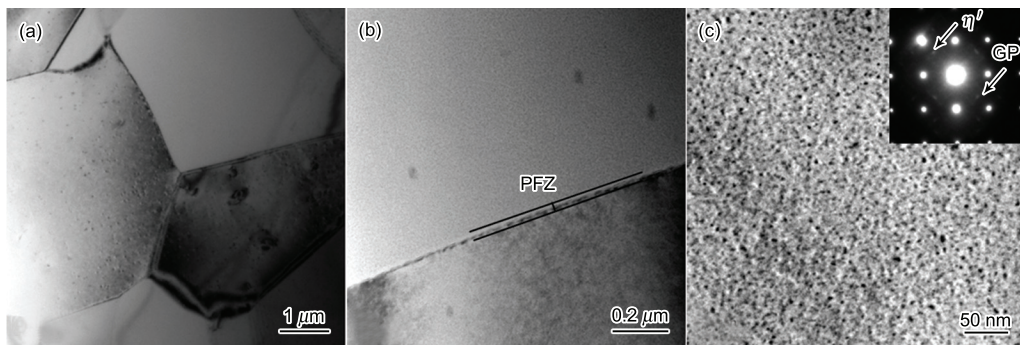


图 6 冷却速率为  $1250\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$  时样品人工时效后的 TEM 照片

Fig.6 TEM images of sub-grains (a), second phase at grain boundary (b), and hardening precipitates in the grain and  $\langle 001 \rangle$  SADP (c) in the sample cooled at  $1250\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$  after artificial aging

