

7050 合金固溶后在 180~250 °C 等温淬火时的析出行为

康 雷, 赵 刚, 田 妮

(东北大学 材料各向异性与织构教育部重点实验室, 辽宁 沈阳 110819)

摘 要: 研究了 7050 合金固溶后在 180~250 °C 等温淬火过程中, 合金的电导率、硬度与微观组织之间的关系。结果表明, 7050 合金在 180 和 200 °C 等温淬火初期, 等温样品的淬火态电导率低于固溶后直接水淬样品; 随着等温时间延长, 等温样品自然时效态硬度先后升降。7050 合金在 180 °C 等温 7680 s 时, 基体内形成 GPI 区和 η' 相; 在 200 °C 等温 1920 s 时, 基体内形成 GPI 区和部分 GPII 区; 在 250 °C 等温 1920 s 时, 基体内形成 η' 相和 S 相。合金基体内形成强化相是造成等温淬火初期合金自然时效态硬度上升的主要原因。7050 合金固溶后在 200 °C 等温 960 s 淬火, 此时合金 T6 状态的硬度较固溶后直接水淬样品仅下降 3.4%, 而电导率上升达 9.2%, 性能接近回归制度为 180 °C/1920 s 的 RRA 工艺处理后合金的性能, 若将该等温淬火制度作为 7050 合金板材固溶后水淬前的预处理工艺, 可使板材获得较好的综合性能。

关键词: 7050 合金; 等温淬火; 回归再时效; 析出行为; 电导率; 硬度

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)02-0482-09

7XXX 系铝合金具有高比强度、高比刚度、高断裂韧性、较好的损伤容限等优良性能, 被广泛应用于航空航天领域^[1]。但大部分 7XXX 系合金存在一定的腐蚀敏感性^[2,3], 很大程度上制约了该系合金的发展与应用。一般认为, 合金的抗蚀性主要由晶界析出情况决定^[4], 合金的强度主要由基体析出情况决定^[5]。为使合金的力学性能和抗蚀性能获得最佳匹配, 以调控晶界和基体析出情况为目标, 各国学者展开了广泛研究。合金的热处理状态沿着“T6→T73→T76→T736→T74→RRA(T77)”的方向发展^[6], Cina^[7]于 1974 年开发了回归-再时效(retrogression and reaging treatment-RRA)处理工艺。起初该工艺只适用于薄板产品, 此后回归处理向着降低回归温度、延长回归时间的方向发展^[8,9], 使 RRA 工艺逐渐用于处理 7XXX 系合金厚板产品。该工艺的关键在于预时效后的回归处理, 宁爱林^[10]等研究了回归时间对超高强铝合金力学性能的影响; Zielinski^[11]等讨论了回归处理工艺对 Al-Zn-Mg 合金性能的影响; Peng^[12]等研究了多次回归-再时效处理对 7B50 合金强度及耐蚀性的影响。目前, 生产中应用的主要是具有 RRA 概念的三级时效工艺, 通常二级时效(回归处理)的温度范围在 180~250 °C^[11,13-15]。但该工艺过程复杂、生产周期长且对设备要求较高,

若能使固溶后的合金仅在上述回归温度区间进行等温淬火就可实现对晶界、基体形貌的调控, 则随后只需进行单级峰时效就能使合金的力学性能和抗腐蚀性能获得良好匹配, 不仅能明显缩短生产周期, 更能显著降低产品内部的淬火应力。虽然 Ou^[16]等曾将固溶后的 7050 合金分别在 200、220 °C 回归处理 10 s 和 30 s, 以提高耐腐蚀性能, 但缺乏对较长时间等温析出机理的研究, 导致该工艺未能应用到实际生产中。

为此, 本研究将固溶后的 7050 合金在 180~250 °C 等温不同时间后水淬, 测定不同时效状态合金的电导率和硬度, 分析自然时效状态合金的微观组织, 并与典型回归制度处理后的合金进行比较, 揭示 180~250 °C 等温淬火对 7050 合金性能及析出行为的影响, 为开发 7050 合金新型热处理工艺, 精确调控合金晶界及基体的析出行为提供实验依据。

1 实 验

实验材料为厚 30 mm 7050 合金热轧板, 其化学成分(质量分数)由 Oxford-instruments FOUNDRY MASTER Pro 直读光谱仪测定, 结果如表 1 所示。于板厚四分之一处平行轧面切取 20 mm×20 mm×2 mm 片状样品。所有样品经过 470 °C/1 h+484 °C/2 h 双

收稿日期: 2018-02-28

基金项目: “十三五”国家重点研发计划(2016YFB0300801); 国家自然科学基金青年科学基金(51371045)

作者简介: 康 雷, 男, 1987 年生, 博士生, 东北大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110819, 电话: 024-83681533, E-mail: kangleiahut@126.com

表 1 实验用 7050 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of 7050 aluminum alloy (wt%)

Zn	Mg	Cu	Zr	Fe	Si	Others (each)	Al
5.9	2.3	2.3	0.11	<0.08	<0.06	≤0.05	Bal.

