



淬火速率对 7136 铝合金 微观组织和力学性能的影响

郑鹏程^{1,2,3}, 马志民^{1,2,3}, 刘洪雷⁴, 刘胜胆^{1,2,3}, 肖阳⁵, 韦卫昌^{1,2,3}

(1. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083;

2. 中南大学 有色金属材料科学与工程教育部重点实验室, 长沙 410083;

3. 中南大学 有色金属先进结构材料与制造协同创新中心, 长沙 410083;

4. 东北轻合金有限责任公司, 哈尔滨 150060;

5. 郑州轻金属研究院, 金属材料研究所, 郑州 450041)

摘要: 采用浸入式末端淬火方法, 结合硬度和室温拉伸测试、光学显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)和透射电镜(TEM)分析等手段, 研究了淬火速率对 16 mm 厚 7136 铝合金挤压板材微观组织和力学性能的影响。结果表明: 淬火速率大于 15.0 °C/s 时, 硬度和强度随淬火速率的减小缓慢降低。淬火速率小于 15.0 °C/s 时, 硬度和强度随淬火速率的减小迅速降低。随淬火速率减小, 在(亚)晶界和晶内 Al₃Zr 上析出 η 相的数量和尺寸增加, 时效后 η' 强化相的数量减少, 降低了硬度和强度。根据不同淬火速率时(亚)晶界和晶内 Al₃Zr 上析出相的比例分析了它们对淬火敏感性的贡献。淬火速率在 4.8~41.6 °C/s 范围内, (亚)晶界对淬火敏感性的贡献更大; 淬火速率约为 3.0 °C/s 时, 晶内 Al₃Zr 粒子对淬火敏感性的贡献超越(亚)晶界。

关键词: 7136 铝合金; 淬火敏感性; 力学性能; 时效

文章编号: 1004-0609(2021)-09-2348-09

中图分类号: TG 146.2

文献标志码: A

引文格式: 郑鹏程, 马志民, 刘洪雷, 等. 淬火速率对 7136 铝合金微观组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(9): 2348-2356. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-35871

ZHENG Peng-cheng, MA Zhi-min, LIU Hong-lei, et al. Effect of quenching rate on microstructure and mechanical properties of 7136 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(9): 2348-2356. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-35871

7xxx 系铝合金因其密度低、强度高、韧性良好, 被广泛应用于航空航天工业。随着航空航天工业对材料力学性能的要求不断提高, 7xxx 系铝合金的合金化程度不断提高(尤其是 Zn 含量), 例如 7136 铝合金的 Zn 含量(质量分数)已超过 9%^[1-2]。但合金化程度越高, 淬火敏感性越高, 即随着淬火速率减小, 合金时效后的力学性能和耐蚀性能下降率越大^[3]。随着飞机结构件大型化和整体化的发展, 对厚截面 7xxx 系铝合金材料的性能要求更高。厚截面材料心部的淬火速率比表层小, 导致材料心部性能下降, 淬火敏感性问题显得异常突出^[4-5]。材料心部性能

下降主要由于(亚)晶界和 Al₃Zr 粒子上的淬火析出相消耗了大量的溶质原子, 导致强化相减少^[6]。量化(亚)晶界和 Al₃Zr 粒子对淬火敏感性的贡献, 有助于深入地认识微观组织对淬火敏感性的影响。

喷淋式末端淬火是研究铝合金淬火敏感性的有效途径。王国军等^[7]和刘君城等^[8]通过喷淋式末端淬火试验测得 2D70 和 2124 铝合金的淬透深度分别大于 150 mm 和 50 mm。在 7xxx 系铝合金方面, 采用这种方法, NEWKIRK 等^[9]研究了淬火速率对 7075 和 7050 铝合金硬度及微观组织的影响; 张勇等^[10]研究了 7050 铝合金厚板的淬火敏感性, 得出 η

基金项目: 国家重点研发计划资助项目(2016YFB0300901)

收稿日期: 2019-12-05; 修订日期: 2020-07-05

通信作者: 刘胜胆, 教授, 博士; 电话: 0731-88830265; E-mail: lsd_csu@csu.edu.cn

相析出的临界淬火速率约为 $40\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; 熊柏青等^[11]对 7150、7B04 及 Al-7.5Zn-1.65Mg-1.4Cu-0.12Zr 合金的淬透性进行了评价; 李承波等^[12]比较了均匀化态 7075、7050、7055 和 7085 铝合金的淬火敏感性。通过末端淬火可获得连续变化的淬火速率, 建立淬火速率与微观组织演变及性能的关系。但是喷淋式末端淬火能够获得的淬火速率范围有限, 最大淬火速率约为 $70\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ ^[10, 13-14]。

为了获得更大的淬火速率, 本文采用浸入式末端淬火的方式, 将试样的一端直接浸入室温水中进行淬火, 对 7136 铝合金挤压板材进行实验, 研究了淬火速率对其微观组织和力学性能的影响, 并探讨在不同淬火速率下微观组织对淬火敏感性的贡献。这有助于深入认识 7xxx 系铝合金的淬火敏感性, 为调控合金的性能提供参考。

1 实验

实验材料为长 220 mm、宽 120 mm、厚 16 mm 的 7136 铝合金挤压板材, 长度方向为挤压方向, 化学成分(质量分数, %)为 Al-9.10Zn-2.18Mg-2.07Cu-0.13Zr, Fe<0.08, Si<0.05。采用 SX-4-10 型箱式电阻炉进行双级固溶(450 $^{\circ}\text{C}$, 1 h)+(470 $^{\circ}\text{C}$, 0.5 h)后将样品迅速转移至室温(约 25 $^{\circ}\text{C}$)水槽中, 宽度方向垂直于水面, 浸入深度 25 mm, 其余部分位于空气中。在挤压板横截面上不同位置钻直径为 1.5 mm、深度为 10 mm 的小孔预埋热电偶, 用于采集温度-时间曲线, 数据采集频率为 20 Hz。待试样冷却至室温后, 立即在 SX2-9-12TP 箱式电阻炉中进行人工时效, 制度为(120 $^{\circ}\text{C}$, 24 h)+(160 $^{\circ}\text{C}$, 12 h)。