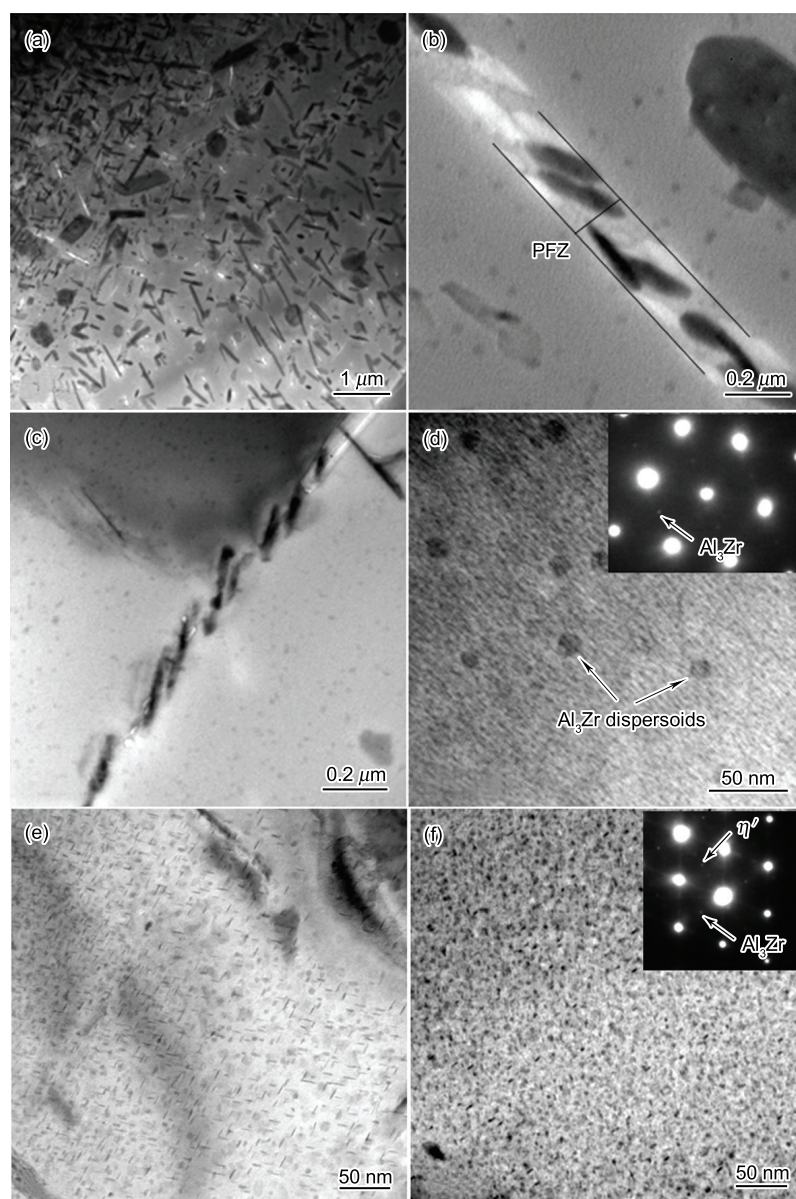


图 7 冷却速率为 138 °C/min 时样品时效后的 TEM 照片

Fig.7 TEM images of the sample cooled at 138 °C/min after aging

- (a) coarse equilibrium  $\eta$  phase inside grain
- (b) grain boundary after artificial aging
- (c) grain boundary after natural aging
- (d) hardening precipitates after natural aging and (011) SADP
- (e) hardening precipitates after artificial aging
- (f) hardening precipitates after natural and artificial aging and (011) SADP

1000 nm. 和冷却速率为 1250 °C/min 时相比, 人工时效后晶界上的  $\eta$  相明显更大, 约 200 nm, 且分布不连续 (图 6b 和图 7b), 晶界附近的无沉淀析出带变宽, 约为 175 nm. 在自然时效样品中, 晶界无沉淀析出带不明显, 晶界上有粗大且分布不连续的  $\eta$  相, 尺寸约 200 nm (图 7c), 这说明在冷却过程中晶界上已经析出了  $\eta$  相; 而从晶内的照片和对应的衍射花样判断, 晶内分布着 GP 区, 没有  $\eta'$  亚稳相 (图 7d), 因此硬度较低. 从图中还可看出

$\text{Al}_3\text{Zr}$  弥散粒子的存在, 这些粒子可起到阻碍再结晶的作用 [8]. 人工时效和自然 + 人工时效后, 晶粒内部都析出了大量的  $\eta'$  亚稳强化相 (图 7e 和 f), 但后种制度下,  $\eta'$  强化相的密度更高, 尺寸更小, 因此硬度更高.

## 2.6 差示扫描量热结果

图 8 为不同冷却速率时样品时效后的 DSC 曲线. 图中峰 A 表示合金组织中强化相的溶解, 从图 6c 以及图 7e 和 f 可知, 时效后的强化相主要是  $\eta'$  亚稳相, 因此峰 A

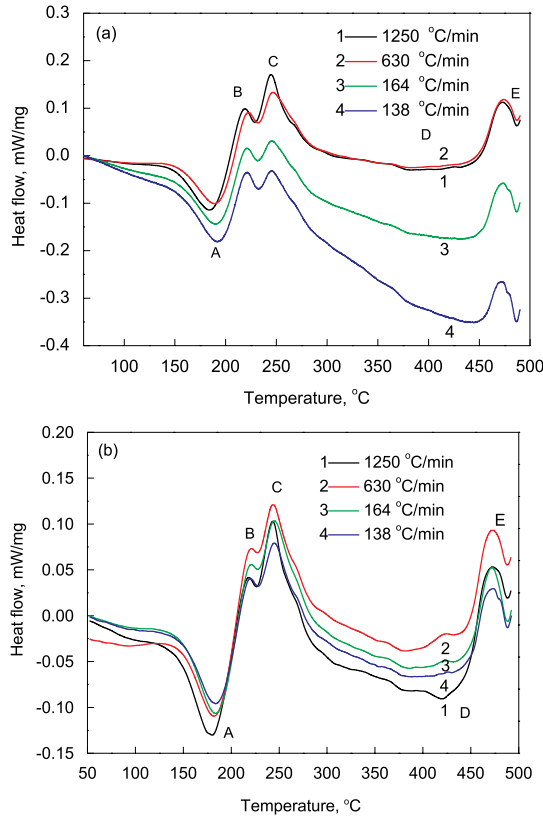


图 8 不同冷却速率时样品时效后的 DSC 曲线

Fig.8 DSC curves of the sample cooled at different cooling rates after artificial aging (a), and natural and artificial aging (b)

