

# 四种 Al-Zn-Mg-Cu 合金淬火敏感性研究

李承波<sup>1,2,3</sup>, 张新明<sup>1,2,3</sup>, 王邵玲<sup>2,3</sup>, 刘胜胆<sup>2,3</sup>, 邓运来<sup>2,3</sup>

(1. 中南大学 轻合金研究院, 湖南 长沙 410083)

(2. 中南大学 材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410083)

(3. 有色金属材料科学与工程教育部重点实验室, 湖南 长沙 410083)

**摘要:** 采用第一性原理在 JMatPro7.0 软件的 Al 基数据库完成 4 种 Al-Zn-Mg-Cu 合金时间-温度-转变 (TTT) 曲线和 CCT 曲线计算。结果表明: 7055 合金的主合金元素总量及 Cu 含量最高, TTT 曲线和 CCT 曲线在左上方; 7085 合金的 Cu 含量最低且 Zn/Mg 比值最高, TTT 曲线和 CCT 曲线在右下方, 平衡相析出的孕育期最长, 开始析出温度和鼻尖温度最低, 合金的淬火敏感性最低; 7075 合金 Zn/Mg 比值最小且晶内存在非共格的 E(Al<sub>18</sub>Cr<sub>2</sub>Mg<sub>3</sub>)相, 合金的淬火敏感性最高。实验研究表明与冷却速率 960 °C/s 处相比, 冷却速率 1.8 °C/s 处 7075、7055、7050 和 7085 4 种合金淬火态的电导率差值和时效态的硬度下降率均减小, 硬度下降率分别为 35.5%、19%、13.8%和 9.5%, 此处 4 个合金固溶体的晶格常数及淬火析出相的尺寸及面积分数依次减小, 因此其淬火敏感性依次降低。

**关键词:** Al-Zn-Mg-Cu 合金; TTT 曲线; 淬火敏感性; 淬火析出相

中图分类号: TG146.2<sup>+</sup>1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)11-3374-08

Al-Zn-Mg-Cu 合金是时效强化合金, 因其密度低、强度高、较好的韧性和耐腐蚀性等特点而被用作航空航天领域的结构材料。随着航空航天工业的逐步发展, Al-Zn-Mg-Cu 合金也得到了快速的发展<sup>[1]</sup>。到目前为止, 超高强 Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金的发展历程了 5 个阶段: 高强→高强、耐腐蚀→高强、高韧、耐腐蚀→高强、高韧、耐腐蚀、高损伤容限→高强、高韧、耐腐蚀、高损伤容限、高淬透性能<sup>[2,3]</sup>。7075、7050、7055 铝合金以及近年来美国铝业公司新发展的高强韧低淬火敏感性的 7085 铝合金是 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金发展的不同阶段的最典型代表。但该系合金存在淬火敏感性, 即随着淬火热速率的减小, 合金的力学性能会发生显著降低<sup>[4,5]</sup>。合金厚板淬火时, 会因为表层和心层的冷却速率不同而导致表层和心层的力学性能不均匀和整体性能的下降<sup>[6,7]</sup>。从而不能满足航空航天工业对该系合金大尺寸、厚截面构件, 尤其是厚板的性能要求。因此, 很多学者对如何获得低淬火敏感性和高性能厚板这一问题进行了大量的研究, 尤其通过温度-时间-性能 (TTP) 曲线、时间-温度-转变 (TTT) 或 CCT 曲线的分析测试, 可以很好的研究该系合金的淬火敏感性<sup>[8-10]</sup>。TTT 曲线表示不同温度下相的转变量与转变时间关系的曲线, 通过 TTT 曲线, 可以判断合金固

溶体的析出温度、孕育期等, 亦可由此判断合金淬火敏感性大小。由于 TTT 曲线形状呈现 C 形, 因此也称为“C 曲线”, 合金元素含量对 C 曲线位置有很大的影响。因此, 引入 TTT 曲线的计算可以从理论上预测合金成分对合金淬火敏感性的影响, 指导后续的实验工作。本研究采用 Jmatpro 软件计算预测主合金元素对 Al-Zn-Mg-Cu 合金淬火敏感性的影响, 以指导合金成分的设计及分析设计方案的理论预测。

## 1 实验

第一性原理的计算采用 Materials Studio6.0 软件 Castep 模块进行, 在 JMatPro7.0 软件的 Al 基数据库完成 4 种合金时间-温度-转变 (TTT) 曲线及 CCT 曲线计算。实验采用的是国内某公司生产的 4 种 Al-Zn-Mg-Cu 合金热轧板, 试样尺寸为 20 mm×20 mm×2 mm, 其成分及主合金成分对比如表 1 和表 2 所示。对合金进行 470 °C/1 h 固溶处理, 然后分别采用室温水、沸水、油和空气作为淬火介质, 其相应的冷却速率分别为 960、98、10.8 和 1.8 °C/s<sup>[11]</sup>, 按照 GB/T12966 标准在涡流电导仪 7501 型上测量水淬和空淬样品的表面电导率, 每个样品测 3 点取平均值, 采用日本理学 D/max2500 型 18 kW 转靶 X 射线仪对空冷

收稿日期: 2016-11-08

基金项目: 国家重点基础研究发展计划(“973”计划)(2012CB619500)

作者简介: 李承波, 男, 1987 年生, 博士, 中南大学轻合金研究院, 湖南 长沙 410083, 电话: 0731-88830265, E-mail: csulicb@qq.com