图 1(a)所示为试样不同位置的温度-时间曲线。以板材浸入水中最深处表面为 0 mm 面, 可见淬火速率随着距 0 mm 面距离的增大而减小。在 10 mm 处, 温度下降速率最大, 90 mm、100 mm 和 110 mm 处淬火速率曲线的形状基本相同。根据文献[15], 计算实验合金不同位置在 210~420 $^{\circ}\text{C}$ 范围内的平均淬火速率, 如图 1(b)所示。可见淬火速率从 10 mm 处的 398.0 $^{\circ}\text{C/s}$ 迅速减小至 35 mm 处的 15.0 $^{\circ}\text{C/s}$, 之后减小的速度变慢。淬火速率在 60 mm 处为 4.8 $^{\circ}\text{C/s}$, 在 90 mm 之后大约稳定在 3.0 $^{\circ}\text{C/s}$ 。

将时效后的试样从中间切开, 按硬度测试的要

求打磨表面后用 200HVS-5 维氏硬度计测试硬度, 载荷为 4.8 N, 保荷时间 15 s。从 0 mm 处开始, 每隔 3 mm 测试一组数据, 每组测试 5 个点取平均值。从时效后试样不同位置处取样制备拉伸样品, 尺寸如图 2 所示。在 DDL-100 型万能材料力学拉伸机上进行室温拉伸实验, 拉伸速度为 2 mm/min, 每个位置 3 个平行样。

使用 BX51M 型金相显微镜观察不同位置时效态样品的金相组织, 金相试样经砂纸逐级打磨并机械抛光后用 Graff Sargent 试剂(1 mL HF+16 mL HNO₃+3 g CrO₃+83 mL H₂O)浸蚀。采用 ZEISS EVOMA10 扫描电子显微镜在背散射电子模式下观

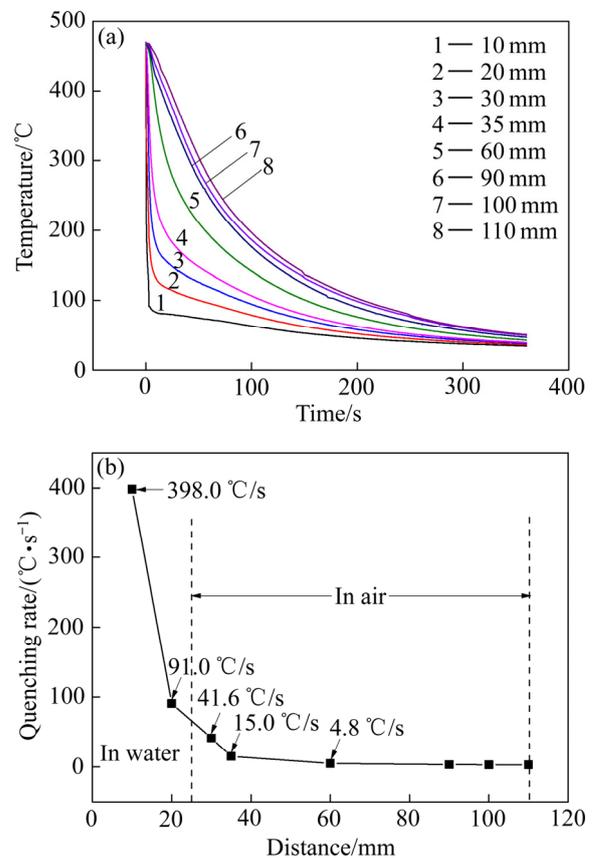


图 1 试样浸入式末端淬火时

Fig. 1 Immersion end quenching of sample: (a) Cooling curves at different positions; (b) Quenching rates at different positions

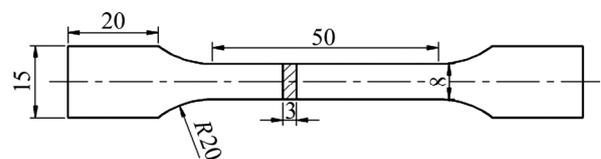


图 2 拉伸样品示意图

Fig. 2 Schematic diagram of tensile sample (Unit: mm)

察试样中第二相粒子特征, 加速电压 20 kV。使用 Oxford X-Max^N 型能谱分析仪(EDS)对典型第二相粒子进行能谱分析。采用文献[6]中的方法使用 Image J 软件统计 SEM 照片中第二相粒子面积分数。使用 Titan G² 60–300 透射电子显微镜(TEM)观察微观组织特征, 加速电压 300 kV。TEM 样品预磨至 80 μm 厚, 冲成直径为 3 mm 的圆片后进行双喷减薄。电解液为 20% HNO_3 +80% CH_3OH (体积分数), 温度控制在-20 ℃以下。

2 实验结果

2.1 硬度曲线

图 3 所示为末端淬火试样经过时效后的硬度曲线。在 0~15 mm 范围内, 硬度在 190 HV 左右波动; 之后硬度随距离增加而降低, 在 115 mm 处硬度降低至约 164 HV。硬度与淬火速率之间的关系如图 3(b) 所示, 图中硬度下降率为最大硬度与实测硬度之差除以最大硬度所得的百分数。淬火速率大于 15.0 ℃/s 时, 随淬火速率的减小, 硬度缓慢降低,