为  $\eta'$  亚稳相的溶解峰; 峰 B 表示  $\eta'$  相的析出, 峰值温度 220 °C 左右; 峰 C 表示  $\eta$  相析出及熟化, 峰值温度在 245 °C 左右; 峰 D 表示  $\eta$  相溶解, 峰值温度在 350—400 °C; 峰 E 表示 S 相的析出, 峰值温度在 472 °C 左右. 这些结果与以往的一些研究结果 [9-11] 类似. 由于加热过程中, 多个反应可同时发生 [9], 部分反应峰 (如峰 A 与峰 B, 峰 B 与峰 C) 之间发生了重叠.

### 3 分析讨论

图 9 给出了 3 种时效制度下样品的硬度与冷却速率之间的关系. 由图可知, 随冷却速率的减小, 硬度不断地减小, 对其进行线性拟合, 结果如式 (1)—(3) 所示.

人工时效:

$$HV = 111.0 + 27.8\lg\bar{C}_r \quad (1)$$

自然时效:

$$HV = 128.4 + 13.6\lg\bar{C}_r \quad (2)$$

自然 + 人工时效:

$$HV = 133.7 + 19.5\lg\bar{C}_r \quad (3)$$

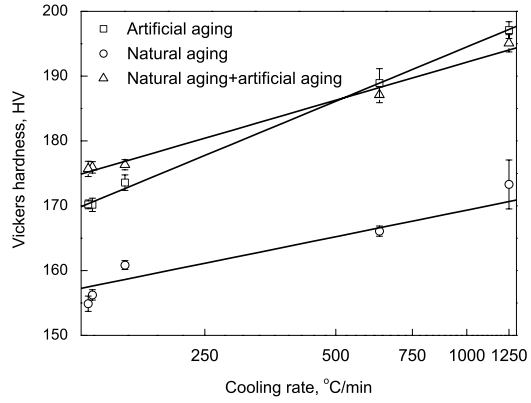


图 9 不同时效制度下硬度与冷却速率间的关系

Fig.9 Relationship between hardness and cooling rate after different aging treatments

式中,  $HV$  代表 Vickers 硬度值,  $\bar{C}_r$  代表冷却速率. 人工时效、自然时效和自然 + 人工时效对应的线性相关系数分别为 0.9981, 0.9120 和 0.9889, 可见, 硬度与冷却速率的对数间都具有较好的线性关系. 至于直线的斜率, 自然时效时的最小; 人工时效的最大, 约是前者的 2 倍; 自然 + 人工时效的居中. 时效制度影响了合金硬度与冷却速率之间的关系, 自然 + 人工时效降低了冷却速率减小而导致硬度下降的程度, 提高了合金板材的淬透性, 这与时效改变了合金中的微观组织紧密相关.

图 10 为人工时效和自然 + 人工时效后的 DSC 分析结果, 给出了  $\eta'$  亚稳相溶解时的峰值温度及峰面积与冷却速率之间的关系. 峰值温度表示的是反应速率最大时对应的温度, 与沉淀相的尺寸和稳定性有关; 而峰的面积反映的是沉淀相的体积分数 [9]. 从图 10a 可以看出, 随着冷却速率的减小, 峰值温度升高, 这说明  $\eta'$  亚稳相的尺寸增加; 人工时效后  $\eta'$  亚稳相溶解峰的峰值温度高于自然 + 人工时效的, 这说明自然 + 人工时效后的  $\eta'$  亚稳相尺寸更小. 这些结果与图 6 和图 7 中的组织分析一致. 从图 10b 可以看出, 随冷却速率的降低, 峰面积减小, 这说明  $\eta'$  亚稳相的体积分数减少, 与时效后硬度的降低相对应 (图 9). 在较高冷却速率范围内 (大于约 300 °C/min), 人工时效后的峰面积大于自然 + 人工时效的, 说明前者中  $\eta'$  亚稳相的含量更高, 因此硬度也更高; 在较低冷却速率范围内 (小于约 300 °C/min), 人工时效后的峰面积小于自然 + 人工时效的, 说明前者中  $\eta'$  亚稳相的含量更低, 硬度更低, 这与图 9 中的结果一致. 对图 10a 和 b 中的数据