淬火态样品进行物相分析。并在 121 °C 的油浴炉中进行时效处理 24 h (即 T6 时效) 后进行硬度测定。透射电镜分析在荷兰 FEI 产的 TECNAIG<sup>2</sup>20 型透射电镜 (TEM) 上进行, 加速电压为 200 kV。透射电镜观察的样品先磨成厚 0.08 mm 薄片, 冲成  $\Phi 3$  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 (体积分数), 温度控制在 -20 °C 以下。

## 2 实验结果

### 2.1 TTT 和 CCT 曲线计算 (各种相的转变分数均为 0.5%)

图 1 为 4 种 Al-Zn-Mg-Cu 合金的 TTT 曲线。表 3~表 6 为 4 种相的 TTT 曲线处理结果。由图 1a 可知, 7055 合金  $\eta$  相 (MgZn<sub>2</sub>) 的 TTT 曲线在左上方, 即开始析出温度和鼻尖温度最高, 分别为 440.5 和 370.2 °C, 对应的转变时间最短, 为 0.18 h。7085 合金  $\eta$  相的 TTT 曲线在右下方, 即开始析出温度和鼻尖温度最低, 分别为 409.9 和 349.8 °C, 对应的转变时间最长, 为 0.352 h。7075 和 7050 合金  $\eta$  相的 TTT 曲线介于上述 2 个合金之间, 开始析出温度分别为 440.5 和 430 °C, 鼻尖温度分别为 370.2 和 360.1 °C, 对应的转变时间分别为 0.224 和 0.241 h。由图 1b 可知, 7075、7055、7050 和 7085 4 个合金 T 相 (Al<sub>2</sub>Zn<sub>3</sub>Mg<sub>3</sub>) 的 TTT 曲线依次向右下方移动, 7075 合金至 7085 合金, 鼻

尖温度由 370.8 °C 左右降至 329.8 °C, 对应的转变时间从 0.272 h 增加至 0.746 h, 相差 2.7 倍。由图 1c 可知, 7075、7055 和 7050 3 个合金 S 相 (Al<sub>2</sub>CuMg) 的 TTT 曲线在左上方且 3 条曲线基本接近, 开始析出温度为 445~450 °C, 鼻尖温度为 380~390 °C, 对应的转变时

表 1 4 种 Al-Zn-Mg-Cu 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of four Al-Zn-Mg-Cu alloys ( $\omega/\%$ )

Alloy	Zn	Mg	Cu	Zr	Cr	Fe	Si	Al
7075	5.77	2.65	1.74	-	0.27	0.15	0.09	Bal.
7055	8.10	2.08	2.25	0.11	-	<0.07	<0.07	Bal.
7050	6.06	2.20	2.12	0.11	-	<0.08	<0.04	Bal.
7085	7.5	1.6	1.7	0.11	-	<0.08	<0.06	Bal.

表 2 4 种 Al-Zn-Mg-Cu 合金的主合金成分对比

Table 2 Comparison of main elements composition for four Al-Zn-Mg-Cu alloys ( $\omega/\%$ )

Alloy	Zn+Mg+Cu	Zn/Mg	Cu/Mg	Cu
7075	10.18	2.18	0.66	1.74
7055	12.43	3.89	1.08	2.25
7050	10.38	2.75	0.96	2.12
7085	10.8	4.69	1.06	1.7

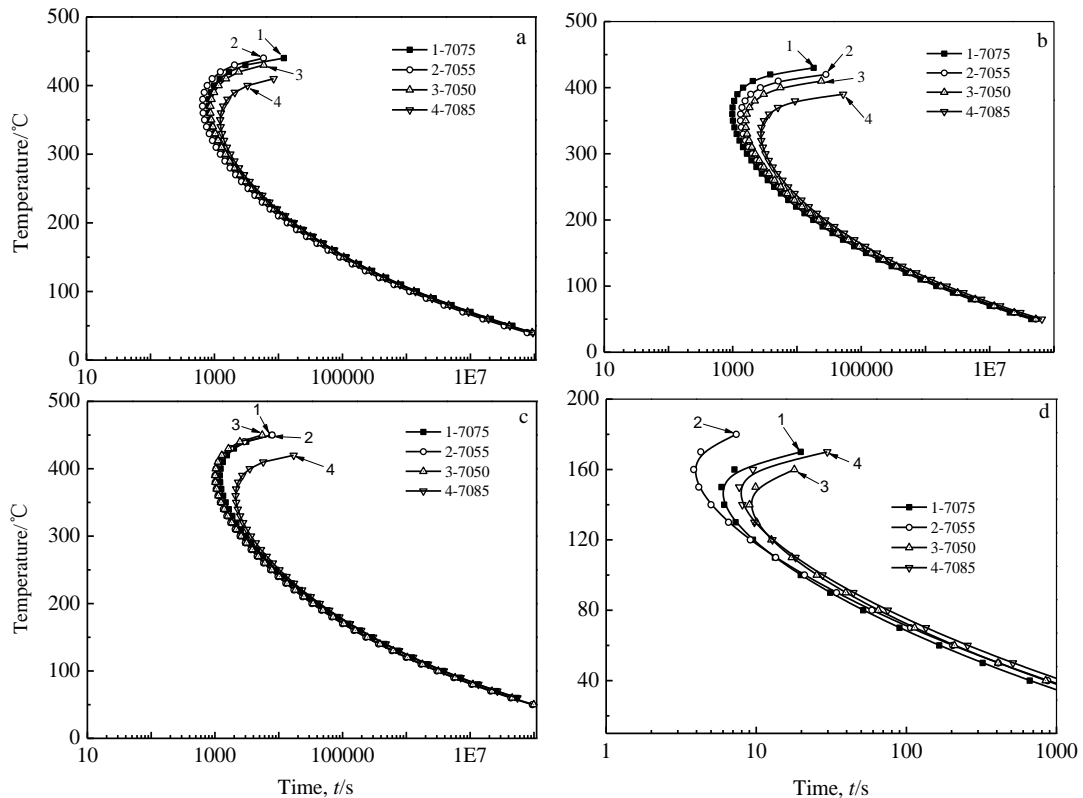


图 1 4 种 Al-Zn-Mg-Cu 合金的 TTT 曲线

Fig.1 TTT curves of four Al-Zn-Mg-Cu alloys: (a)  $\eta$  phase, (b) T phase, (c) S phase, and (d) GP zone