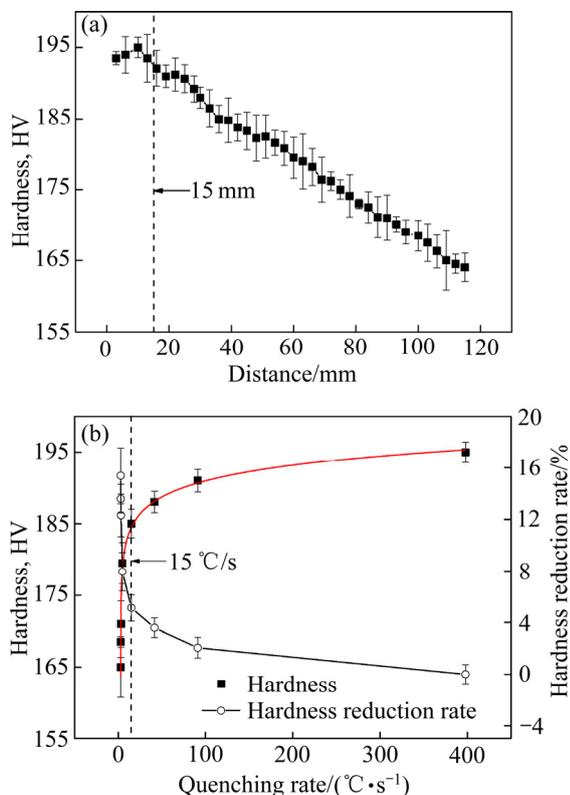


图 3 末端淬火试样时效后的硬度曲线

Fig. 3 Hardness curves of end quenching samples after aging: (a) Hardness–distance curve; (b) Hardness–quenching rate curve

硬度下降率缓慢增加。淬火速率小于 15.0 ℃/s 后, 随淬火速率的减小, 硬度迅速降低, 硬度下降率迅速增加。拟合图 3(b) 中的硬度曲线, 得到硬度 H 与淬火速率 v 的关系如下:

$$H=176.7+3.12\ln(v-2.82) \quad (1)$$

相关系数为 0.99806。

2.2 室温拉伸性能曲线

图 4(a) 所示为拉伸性能与距离的关系曲线。随着距离入水端距离的增加, 抗拉强度(R_m)和屈服强度($R_{p0.2}$)都呈现不断降低的趋势; 伸长率(A)在约 15 mm 内呈上升趋势, 15 mm 至 80 mm 范围基本没有变化, 而后稍有上升。 $R_{p0.2}$ 与淬火速率之间的关系如图 4(b) 所示, 其中 $R_{p0.2}$ 下降率为该位置 $R_{p0.2}$ 较大 $R_{p0.2}$ 值(7 mm 处)降低的百分数。淬火速率大于 15.0 ℃/s 时, 随淬火速率的减小 $R_{p0.2}$ 缓慢降低, $R_{p0.2}$ 下降率缓慢增加。淬火速率小于 15.0 ℃/s 时, 随淬火速率的减小 $R_{p0.2}$ 迅速降低, $R_{p0.2}$ 下降率迅速增加。对图 4(b) 中 $R_{p0.2}$ –淬火速率数据进行拟合, 得到 $R_{p0.2}$

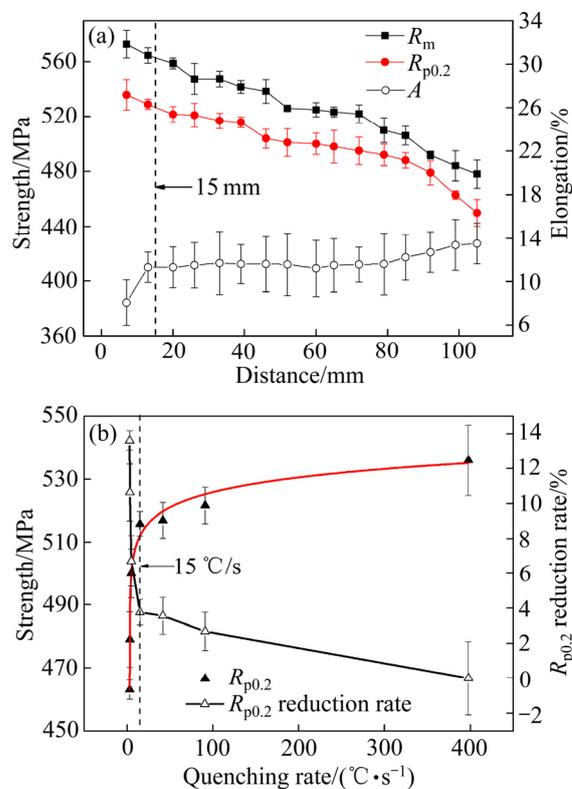


图 4 末端淬火试样时效后的拉伸性能曲线

Fig. 4 Curves of tensile properties of end quenching samples after aging: (a) Tensile properties–distance curves; (b) Yield strength–quenching rate curve

与淬火速率 v 的关系如下:

$$R_{p0.2} = 495.58 + 6.61 \ln(v - 2.95) \quad (2)$$

相关系数为 0.99454。

2.3 显微组织

随淬火速率减小, 金相组织变得模糊。图 5 所示为淬火速率约为 398.0 °C/s 和 3.0 °C/s 时的金相照片, 可以看到明显的部分再结晶组织。在淬火速率为 398.0 °C/s 时(见图 5(a)), 晶界和亚晶界轮廓清晰, 晶粒组织沿挤压方向呈纤维状, 长 200~300 μm , 宽 10~40 μm ; 存在部分等轴晶粒, 直径为 2~10 μm , 存在粗大的黑色第二相。淬火速率约为 3.0 °C/s 时,