人工时效:

$$T = 191.8 - 0.00538\bar{C}_r \quad (4)$$

自然 + 人工时效:

$$S = -2.2 + 10.7\lg\bar{C}_r \quad (5)$$

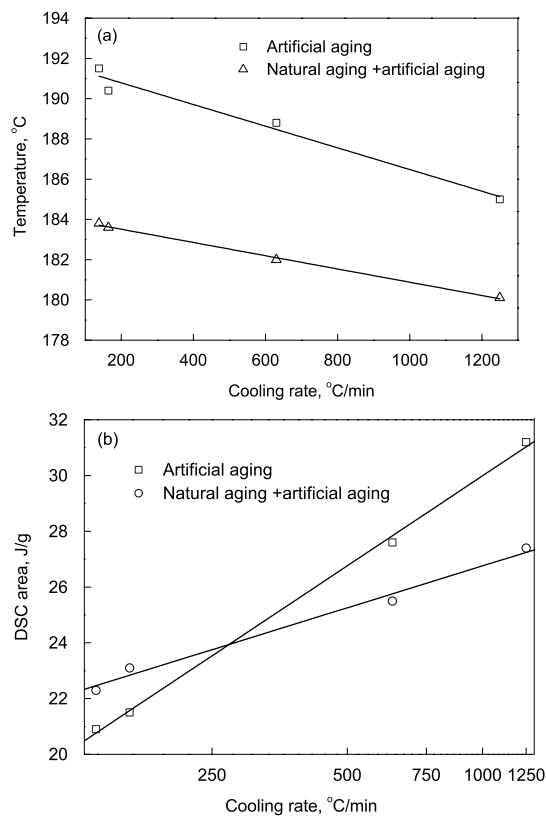


图 10 时效后的 DSC 分析结果

Fig.10 DSC analysis result after aging  
(a) peak temperature vs cooling rate  
(b) peak area vs cooling rate

$$T = 184.2 - 0.00329\overline{C}_r \quad (6)$$

$$S = 11.8 + 5.0\lg\overline{C}_r \quad (7)$$

式中,  $T$  是  $\eta'$  相溶解峰的峰值温度,  $S$  是  $\eta'$  相溶解峰的峰面积. 可见,  $\eta'$  亚稳相溶解的峰值温度与冷却速率间有很好的线性关系, 人工时效和自然 + 人工时效条件下的线性相关系数分别为 0.9624 和 0.9967; 而  $\eta'$  亚稳相溶解峰的峰面积与冷却速率的对数间有较好的线性关系, 人工时效和自然 + 人工时效条件下的线性相关系数分别为 0.9985 和 0.9885. 图 9 中两硬度拟合直线的交点与图 10 中峰面积拟合直线交点对应的冷却速率不同, 这是因为  $\eta'$  亚稳相的强化效果除了与体积分数有关外, 还与其尺寸和分布有关.

7055 铝合金是时效强化合金, 固溶处理后快速冷却时, 基体中的溶质原子来不及析出而形成过饱和固溶体. 这是一种极不稳定的状态, 在室温下或者人工时效时极易脱溶, 析出起强化作用的 GP 区和  $\eta'$  亚稳相, 但一般认为后者的强化效果更好<sup>[9]</sup>. 7000 系铝合金时效时的分解序列通常为<sup>[12,13]</sup>: 过饱和固溶体 (S.S.S.S.) $\rightarrow$ GP 区 $\rightarrow\eta'$ 相 $\rightarrow\eta$ 相. 因此, GP 区的尺寸、数量及分布对  $\eta'$  相的形成至关重要. 在末端淬火试样中靠近喷水端位置, 冷却速率快, 溶质和空位浓度高, 时效时大量稳定的 GP 区可快