级固溶处理后, 其中一组样品不经等温淬火直接淬入 (转移时间小于 2 s) 室温水, 定义为基准样品。其余样品分别淬入 180、200、250 °C 的盐浴中等温 10 s 至 18 000 s, 等温结束迅速淬入室水中。相同处理制度的每组 2 个样品, 1 个测定淬火态电导率及自然时效 4 个月的硬度, 另 1 个水淬后进行 120 °C/24 h 的 T6 态人工时效处理, 测定 T6 态的电导率和硬度。此外, 对固溶水淬后的片状样品进行不同制度的 RRA 处理, 预时效和再时效均采用 120 °C/24 h 的 T6 态人工时效, 回归制度分别为 180 °C/1920 s、200 °C/480 s 及 200 °C/960 s, 测定 RRA 处理后样品的电导率和硬度。

采用 WILSON WOLPERT 450-SVD 维氏硬度计测定样品硬度, 载荷为 49 N, 保载时间为 10 s。采用 FISCHER SIGMASCOPE SMP10 电导率仪测定样品电导率。采用 OLYMPUS OLS 3100 激光共聚焦显微镜观察腐蚀后自然时效态样品的形貌, 腐蚀剂为 2 mL HF + 3 mL HCl + 5 mL HNO₃ + 200 mL H₂O。透射电镜样品采用双喷减薄法制备, 双喷液成分为 30% HNO₃ + 70% CH₃OH, 双喷温度为 -20~-30 °C, 电压为 12~15 V, 采用 JEOL JEM-2100F 场发射透射电镜观察等温淬火样品自然时效状态及 RRA 样品回归状态的微观形貌, 电压为 200 kV。

2 实验结果

2.1 等温淬火对 7050 合金电导率和硬度的影响

未经等温淬火直接水淬的 7050 合金基准样品的淬火态 (水淬结束后 30 s 内测定) 电导率为 31.5%IACS, T6 人工时效态电导率为 30.3%IACS, 自然时效 4 个月的硬度为 1557 MPa, T6 人工时效态的硬度为 1918 MPa。以基准样品的电导率为依据, 等温淬火对 7050 合金电导率的影响如图 1 所示。由图 1a 可见, 不同温度等温淬火时随着等温时间延长, 样品淬火态电导率不断上升。250 °C 等温淬火最初的 1920 s 内, 电导率的上升速率明显高于其余 2 个等温温度。当等温时间延长至 3840 s 时, 样品的电导率上升至 42.6%IACS, 继续延长等温时间样品的电导率变化不大。样品在 180 和 200 °C 等温淬火时, 当等温时间少于 1920 s 和 480 s 时, 等温淬火样品的电导率低于基准样品。等温淬火并 T6 态人工时效处理样品的电导率随等温时间

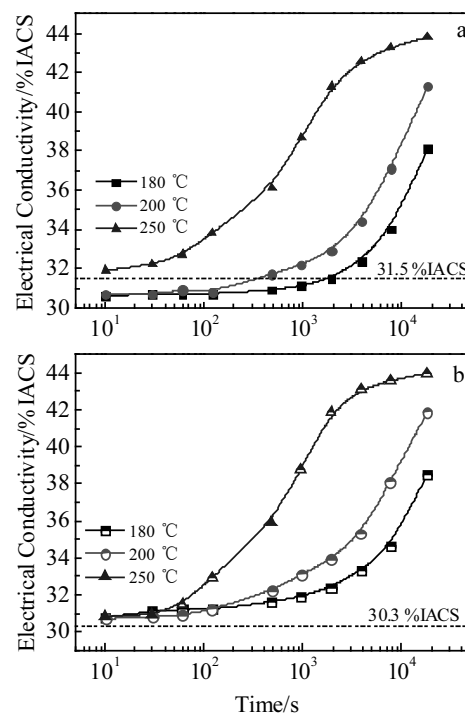


图 1 不同温度等温淬火下 7050 合金的电导率曲线

Fig.1 Electrical conductivity curves of 7050 alloy isothermally quenched at different temperatures: (a) as-quenched temper and (b) T6 temper