金相组织(见图 5(b))变得模糊, 这是因为随着淬火速率减小, 在(亚)晶界和晶内 Al_3Zr 上形核长大的第二相逐渐增多, 这些粗大第二相由于自腐蚀电位较低在 Graff 试剂中优先被腐蚀, 形成了很多腐蚀坑, 影响了晶粒组织的显现^[16]。

随淬火速率减小, 试样中淬火析出相数量增加。图 6 所示为淬火速率约为 398.0 °C/s 和 3.0 °C/s 时的 SEM 照片。在淬火速率为 398.0 °C/s 时(见图 6(a)), 能看到一些尺寸在 3~15 μm 的不规则第二相粒子, EDS 能谱分析结果如表 1 所示; 根据文献[12]可知, 这些粗大的第二相主要为 $T(\text{AlZnMgCu})$ 相和 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相。淬火速率减小至约 3.0 °C/s 时, 除上述第二相粒子外, 还出现了大量白色第二相粒子,

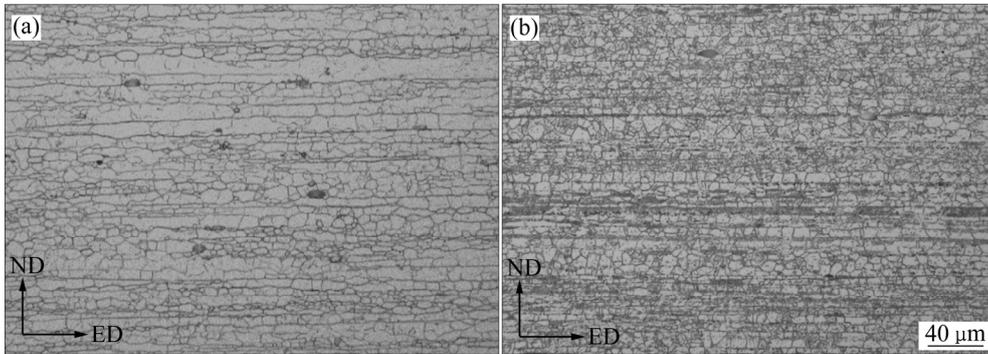


图 5 不同淬火速率试样的金相照片

Fig. 5 Optical images of samples at different quenching rates: (a) 398.0 °C/s; (b) 3.0 °C/s (ED is extruded direction; ND is normal direction)

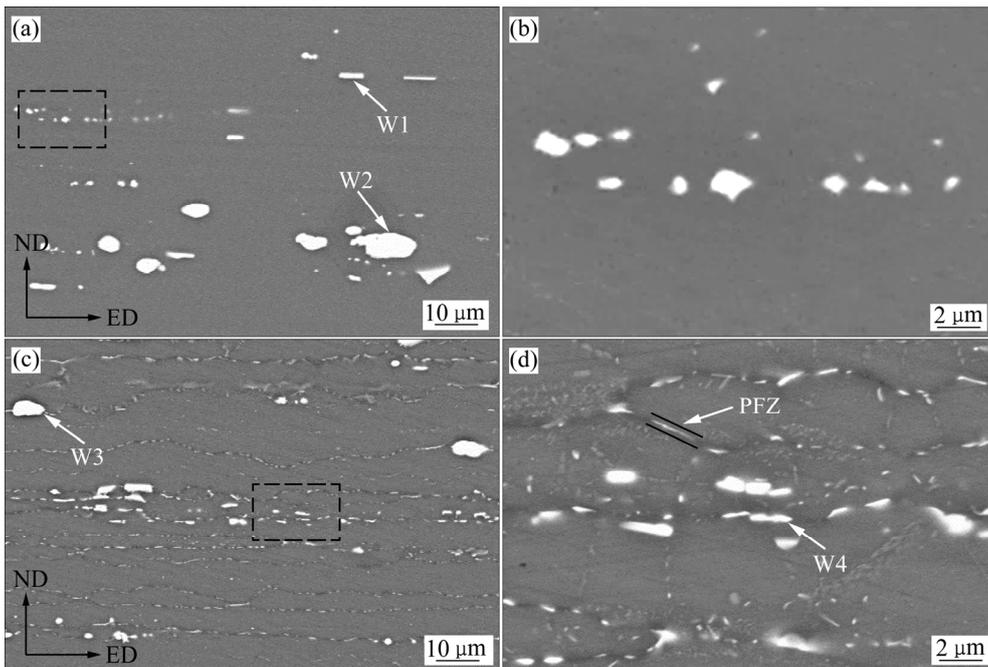


图 6 不同淬火速率试样的 SEM 照片

Fig. 6 SEM images of samples at different quenching rates: (a) 398.0 °C/s, low magnification; (b) 398.0 °C/s, high magnification; (c) 3.0 °C/s, low magnification; (d) 3.0 °C/s, high magnification

长度小于 2 μm , 如图 6(c)所示; 能谱分析(见表 1)显示, 其主要成分为 Zn、Mg 和 Cu 元素; 结合文献[6]及后续 TEM 结果可以确定, 白色第二相粒子主要为 η 相, 这些粒子衬托出晶粒形貌。在高倍 SEM 照片下, 在晶界处可以看到明显的无沉淀析出带 (PFZ), 如图 6(d)所示。

表 1 图 6 中典型第二相粒子能谱分析

Table 1 Energy spectrum analysis of typical second phase particles in Fig. 6

Particle	Mole fraction/%					Precipitate
	Al	Zn	Mg	Cu	Fe	
W1	83.22	1.57	1.81	9.28	4.12	$\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$
W2	25.73	23.59	34.01	16.67	0	T
W3	35.51	19.29	30.83	14.37	0	T
W4	92.26	4.88	2.21	0.65	0	η