表 3 4 种 Al-Zn-Mg-Cu 合金  $\eta$  相的 TTT 曲线处理结果

Table 3 Results of TTT curves for  $\eta$  phase in four Al-Zn-Mg-Cu alloys

Alloy	7075	7055	7050	7085
SPT/°C	440.5	440.5	430.0	409.9
NT/°C	370.2	370.2	360.1	349.8
TT/h	0.224	0.18	0.241	0.352

表 4 4 种 Al-Zn-Mg-Cu 合金 T 相的 TTT 曲线处理结果

Table 4 Results of TTT curves for T phase in four Al-Zn-Mg-Cu alloys

Alloy	7075	7055	7050	7085
SPT/°C	430.0	419.9	409.5	390.4
NT/°C	370.8	358.6	339.5	329.8
TT/h	0.272	0.373	0.435	0.746

表 5 4 种 Al-Zn-Mg-Cu 合金 S 相的 TTT 曲线处理结果

Table 5 Results of TTT curves for S phase in four Al-Zn-Mg-Cu alloys

Alloy	7075	7055	7050	7085
SPT/°C	445.4	450.9	449.7	419.7
NT/°C	390.6	380.7	380.5	360.6
TT/h	0.329	0.261	0.275	0.567

表 6 4 种 Al-Zn-Mg-Cu 合金 GP 区的 TTT 曲线处理结果

Table 6 Results of TTT curves for GP zone in four Al-Zn-Mg-Cu alloys

Alloy	7075	7055	7050	7085
SPT/°C	170.0	180.0	160.0	170.0
NT/°C	150.0	160.0	140.0	150.0
TT/h	5.87	3.83	9.02	7.71

Note: SPT-start precipitation temperature; NT-nose temperature; TT-transformation time at nose temperature

间为 0.26~0.33 h。7085 合金 S 相的 TTT 曲线在右下方, 开始析出温度为 419.7 °C, 鼻尖温度为 360.6 °C, 对应的转变时间为 0.567 h。由图 1d 可知, 7055 合金 GP 区 (Guinier-Preston zones) 的 TTT 曲线在左上方, 即开始析出温度和鼻尖温度最高, 分别为 180 和 160 °C, 对应的转变时间最短, 为 3.83 h。7050 合金 GP 区的 TTT 曲线在右下方, 即开始析出温度和鼻尖温度最低, 分别为 160 和 140 °C, 对应的转变时间最长, 为 9.02 h。

图 2 为 4 种 Al-Zn-Mg-Cu 合金的 CCT 曲线。从图 2a 可以看出, 7055、7075、7050 和 7085 4 个合金

$\eta$  相的 CCT 曲线依次向右下方移动, 冷却速率为 1 °C/s 的曲线与 4 个合金的 CCT 曲线相交, 说明此时有  $\eta$  相析出。从图 2b 可以看出, 7075、7055、7050 和 7085 4 个合金 T 相的 CCT 曲线依次向右下方移动, 冷却速率为 1 °C/s 的曲线与前面 3 个合金的 CCT 曲线相交, 说明此时有 T 相析出, 而 7085 合金未析出 T 相。从图 2c 可以看出, 7075、7055 和 7050 3 个合金 S 相的 CCT 曲线在左上方且 3 条曲线基本接近, 冷却速率为 1 °C/s 的曲线与 3 条曲线相交, 说明此时有 S 相析出。7085 合金 S 相的 CCT 曲线在右下方未与冷却速率为 1 °C/s 的曲线相交。从图 2d 可以看出, 7055、7075、7085 和 7050 4 个合金 GP 区的 CCT 曲线依次向右下方移动, 冷却速率为 10 °C/s 的曲线与前 3 条 CCT 曲线相交, 冷却速率为 1 °C/s 的曲线与 4 条 CCT 曲线相交。

## 2.2 不同冷却速率下的电导率及硬度曲线

图 3 为 4 种 Al-Zn-Mg-Cu 合金淬火态的电导率和电导率差值曲线。由图 3a 可知, 在冷却速率为 960 °C/s 处, 7055 合金的电导率最低 (26.3%IACS), 7085 合金的电导率最高 (30.1%IACS), 在冷却速率为 1.8 °C/s 处, 7055 合金的电导率最低 (30.3%IACS), 7075 合金的电导率最高 (33.4%IACS)。从 7075、7055、7050 到 7085 合金, 电导率差值依次降低, 其差值由 5.5%IACS 降低至 2%IACS, 电导率可以反映合金中溶质元素的过饱和程度, 空淬和水淬的电导率差值越大, 说明固溶体脱溶程度越大。由此说明, 7075 合金在慢速淬火时固溶体脱溶析出十分严重, 而 7085 合金固溶体脱溶析出不明显, 即该合金具有很低的淬火敏感性, 这与图 1 和图 2 计算结果一致。