速形成, 人工时效前引入自然时效对其硬度影响不大, 如图 2 所示. 随着离喷水端距离的增加, 冷却速率减小, 冷却过程中  $\eta$  平衡相的析出消耗了大量的溶质原子, 导致溶质和空位浓度都下降, 因此时效时析出的驱动力不断减小, 沉淀强化相析出也越来越困难. 随冷却速率的减小, 时效时 GP 区的均匀形核温度也降低<sup>[14,15]</sup>, 形成的 GP 区少且不稳定. 此时若在 120 °C 直接时效, 大量已形成的 GP 区会溶解, 同时难以形成新的 GP 区, 所以时效后得到的  $\eta'$  强化相尺寸增加、弥散程度大大降低, 强化效果差. 在室温下进行长时间的预时效时, 基体中形成了大量的 GP 区 (图 7d), 获得较高的硬度. 在此基础上进一步在 120 °C 时效时, GP 区能稳定存在而不溶解, 并随着时效的进行长大转变成  $\eta'$  亚稳相, 其数量更多, 分布更均匀弥散, 如图 7 和图 10 所示. 因此在冷却速率小的区域, 自然 + 人工时效后的硬度显著高于人工时效, 试样的淬透性大大提高 (图 2).

#### 4 结论

(1) 经人工时效、自然时效和自然 + 人工时效后, 7055 铝合金厚板淬透试样的淬透层深度分别为 45, 78 和 100 mm, 人工时效前进行长时间的自然时效显著提高了其厚板的淬透性. 硬度与冷却速率的对数间有较好的线性关系.

(2) 随冷却速率减小, 冷却过程中  $\eta$  平衡相的数量和尺寸增加, 时效后析出的  $\eta'$  强化相数量减少, 尺寸增加, 弥散程度降低, 硬度下降.  $\eta'$  相溶解峰的峰值温度和峰面积分别与冷却速率及其对数具有良好的线性关系.

(3) 人工时效前的长时自然时效有利于稳定 GP 区的形成, 最终得到数量更多、分布更均匀弥散、尺寸更细小的  $\eta'$  强化相, 显著提高了硬度, 提高了淬透性.

#### 参考文献

- [1] Liu S D, Liu W J, Zhang Y, Zhang X M, Deng Y L. *J Alloys Compd*, 2010; 507: 53
- [2] Robinson J S, Cudd R L, Tanner D A. *J Mater Process Technol*, 2001; 119: 261
- [3] Lim S T, Yun S J, Nam S W. *Mater Sci Eng*, 2004; A371: 82
- [4] Liu S D, Zhong Q M, Zhang Y, Zhang X M. *Mater Des*, 2010; 31: 3116
- [5] Zhang X M, Deng Y L, Zhang Y. *Chin Pat*, 200710034410.8, 2007 (张新明, 邓运来, 张勇. 中国专利, 200710034410.8, 2007)
- [6] Robson J D, Prangnell P B. *Mater Sci Technol*, 2002; 18: 607
- [7] Liu S D, Zhang X M, You J H, Huang Z B, Zhang C, Zhang X Y. *Trans Nonferrous Met Soc China*, 2006; 16: 2034

- (刘胜胆, 张新明, 游江海, 黄振宝, 张 翀, 张小艳. 中国有色金属学报, 2006; 16: 2034)
- [8] Liu S D, Zhang X M, Chen M A. *Trans Nonferrous Met Soc China*, 2007; 17: 787
- [9] Viana F, Pinto A M P, Santos H M C, Lopes A B. *J Mater Process Technol*, 1999; 92-93: 54
- [10] Park J K, Ardell A J. *Mater Sci Eng*, 1989; A114: 197
- [11] Chen J Z. *PhD Thesis*, Harbin Institute of Technology, 2008
- (陈军洲. 哈尔滨工业大学博士学位论文, 2008)
- [12] Hansen V, Stiller K, Waterloo G. *Mater Sci Forum*, 2002; 396-402: 815
- [13] Chinh N O, Lendvi J, Ping D H. *J Alloys Compd*, 2004; 378: 52
- [14] Porter D A, Easterling K E. *Phase Transformation in Metals and Alloys*. Oxford: Alden Press, 1981: 265
- [15] Liu S D, Zhang X M, Chen M A. *Mater Charact*, 2008; 59: 53