采用文献[7]中方法, 分别统计不同淬火速率下 SEM 照片中(亚)晶界淬火析出相和晶内淬火析出相的面积分数, 如图 7 所示。可见随着淬火速率减小, 淬火析出相的面积分数增大。这是由于淬火速率减小, 溶质原子扩散时间更长, 形成了更多的第二相造成的^[17]。淬火速率大于 41.6 $^\circ\text{C}/\text{s}$ 时, 在 SEM 照片中几乎观察不到淬火析出相。淬火速率在 4.8~

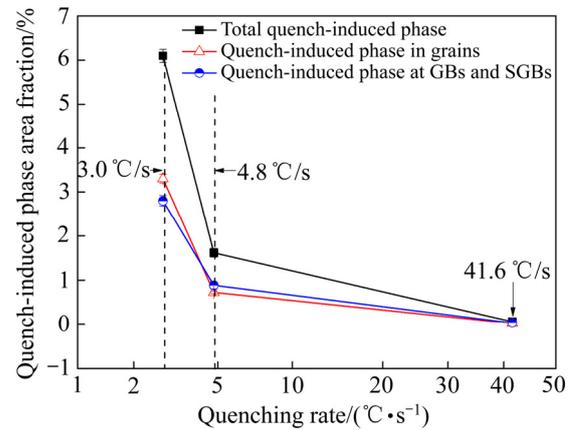


图 7 基于 SEM 照片分析的第二相面积分数与淬火速率之间的关系

Fig. 7 Relationship between area fraction of second phase based on SEM images and quenching rates

41.6 $^\circ\text{C}/\text{s}$ 范围内, (亚)晶界淬火析出相面积分数大于晶内淬火析出相面积分数。淬火速率在 3.0~4.8 $^\circ\text{C}/\text{s}$ 范围内, 随淬火速率减小, 晶内淬火析出相面积分数逐渐超越(亚)晶界淬火析出相面积分数。

淬火析出相的形成影响了时效后的显微组织, 作为代表, 图 8 所示为淬火速率约为 398.0 $^\circ\text{C}/\text{s}$ 和 3.0 $^\circ\text{C}/\text{s}$ 时的 TEM 照片。在淬火速率约为 398.0 $^\circ\text{C}/\text{s}$ 时, 晶内无淬火析出的第二相, 如图 8(a)所示。在

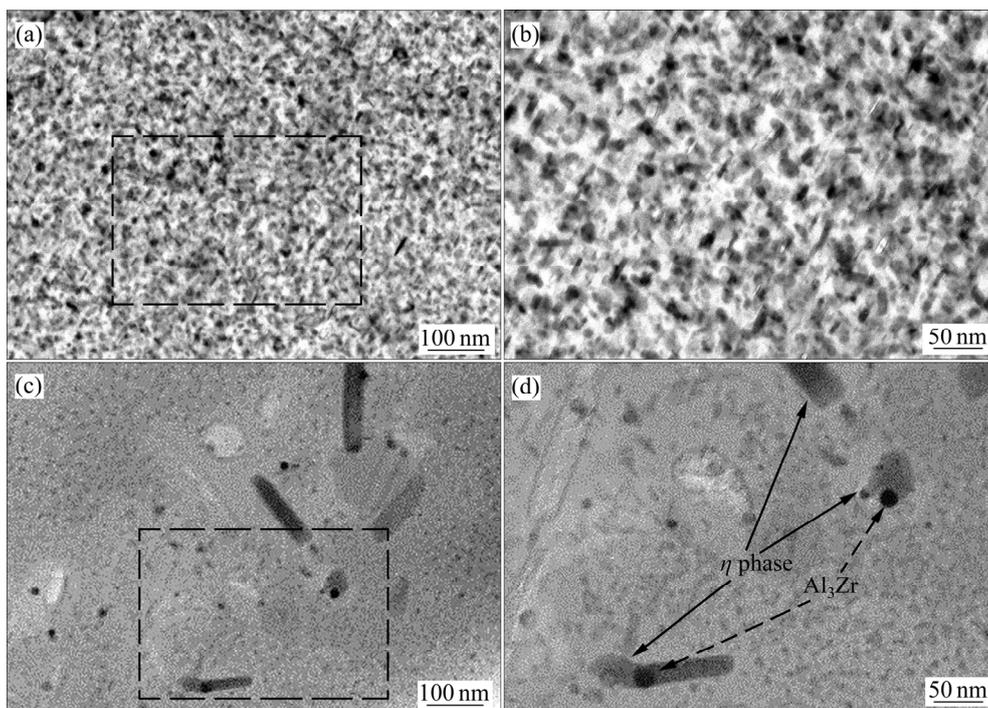


图 8 不同淬火速率试样的 TEM 照片

Fig. 8 TEM images of samples at different quenching rates: (a) 398.0 $^\circ\text{C}/\text{s}$, low magnification; (b) 398.0 $^\circ\text{C}/\text{s}$, high magnification; (c) 3.0 $^\circ\text{C}/\text{s}$, low magnification; (d) 3.0 $^\circ\text{C}/\text{s}$, high magnification

高倍 TEM 下可以看到晶内有大量细小的盘状沉淀强化相均匀分布, 这些相的厚度约 2~3 nm、直径约 5~20 nm, 如图 8(b)所示。在淬火速率约为 3.0 °C/s 时, 晶内出现大量长度在 25~1000 nm 的棒状相, 如图 8(c)所示。从图 8(d)可见粗大的棒状相多数依附在圆形粒子上。根据衍射斑点(见图 9)结合文献[6, 18]可知, 晶内沉淀强化相主要为 η' 相, 淬火析出相主要为 η 相, 圆形粒子是 Al_3Zr 相。在缓冷时, Al_3Zr 粒子往往充当非均匀形核位置而促进平衡相的析出^[15-16]。随淬火速率减小, 沉淀强化相的数量明显减少。