图 4 为 4 种铝合金不同的冷却速率时效后硬度的变化曲线。由图可以看出, 4 种合金的硬度随着冷却速率的下降而降低, 7055 合金的硬度曲线在最上方且硬度下降较明显, 7075 合金的硬度曲线在最下方且硬度下降十分显著, 7085 合金的硬度下降较为缓慢。在冷却速率为 960 °C/s 时, 4 种合金中 7055 铝合金时效后硬度(HV)最高, 达到了 2100 MPa; 7050 铝合金的次之, 时效后硬度(HV)为 1950 MPa; 7075 铝合金时效后硬度最低, 硬度值为 1750 MPa, 在冷却速率为 1.8 °C/s, 7075 和 7055 铝合金的硬度值下降较多, 分别下降了 35.5%和 19%; 7050 合金硬度值下降较少, 为 13.8%; 7085 铝合金硬度值下降最少, 为 9.5%, 如图 4b 所示, 这与图 1 和图 2 计算结果吻合。

## 2.3 显微组织分析

图 5 为 4 种 Al-Zn-Mg-Cu 合金在冷却速率为 1.8 °C/s 处的 XRD 图谱及晶格常数。由图 5a 可以看出, 从 7075、7055、7050 到 7085 合金, MgZn<sub>2</sub> 的峰越来越不明显,

说明 MgZn<sub>2</sub> 的含量减少。由图 5b 可知，4 种合金测定

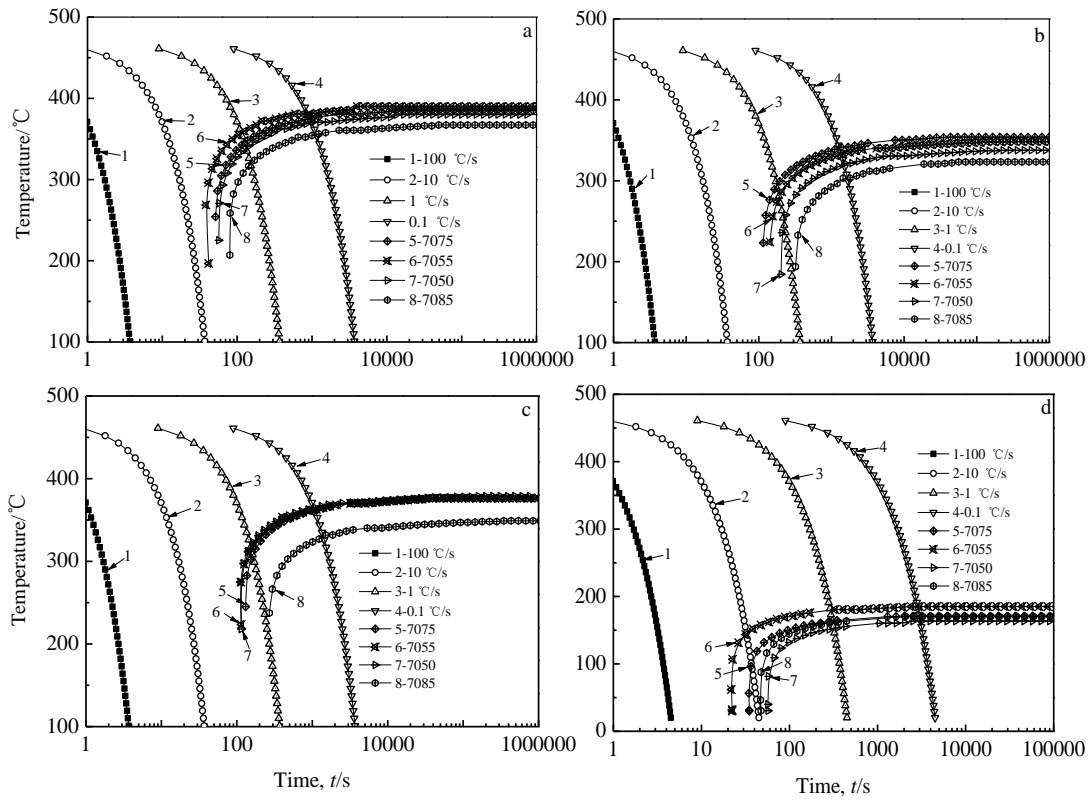


图 2 4 种 Al-Zn-Mg-Cu 合金的 CCT 曲线

Fig.2 CCT curves of four Al-Zn-Mg-Cu alloys: (a) η phase, (b) T phase, (c) S phase, and (d) GP zone

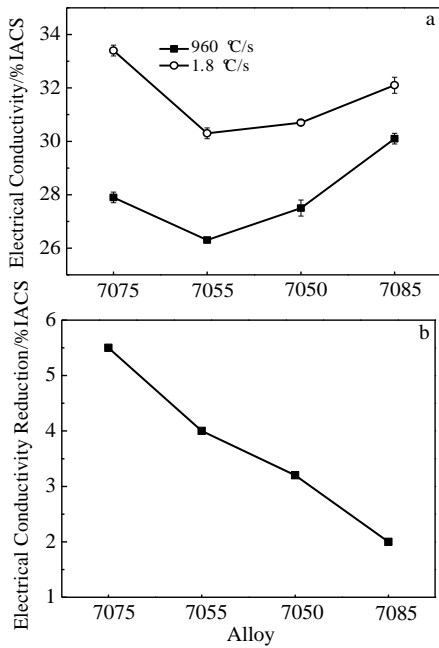


图 3 4 种 Al-Zn-Mg-Cu 合金淬火态的电导率曲线及电导率差值曲线

Fig.3 Electrical conductivity curves (a) and electrical conductivity reduction curve (b) of as-quenched samples for four