的变化规律与淬火态时基本相同, 等温淬火样品的 T6 态电导率均高于基准样品的 T6 态电导率, 如图 1b 所示。

图 2 为等温淬火对 7050 合金硬度的影响。从自然时效 4 个月样品的硬度变化曲线 (图 2a) 可以看出, 不同温度等温淬火时随着等温时间延长, 样品的硬度先升后降。等温淬火样品自然时效态硬度高于相同状态基准样品硬度的等温时间跨度相差较大, 250 °C 等温时, 该时间跨度仅为 480 s, 而在 180 °C 等温时则长达约 14 400 s。样品经过 180、200 和 250 °C 等温淬火并自然时效 4 个月后硬度的最大值分别为 1703、1737、1629 MPa, 对应的等温淬火时间依次为 7680 s、1920 s 和 60 s。图 2b 为等温淬火并 T6 态人工时效后样品的硬度变化曲线。可见, 250 °C 等温淬火时, 随着等温时间延长, 样品的硬度迅速下降; 而 180 和 200 °C 等温淬火时, 在最初的 960 s 内样品的硬度几乎不变, 维持在基准样品 T6 态硬度附近, 而后继续延长等温时间样品的硬度开始明显下降。

综合分析、比较 180~250 °C 等温淬火对 7050 合金电导率和硬度的影响, 可知固溶后在 200 °C 等温 960 s 样品的 T6 态硬度 (1852 MPa) 较相同状态的基准样品 (1918 MPa) 仅下降 3.4%, 而其电导率 (33.1%

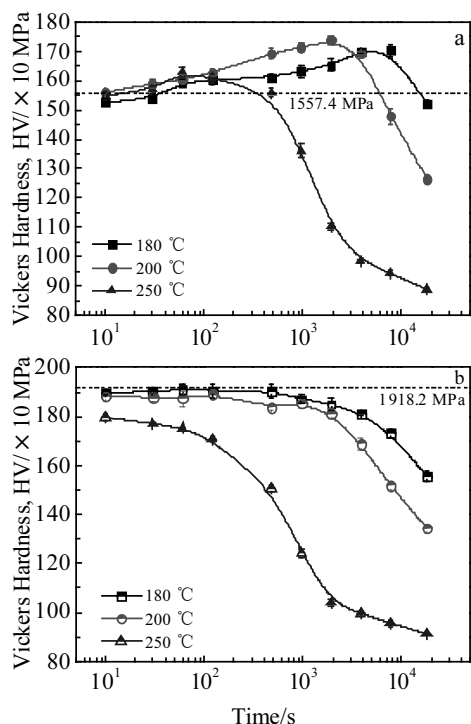


图 2 不同温度等温淬火下 7050 合金的硬度曲线

Fig.2 Vickers hardness curves of 7050 alloy isothermally quenched at different temperatures: (a) natural aging for 4 months and (b) T6 temper

IACS) 相比基准样品 (30.3%IACS) 上升达 9.2%, 铝合金的电导率越高说明其抗腐蚀性能越好^[17], 若将 200 °C 等温淬火 960 s 作为 7050 合金固溶后水淬前的预处理工艺, 将获得较好的综合性能。将 7050 合金 200 °C 等温淬火 960 s 样品的 T6 态性能与不同 RRA 制度处理后样品的性能进行对比, 结果如图 3 所示。该等温淬火样品与 3 种 RRA 处理样品相比, 硬度较高但电导率稍低, 总体来说, 7050 合金固溶后在 200 °C 等温淬火 960

s 样品的 T6 态性能与回归制度为 180 °C/1920 s 的 RRA 处理样品相近, 因此, 7050 合金板材采用固溶后在 200 °C 等温淬火 960 s 水淬再 T6 人工时效的方法代替传统的 RRA 三级时效处理是可行的。比较 3 种 RRA 制度处理后样品的性能发现, 200 °C/480 s 为 7050 合金薄板较好的回归制度, 该制度回归并再时效处理后样品的电导率和硬度获得最佳匹配, 分别为 35%IACS 和 1875 MPa。若对合金的耐蚀性要求较高, 可选择 200 °C/960 s 作为回归制度, 经过该 RRA 制度处理后样品的电导率和硬度分别为 36.8%IACS 和 1825 MPa。

2.2 等温淬火对 7050 合金析出行为的影响

图 4 为基准样品自然时效态的微观组织形貌。由金相和 TEM 形貌可知, 7050 合金经 470 °C/1 h+484 °C/2 h 双级固溶并水淬后, 在合金的晶界、亚晶界上及基体内均未发现明显的析出现象。金相组织 (图 4a) 中的亚晶界由于没有析出相的“勾画”显露不明显, 晶