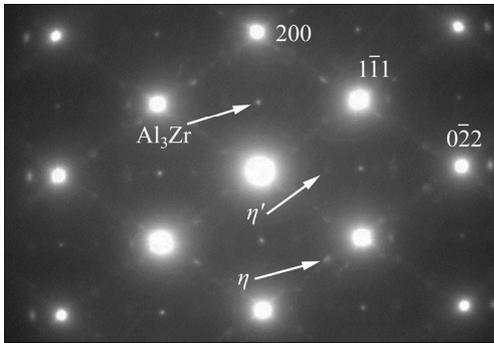


图9 淬火速率为3.0 °C/s 试样 $\langle 011 \rangle_{\text{Al}}$ 方向选区电子衍射花样

Fig. 9 $\langle 011 \rangle_{\text{Al}}$ selected area electron diffraction of sample at quenching rate of 3.0 °C/s

3 分析与讨论

7xxx 系铝合金是可热处理强化合金, 其高硬度和高强度主要是通过时效后在基体中形成高密度的 η' 相而获得的。7xxx 系铝合金时效析出序列通常为: α_{SSS} (过饱和固溶体) \rightarrow GP 区 $\rightarrow \eta'$ 相 $\rightarrow \eta$ 相^[19-22]。 η' 相与基体共格或半共格, 是主要强化相^[22-23]。强化相的体积分数和尺寸决定着合金的力学性能, 一般而言, η' 相数量越多, 阻碍位错运动的能力越强, 合金硬度和强度越高^[24-25]。

η' 相的析出需经历形核和长大的过程^[26], 其数量和分布受固溶体中溶质和空位浓度的影响。溶质原子浓度降低会减少 η' 相的数量, 空位浓度低不利于 η' 相的均匀弥散析出, 这会降低时效强化效果^[27]。随着淬火速率减小, 粗大的 η 相逐渐增多(见图 6、

7、8), 这些粗大相与沉淀强化相相比几乎没有强化效果, 而且会消耗基体中的溶质原子。同时淬火速率减小导致空位浓度降低^[28]。因此, 随淬火速率减小, 时效后 η' 相的数量减少(见图 8(d)), 合金硬度和强度逐渐降低(见图 3 和 4)。

慢速淬火时第二相往往在(亚)晶界和晶内 Al_3Zr 粒子上形核, 形核的优先次序为晶界、亚晶界、 Al_3Zr 粒子^[29-30]。采用贡献指数(C_n)表征(亚)晶界和晶内淬火析出相对淬火敏感性的贡献^[6], 进而区分(亚)晶界和晶内 Al_3Zr 粒子对淬火敏感性的影响, C_n 的计算公式为

$$C_n = D_H \times (A_n / A_t) \quad (3)$$

式中: D_H 是硬度下降率; A_n 为(亚)晶界或晶内淬火析出相的面积分数; A_t 为淬火析出相的总面积分数。 C_n 值越高, 对淬火敏感性的贡献越大。基于图 7 中的结果, 根据式(3)分别计算(亚)晶界和晶内淬火析出相的贡献指数 C_b 和 C_i , 结果见表 2。

表 2 (亚)晶界和晶内淬火析出相的贡献指数 C_n

Table 2 Contribution index C_n of quench-induced precipitates

Quenching rate/ (°C·s ⁻¹)	$D_H/\%$	$C_i/\%$	$C_b/\%$	C_i/C_b
41.6	3.6±0.8	1.5±0.3	2.1±0.5	0.7±0.4
4.8	7.9±1.5	3.6±0.9	4.3±1.4	0.8±0.3
3.0	15.4±2.2	8.3±1.8	7.1±1.5	1.2±0.6

淬火速率在 4.8~41.6 °C/s 范围内, $C_i/C_b < 1$, 说明(亚)晶界淬火析出相数量多于晶内淬火析出相, 即(亚)晶界对淬火敏感性的贡献更大。随着淬火速率减小, C_i/C_b 增大。当淬火速率约为 3.0 °C/s 时, $C_i/C_b > 1$, 说明晶内淬火析出相数量多于(亚)晶界析出相, 即晶内 Al_3Zr 粒子对淬火敏感性的贡献更大。(亚)晶界是一种面缺陷, 界面能较高, 新相在(亚)晶界形核时形核功较低, 所以平衡相更容易在(亚)晶界形核^[29-30]。(亚)晶界是溶质原子快速扩散通道, 有利于新相快速长大^[31]。(亚)晶界析出大量 η 相后, 附近的溶质原子含量降低, PFZ 变宽, 导致溶质原子向晶界扩散路径变长, 所以(亚)晶界淬火析出相的面积分数达到一定值后增加速度减慢。而晶内淬火析出相主要在 Al_3Zr 粒子上形核,

其界面能较低,且晶内溶质原子扩散速度较晶界慢。因此,在淬火速率较大时,溶质原子更容易在(亚)晶界非均匀形核长大,(亚)晶界淬火析出相对淬火敏感性的贡献更大。淬火速率越小,合金在淬火敏感温度区间停留的时间越长,依附 Al_3Zr 粒子形核析出的 η 相越多^[32]。因此,随着淬火速率减小,晶内淬火析出相数量会逐渐超越(亚)晶界淬火析出相, C_i/C_b 随之增大。

4 结论

1) 淬火速率从 $398.0\text{ }^\circ\text{C/s}$ 减小至约 $15.0\text{ }^\circ\text{C/s}$ 时,7136 铝合金时效后硬度和强度缓慢降低;淬火速率继续减小至约 $3.0\text{ }^\circ\text{C/s}$ 时,硬度和强度迅速降低。硬度和屈服强度均与淬火速率呈对数关系。