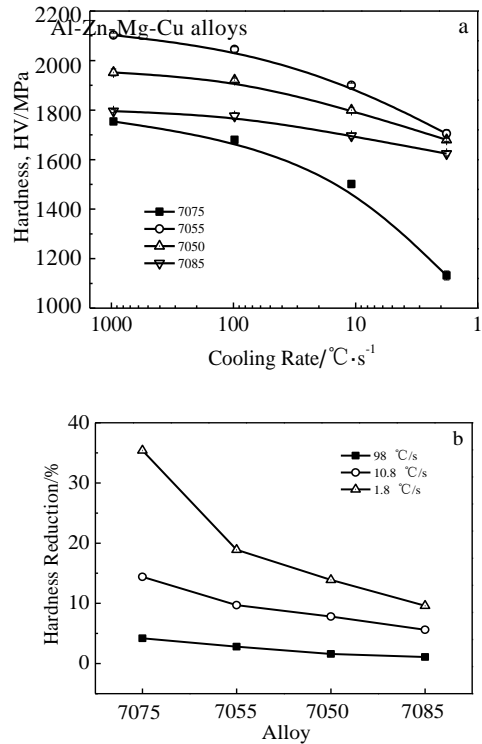


图 4 4 种 Al-Zn-Mg-Cu 合金在不同冷却速率的硬度曲线及淬火敏感性曲线

Fig.4 Hardness curves (a) and quench sensitivity curves (b) of different cooling rates for four Al-Zn-Mg-Cu alloys

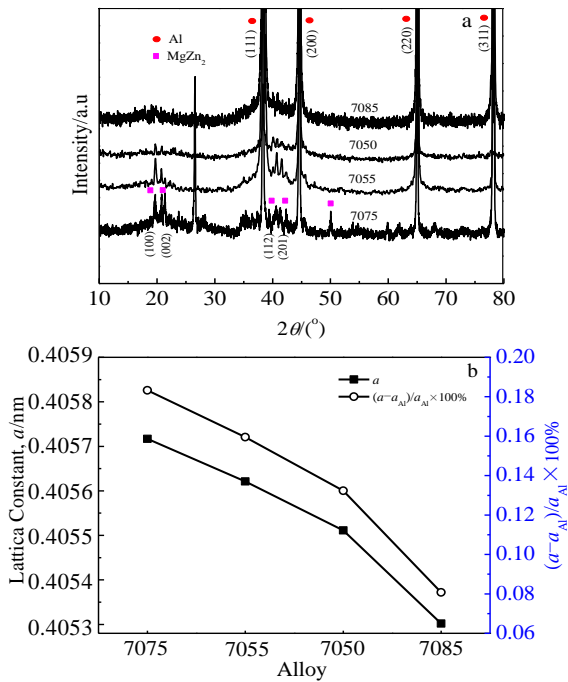


图 5 4 种 Al-Zn-Mg-Cu 合金在冷却速率为 1.8 °C/s 处的 XRD 图谱及晶格常数

Fig.5 XRD patterns (a) and lattice constant (b) of four Al-Zn-

Mg-Cu alloys cooled at 1.8 °C/s

的晶格常数明显高于的纯铝晶格常数 (0.404 972 nm), 从 7075、7055、7050 到 7085 合金, 固溶体的晶格常数减小, 膨胀幅度降低, 其中 7075 晶格膨胀约为 7085 的 2.25 倍, 从 7075、7055、7050 到 7085 合金, 过饱和固溶体中由溶质原子所造成的晶格畸变降低, 晶格能减小, 过饱和固溶体的稳定性呈上升趋势, 当合金在以一定冷却速率通过淬火敏感区间时, 固溶体更不容易发生分解, 脱溶析出淬火析出相的数量减少, 合金时效后性能降低幅度减小, 淬火敏感性降低, 这与图 1 和图 2 计算结果相吻合。

图 6 为 4 种 Al-Zn-Mg-Cu 合金在冷却速率为 1.8 °C/s 处的 TEM 照片。由图可知, 7075 合金晶内有大量平衡相析出, 其形状为板条状, 尺寸很大且不均匀, 最长的可达 650 nm, 最短的约 100 nm 且在晶内分布弥散。由于 E( $Al_{18}Cr_2Mg_3$ )相与基体非共格, 界面能较高, 有利于平衡相的形核, 因此平衡相是以 E 相作为形核核心形核并长大, 如图 6a 所示。在 7075 铝合金晶内除了可以观察到大量平衡  $\eta$  相外, 还能看到一些六边形的析出相, 其平均尺寸约为 200 nm。7055 合金晶内有大量平衡相析出, 形状为板条状, 尺寸很大且不均匀, 最大的可达 1000 nm, 从基体<112>斑点判断出这些平衡相应是  $\eta$  相, 如图 6b 所示。在 7055 铝合金晶内除了可以观察到大量平衡  $\eta$  相外, 还能看到一些六边形的析出相,