2) 淬火速率在 $4.8\sim 41.6\text{ }^\circ\text{C/s}$ 范围内时,(亚)晶界淬火析出相数量多于晶内淬火析出相,(亚)晶界对淬火敏感性做主要贡献;当淬火速率约为 $3.0\text{ }^\circ\text{C/s}$ 时,晶内淬火析出相数量多于(亚)晶界淬火析出相,晶内 Al_3Zr 粒子对淬火敏感性做主要贡献。

REFERENCES

- [1] 邓运来,张新明. 铝及铝合金材料进展[J]. 中国有色金属学报, 2019, 29(9): 2115-2141.
DENG Yun-lai, ZHANG Xin-ming. Development of aluminium and aluminium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2019, 29(9): 2115-2141.
- [2] 孙文会,张永安,李锡武,等. 固溶热处理对 7136 铝合金组织性能的影响[J]. 航空材料学报, 2014, 34(3): 35-41.
SUN Hui-wen, ZHANG Yong-an, LI Xi-wu, et al. Effect of solid solution heat treatment on microstructure and properties of 7136 aluminum alloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2014, 34(3): 35-41.
- [3] DESCHAMPS A, TEXIER G, RINGEVAL S, et al. Influence of cooling rate on the precipitation microstructure in a medium strength Al-Zn-Mg alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 501(1): 133-139.
- [4] ROBINSON J S, TANNER D A, TRUMAN C E, et al. The influence of quench sensitivity on residual stresses in the aluminium alloys 7010 and 7075[J]. Materials Characterization, 2012, 65: 73-85.
- [5] 熊柏青,李锡武,张永安,等. 高强韧低淬火敏感性 7xxx 系铝合金的发展[J]. 中国材料进展, 2014, 33(2): 114-119.
XIONG Bai-qing, LI Xi-wu, ZHANG Yong-an, et al. Development of 7xxx series aluminum alloy with high strength high toughness and low quench sensitivity[J]. Materials China, 2014, 33(2): 114-119.
- [6] TANG J G, YANG Z S, LIU S D, et al. Quench sensitivity of AA 7136 alloy: Contribution of grain structure and dispersoids[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2019, 50(10): 4900-4912.
- [7] 王国军,熊柏青,张永安,等. 2D70 铝合金淬透性研究[J]. 稀有金属, 2009, 33(3): 304-308.
WANG Guo-jun, XIONG Bai-qing, ZHANG Yong-an, et al. Study on hardenability of 2D70 aluminum alloy[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2009, 33(3): 304-308.
- [8] 刘君城,张永安,刘红伟,等. 基于末端淬火试验 2124 铝合金的淬透性[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(11): 2118-2123.
LIU Jun-cheng, ZHANG Yong-an, LIU Hong-wei, et al. Hardenability of 2124 aluminum alloy based on Jominy end quench test[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(11): 2118-2123.
- [9] NEWKIRK J W, MACKENZIE D S. The Jominy end quench for light-weight alloys development[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2000, 9(4): 408-415.
- [10] 张勇,邓运来,张新明,等. 7050 铝合金热轧板的淬火敏感性[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(10): 1788-1794.
ZHANG Yong, DENG Yun-lai, ZHANG Xin-ming, et al. Quenching sensitivity of 7050 aluminium alloy hot-rolled plate[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(10): 1788-1794.
- [11] 熊柏青,李锡武,张永安,等. 新型高强韧低淬火敏感性 Al-7.5Zn-1.65Mg-1.4Cu-0.12Zr 合金[J]. 中国有色金属学报, 2009, 19(9): 1539-1547.
XIONG Bai-qing, LI Xi-wu, ZHANG Yong-an, et al. Novel Al-7.5Zn-1.65Mg-1.4Cu-0.12Zr alloys with high strength high toughness and low quench sensitivity[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2009, 19(9): 1539-1547.
- [12] 李承波,张新明,刘胜胆,等. 4 种均匀化态 Al-Zn-Mg-Cu 合金的淬透性[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2017, 48(7): 1712-1718.
LI Cheng-bo, ZHANG Xin-ming, LIU Sheng-dan, et al. Hardenability of four homogenized Al-Zn-Mg-Cu aluminum