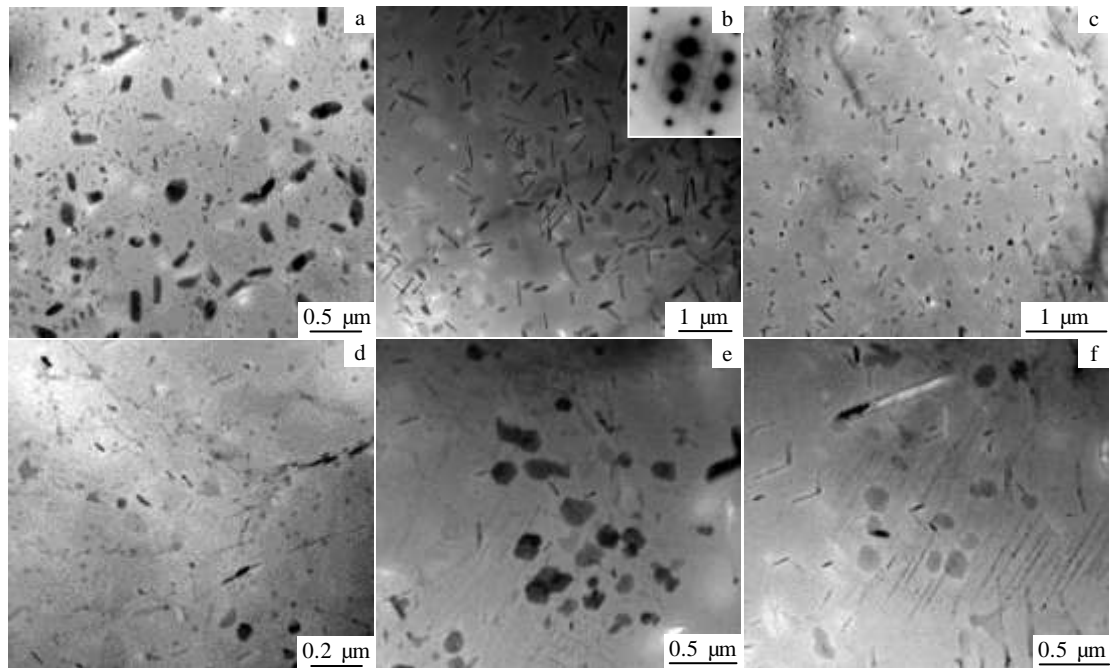


图 6 4 种 Al-Zn-Mg-Cu 合金在冷却速率为 1.8 °C/s 处的 TEM 照片

Fig.6 TEM images of four Al-Zn-Mg-Cu alloys cooled at 1.8 °C/s: (a) 7075, (b) 7055, (c) 7050, (d) 7085, (e) T phase of 7055, and

## (f) S phase of 7055

其平均尺寸约为 180 nm, 其周围的时效析出相明显减少, 据文献[12]报道该相应该是 T 相, 如图 6e 所示。在 7055 铝合金晶内还能观察到一些针状相, 其最长的可达 500 nm, 在其周围存在明显的无沉淀析出带, 据文献[13,14]该相应该是 S 相, 如图 6f 所示。7050 合金晶内也析出了大量的板条状的平衡  $\eta$  相, 并且部分平衡  $\eta$  相是以  $\text{Al}_3\text{Zr}$  粒子作为形核核心<sup>[11,12,15]</sup>。在这些平衡相的周围, 时效析出相很少, 远离平衡相的位置能观察到明显的时效析出相, 如图 6c 所示。对于 7085 合金, 晶内析出的平衡  $\eta$  相较少, 尺寸较小约为 74 nm, 未观察到 T 相和 S 相的析出, 如图 6d 所示, 且 7085 铝合金第二相析出比其余三个合金析出少得多, 这说明 7085 铝合金具有很低的淬火敏感性, 这与图 5a 及文献[15,16]研究结果一致。一般而言, 合金元素总含量越高, 固溶后溶质原子浓度升高, 增加了冷却时固溶体的分解倾向, Zn、Mg 和 Cu 元素含量增加通常都会提高合金的淬火敏感性。此外, 合金中添加 Cr 形成非共格的 E 相, 更容易激发平衡相的形核, 因此淬火敏感性很高; 在含 Zr 合金中, 非共格  $\text{Al}_3\text{Zr}$  粒子的存在增加了合金的淬火敏感性。

图 7 为 4 种 Al-Zn-Mg-Cu 合金在冷却速率为 1.8 °C/s 处平衡相的尺寸及面积分数。从图 7a 中可以看出, 7055 合金平衡相长度尺寸最大, 约为 615 nm, 7085 合金平衡相长度尺寸最小, 约为 74.3 nm, 7075 和 7050 合金次之。对于 4 个合金平衡相的厚度尺寸和面积分数, 7075、7055、7050 和 7085 4 个合金依次减小, 7075 合金平衡相厚度尺寸及面积分数最大, 分别约为 160 nm 和 38.8%, 7085 合金平衡相厚度尺寸及面积分数最小, 分别约为 32 nm 和 5.6%。7075 合金平衡相的厚度尺寸及面积分数分别约是 7085 合金的 5 倍和 7 倍, 相比冷却速率为 960 °C/s 的硬度, 7075 和 7085 铝合金在冷却速率为 1.8 °C/s 处的硬度值分别下降了 35.5% 和 9.5%。因此, 大量平衡相的析出导致合金具有较高的淬火敏感性。

### 3 分析与讨论

典型的 Al-Zn-Mg-Cu 合金中, 从 7075、7050、7055 到 7085 合金, Zn/Mg 比值增加, Cu 元素的含量, 从 7055 合金中的 2.25% 下降到 7085 合金的 1.7%, 这就使得淬火后形成的过饱和固溶体的畸变能降低, 固溶体稳定性增加, 合金的淬火敏感性降低。TTT 曲线和 CCT 曲线计算结果指出 Al-Zn-Mg-Cu 合金淬火敏感性随着 Zn/Mg 比值增加和 Cu 元素含量的降低在不断降低, 这与图 3 和图 4 的实验结果相吻合。分析 TTT 曲线计算结果可知, 合金的淬火敏感性与合金中的主要相有重要的关系。合金中的合金化程度越高, 慢速淬