- alloys[J]. *Journal of Central South University (Science and Technology)*, 2017, 48(7): 1712–1718.
- [13] 康雷, 赵刚, 刘坤, 等. 7B50 铝合金淬透性及其临界平均冷却速率研究[J]. *稀有金属材料与工程*, 2019, 48(1): 309–316.
- KANG Lei, ZHAO Gang, LIU Kun, et al. Studies on the hardenability and critical average cooling rate of 7B50 aluminum alloy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2019, 48(1): 309–316.
- [14] LI P Y, XIONG B Q, ZHANG Y A, et al. Quench sensitivity and microstructure character of high strength AA7050[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2012, 22(2): 268–274.
- [15] LIU S D, ZHONG Q M, ZHANG Y, et al. Investigation of quench sensitivity of high strength Al-Zn-Mg-Cu alloys by time-temperature-properties diagrams[J]. *Materials & Design*, 2010, 31(6): 3116–3120.
- [16] LIU S D, LIU W J, ZHANG Y, ZHANG X M, DENG Y L. Effect of microstructure on the quench sensitivity of AlZnMgCu alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2010, 507(1): 53–61.
- [17] 刘胜胆, 张新明, 黄振宝. 淬火速率对 7055 铝合金组织和力学性能的影响[J]. *材料科学与工艺*, 2008(5): 650–653.
- LIU Sheng-dan, ZHANG Xin-ming, HUANG Zhen-bao. Effects of quenching rates on microstructure and mechanical properties of 7055 aluminum alloy[J]. *Materials Science & Technology*, 2008(5): 650–653.
- [18] LIN H Q, WU Y L, LIU S D. Impact of initial temper of base metal on microstructure and mechanical properties of friction stir welded AA 7055 alloy[J]. *Materials Characterization*, 2018, 146: 159–168.
- [19] SHA G, CERREZO A. Early-stage precipitation in Al-Zn-Mg-Cu alloy(7050)[J]. *Acta Materialia*, 2004, 52(15): 4503–4516.
- [20] XU X S, ZHENG J X, LI Z, et al. Precipitation in an Al-Zn-Mg-Cu alloy during isothermal aging: Atomic-scale HAADF-STEM investigation[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2017, 691: 60–70.
- [21] LI H, LIU J, YU W, et al. Microstructure evolution of Al-Zn-Mg-Cu alloy during non-linear cooling process[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2016, 26(5): 1191–1200.
- [22] 柏璠, 高文理, 何正林, 等. 时效工艺对 7A85 铝合金力学和晶间腐蚀性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2016, 26(5): 957–963.
- BAI Fan, GAO Wen-li, HE Zheng-lin, et al. Effect of ageing processes on mechanical properties and intergranular corrosion of 7A85 aluminum alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2016, 26(5): 957–963.
- [23] 郎玉婧, 周古昕, 王生, 等. 高强可焊 7A62 铝合金的成分设计与跨尺度相强化作用[J]. *中国有色金属学报*, 2020, 30(1): 9–17.
- LANG Yu-jing, ZHOU Gu-xin, WANG Sheng, et al. Composition design and trans-scale precipitates strengthening of high-strength weldable 7A62 Al-alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2020, 30(1): 9–17.
- [24] MARTINEZ N, KUMAR N, MISHRA R S, et al. Microstructural comparison of friction-stir-welded aluminum alloy 7449 starting from different tempers[J]. *Journal of Materials Science*, 2018, 53(1): 9273–9286.
- [25] LENG L, ZHANG Z J, DUAN Q Q, et al. Improving the fatigue strength of 7075 alloy through aging[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2018, 738: 24–30.
- [26] HORNBOGEN E. Hundred years of precipitation hardening[J]. *Journal of Light Metals*, 2001, 1(2): 127–132.
- [27] LIU S D, ZHANG X M, CHEN M A. Influence of aging on quench sensitivity effect of 7055 aluminum alloy[J]. *Materials Characterization*, 2008, 59(1): 53–60.
- [28] STALEY J T, BROWN R H, SCHMIDT R. Heat treating characteristics of high strength Al-Zn-Mg-Cu alloys with and without silver additions[J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2007, 3(1): 191–199.
- [29] 李培跃, 熊柏青, 张永安, 等. 7050 合金淬火析出相的脱溶析出行为研究[J]. *稀有金属*, 2011, 35(3): 322–329.
- LI Pei-yue, XIONG Bai-qing, ZHANG Yong-an, et al. Precipitation behavior of quench-induced precipitates of 7050 alloy[J]. *Chinese Journal of Rare Metals*, 2011, 35(3): 322–329.
- [30] GODARD D, ARCHAMBAULT P, AEBY-GAUTIER E, et al. Precipitation sequences during quenching of the AA 7010 alloy[J]. *Acta Materialia*, 2002, 50(9): 2319–2329.
- [31] PORTER D A, EASTERLING K E. Phase transformation in metals and alloys[M]. Oxford: Alden Press, 1981: 283–304.
- [32] LIU S D, LI C B, DENG Y L, et al. Precipitation behavior in Al-Zn-Mg-Cu alloy after direct quenching[J]. *Metals and Materials International*, 2014, 20(2): 195–200.

Effect of quenching rate on microstructure and mechanical properties of 7136 aluminum alloy

ZHENG Peng-cheng^{1,2,3}, MA Zhi-min^{1,2,3}, LIU Hong-lei⁴, LIU Sheng-dan^{1,2,3}, XIAO Yang⁵, WEI Wei-chang^{1,2,3}

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;

2. Key Laboratory of Non-ferrous Metal Materials Science and Engineering, Ministry of Education, Central South University, Changsha 410083, China;

3. Nonferrous Metal Oriented Advanced Structural Materials and Manufacturing Cooperative Innovation Center, Central South University, Changsha 410083, China;

4. Northeast Light Alloy Company Ltd, Harbin 150060, China;

5. Department of Light Metal, Zhengzhou Light Metal Research Institute, Zhengzhou 450041, China)

Abstract: The influence of quenching rate on the microstructure and mechanical properties of 16mm thick extruded 7136 aluminum alloy plate was studied by means of immersion end-quenching technique, hardness test, tensile test at ambient temperature, optical microscopy(OM), scanning electron microscopy(SEM) and transmission electron microscopy(TEM). The results show that the hardness and strength decrease slowly with the decrease of quenching rate when the quenching rate is higher than 15 °C/s, and decrease rapidly when the quenching rate is below 15 °C/s. As the quenching rate decreases, the number and sizes of η precipitates at (sub)grain boundaries and on Al_3Zr dispersoids in grains increase, and the number of η' hardening precipitates decreases after aging, leading to lower hardness and strength. The contribution of (sub)grain boundaries and dispersoids to quench sensitivity at different quenching rates was analyzed based on the ratio of quench-induced precipitates associated with them. In the range of 4.8–41.6 °C/s, (sub)grain boundaries make major contribution to quench sensitivity. At 3.0 °C/s, the contribution of Al_3Zr dispersoids exceeds that of (sub)grain boundaries.

Key words: 7136 aluminum alloy; quench sensitivity; mechanical properties; aging

Foundation item: Project(2016YFB0300901) supported by the National Key Research and Development Program of China

Received date: 2019-12-05; **Accepted date:** 2020-07-05

Corresponding author: LIU Sheng-dan; Tel: +86-731-88830265; E-mail: lsd_csu@csu.edu.cn

(编辑 何学锋)