火时过饱和固溶体越不稳定, 导致大量平衡相析出,

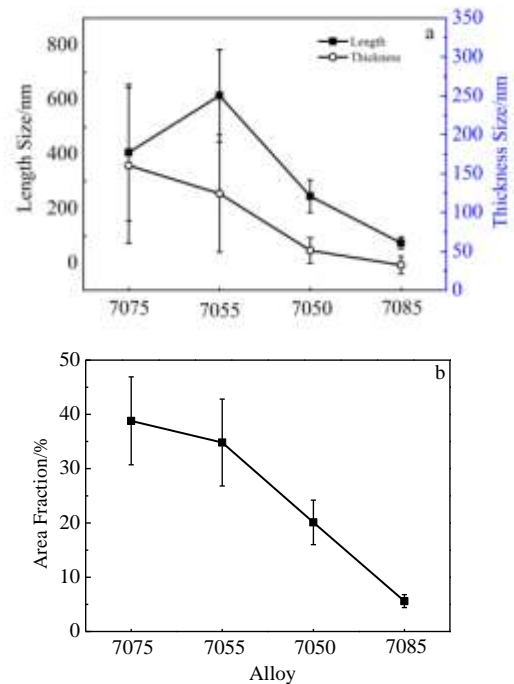


图 7 4 种 Al-Zn-Mg-Cu 合金在冷却速率为 1.8 °C/s 淬火析出相的尺寸及面积分数

Fig.7 Phase size (a) and area fraction (b) of equilibrium phase in four Al-Zn-Mg-Cu alloys cooled at 1.8 °C/s

相比  $\eta$  相, S、T 相更多地消耗了合金中 Mg、Cu 等强化元素, 导致固溶于铝基体中的合金元素大大减少, 从而造成合金基体中溶质原子过饱和度和空位浓度的下降, 溶质原子浓度的降低结果是时效后  $\eta'(\text{MgZn}_2)$  沉淀强化相的含量大大减少, 空位浓度的减小降低沉淀相分布的弥散程度, 增加了尺寸, 使合金的强度大大降低, 同时 T 相尺寸相比  $\eta$  相要大得多, 在热处理过程中难以完全消除, 在固溶后有部分残留, 使得在慢速淬火过程中易于成为析出的形核位点, 促进固溶体的析出, 从而降低时效后的强化效果, 提高合金淬火敏感性。

Al-Zn-Mg-Cu 系合金化程度较高, 表 7 为 Al-Zn-Mg-Cu 合金中主合金元素的原子半径<sup>[17]</sup>。由表 7 可知, 溶质原子 Zn、Mg、Cu 原子与 Al 基体之间均存在半径差异。其中 Zn、Cu 原子的半径均小于 Al 的原子半径, 因此 Zn、Cu 原子置换 Al 基体点阵的 Al 原子之后, 则会造成其周围晶格发生收缩, Zn 原子与基体 Al 原子的尺寸差最小, 其所引起的晶格畸变最小。Mg 原子的半径明显大于 Al 的原子半径, 大了 11.83%。Mg 原子置换 Al 基体点阵中的 Al 原子之后,

必然造成其周围晶格发生膨胀。Mg、Cu 原子尺寸与基体 Al 相差较大,再加上与合金中位错及空位的交互

表 7 Al-Zn-Mg-Cu 合金中主合金元素的原子半径

Table 7 Atom radius of the main elements in Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloys<sup>[17]</sup>

Element	Atom radius, $r/\text{nm}$	$\Delta r=r_x-r_{\text{Al}}$	$\Delta r/r_{\text{Al}}/\%$
Al	0.1429	-	-
Zn	0.1379	-0.050	-3.50
Mg	0.1598	0.169	11.83
Cu	0.1276	-0.153	-10.71

Note:  $x$  represents Zn, Mg, Cu atoms

作用,导致基体晶格发生较大的晶格畸变。无论是晶格膨胀或收缩,均会使得晶格产生畸变,固溶体的稳定性随之下降。7085 铝合金提高了合金中 Zn 元素的含量,降低了合金中 Mg、Cu 元素的含量,减弱了基体晶格畸变的程度,使得合金过饱和固溶体较为稳定,当合金在以一定冷却速率通过淬火敏感区间时,固溶体不容易发生分解脱溶析出,淬火析出相的数量减少,合金时效后性能降低幅度减小,淬火敏感性降低。7055 合金的合金化程度及 Cu 含量最高(表 2),慢速淬火时容易析出大量  $\eta$  相(图 6b),此外,还有 T 相和 S 相析出(图 6e 和图 6f),从而导致 7055 合金具有很高的淬火敏感性。含 Cr 的 7075 合金中析出非共格的 E 相界面和基体不共格<sup>[18]</sup>,从而使得淬火析出平衡相能够优先在这种粒子的相界面上非均匀形核析出,因此 7075 合金较其余 3 个合金具有更高的淬火敏感性。

## 4 结 论

1) 7055 合金的主合金元素总量及 Cu 含量最高,TTT 曲线和 CCT 曲线在左上方;7085 合金的 Cu 含量最低且 Zn/Mg 比值最高,TTT 曲线和 CCT 曲线在右下方,平衡相析出的孕育期最长,开始析出温度和鼻尖温度最低,合金的淬火敏感性最低;7075 合金 Zn/Mg 比值最小且晶内存在非共格的 E( $\text{Al}_{18}\text{Cr}_2\text{Mg}_3$ )相,合金的淬火敏感性最高。

2) 与冷却速率 960 °C/s 处相比,冷却速率 1.8 °C/s 处 7075、7055、7050 和 7085 4 种合金淬火态的电导率差值和时效态的硬度下降率均减小,硬度下降率分别为 35.5%、19%、13.8%和 9.5%,此处 4 个合金固溶体的晶格常数及淬火析出相的尺寸及面积分数依次减小,因此其淬火敏感性依次降低。

### 参考文献 References

[1] Li Chenggong(李成功), Wu Shijie(巫世杰), Dai Shenglong(戴圣龙) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国

有色金属学报)[J], 2002, 12(Al Special): 14  
 [2] Hu Shaoqiu (胡少虬). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2006, 35(5): 774  
 [3] Jian Haigen(蹇海根), Jiang Feng(姜 锋), Xu Zhongyan(徐忠艳) et al. *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2006, 35(12): 61  
 [4] Liu Shengdan, Li Chengbo, Han Suqi et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 625: 34  
 [5] Hu Shaoqiu (胡少虬). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2006, 35 (4): 538  
 [6] Liu Shengdan(刘胜胆), Zhang Xinming(张新明), You Jianghai(游江海) et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(4): 607  
 [7] Xiong Baiqing(熊柏青), Li Xiwu(李锡武), Zhang Yongan(张永安) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2009, 19 (9): 1539  
 [8] Liu Shengdan(刘胜胆), Zhang Xinming(张新明), You Jianghai(游江海) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals* (中国有色金属学报) [J], 2006, 16 (12): 2034  
 [9] Li Hongying (李红英), Tang Yi(唐 宜), Zeng Zaide(曾再得) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报) [J], 2008, 18 (9): 1613  
 [10] Mackenzies D S. *Quench Rate and Aging Effects in AlZnMgCu Aluminum Alloy*[D]. Missouri: University of Missouri-Rolla, 2000  
 [11] Liu Wenjun(刘文军). *The Research about the Quench Induced Precipitation and Quenching Sensitivity of Al-Zn-Mg-Cu Alloys*(Al-Zr-Mg-Cu 铝合金淬火析出行为及淬火敏感性研究)[D]. Changsha: Central South University, 2011  
 [12] Tang Jianguo, Chen Hui, Zhang Xinming et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22: 1255  
 [13] Zhang Xinming (张新明), Liu Shengdan(刘胜胆), Zhang Duanzheng(张端正) et al. *Journal of Central South University: Science and Technology*(中南大学学报,自然科学版)[J], 2015, 46(2): 421  
 [14] Godard D, Archambault P, Aeby Gautier E et al. *Acta Materialia*[J], 2002, 50(9): 2319  
 [15] Li Peiyue(李培跃), Xiong Baiqing(熊柏青), Zhang Yongan(张永安). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报) [J], 2011, 21(3): 513  
 [16] Li Peiyue, Xiong Baiqing, Zhang Yongan et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22(2): 268  
 [17] Dean J A. *Lange's Handbook of Chemistry*[M]. New York: McGraw-Hill, 1999: 10  
 [18] Sharma M M. *Materials Characterization*[J], 2008, 59(1): 91

## Quench Sensitivity of Four Al-Zn-Mg-Cu Aluminum Alloys

Li Chengbo<sup>1,2,3</sup>, Zhang Xinming<sup>1,2,3</sup>, Wang Shaoling<sup>2,3</sup>, Liu Shengdan<sup>2,3</sup>, Deng Yunlai<sup>2,3</sup>

(1. Light Alloy Research Institute, Central South University, Changsha 410083, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

(3. Key Laboratory of Nonferrous Metal Materials Science and Engineering, Ministry of Education, Changsha 410083, China)

**Abstract:** The time-temperature-transformation (TTT) curves and CCT curves of four Al-Zn-Mg-Cu alloys were completed in the Al-based database of software JMatPro7.0 with the first principles. The results show that for 7055 alloy with the highest gross amount of main alloying elements and highest Cu element content, TTT and CCT curves are at the top left. For 7085 alloy with the lowest Cu element content and highest Zn/Mg ratio, TTT and CCT curves are at the bottom right, thus the incubation of equilibrium phase precipitation is the longest, start precipitation temperature and the nose temperature are the lowest, and therefore the quench sensitivity is the lowest. For 7075 alloy with the lowest Zn/Mg ratio and the incoherent E ( $Al_{18}Cr_2Mg_3$ ) phase within grains, the quench sensitivity is the highest. The results show that compared with the conductivity of the as-quenched sample and hardness of the as-aged sample at 960 °C/s, the conductivity difference and hardness drop rates for 7075, 7055, 7050 and 7085 alloys cooled at 1.8 °C/s are decreased and the hardness drop rates are 35.5%, 19%, 13.8% and 9.5%, respectively. The lattice constant and the size and area fraction of the quench-induced phases for the four alloys cooled at 1.8 °C/s decline, and thus the quench sensitivity decreases.

**Key words:** Al-Zn-Mg-Cu alloy; TTT curve; quench sensitivity; precipitates

---

Corresponding author: Zhang Xinming, Ph. D., Professor, Light Alloy Research Institute, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, Tel: 0086-731-88830265, E-mail: xmzhang\_cn@yahoo.cn