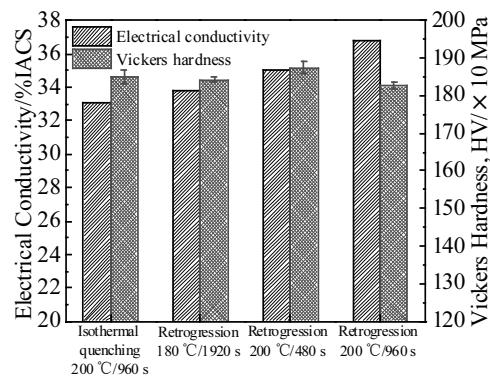


图 3 典型等温淬火制度与不同 RRA 制度处理样品性能对比结果

Fig.3 Comparison results of properties of 7050 alloy treated with the typical isothermal quenching regime and different RRA regimes

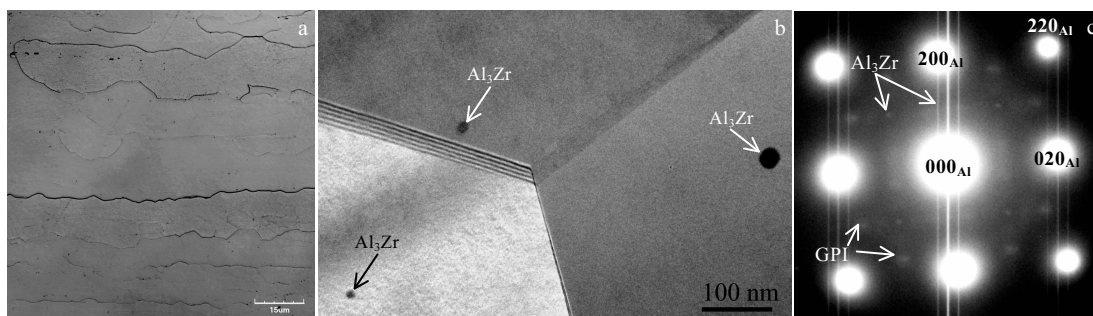


图 4 7050 合金固溶后直接水淬样品自然时效态微观形貌

Fig.4 Morphologies of 7050 alloy directly water quenched after solid-solution treatment in natural aging temper: (a) optical micrograph, (b) TEM micrograph, and (c) SAED pattern corresponding to the matrix in Fig.4b

粒呈纤维状沿轧向分布。TEM 形貌 (图 4b) 中箭头所示的 12~30 nm 的球状弥散相根据图 4c 中的选区电子衍射花样判断应为 Al_3Zr 相^[18], 同时在图 4c 中的 $\{1, (2n+1)/4, 0\}$ 位置可见微弱的衍射花样, 说明自然时效阶段在基准样品的基体内形成了 GPI 区^[19]。

图 5 为 7050 合金在 180 °C 等温不同时间自然时效态的金相组织。在该温度下等温仅 10 s, 晶界上迅速析出“点状”断续分布的析出相, 亚晶界上及基体内的析出情况不明显 (图 5a)。等温时间较短 (30~480 s) 时, 随着时间的延长, 晶界析出相 (grain boundary precipitates, GBP) 的密度逐渐增加, 但尺寸变化不大, 亚晶界析出相 (sub-grain boundary precipitates, SBP) 的数量逐渐增多, 其“勾画”作用使等轴状的亚晶粒逐渐显现 (图 5b~5d)。当等温时间延长至 1920 s 时 (图 5e), 亚晶界析出相明显增加, 还可见零星的基体析出相 (matrix precipitates, MP)。当等温时间延长至 18000 s (图 5f), 晶界和亚晶界析出相连续分布, 亚晶粒完全显露, 基体内析出相的数量显著增加。

图 6 为 7050 合金在 250 °C 等温不同时间自然时效态的金相组织。在此温度等温仅 10 s, 晶界和亚晶界上已出现数量较多的析出相 (图 6a)。延长等温时间至 30 s 和 120 s (图 6b、6c), 晶界和亚晶界析出相的密度逐渐增加, 并可以观察到部分基体析出相 (图

6c)。当等温时间为 480 s 时 (图 6d), 晶界和亚晶界析出相连续分布, 基体析出相的数量明显增加且尺寸差别较大, 部分基体析出相已长大至微米级。当等温时间延长至 1920 s 时 (图 6e), 晶界和亚晶界附近出现明显的无析出带 (precipitation free zone, PFZ), 基体内析出相的密度极高, 表明此时合金的脱溶程度很高。继续延长等温时间至 18000 s (图 6f), 合金的形貌与等温 1920 s 时相比变化不大。对比 7050 合金在 250 与 180 °C 等温相同时间的微观组织, 发现 250 °C 等温时合金的析出行为明显比 180 °C 等温时更迅速。

图 7 为典型等温淬火条件下 7050 合金自然时效 4 个月的 TEM 明场像及对应的 SAED 花样。由图 7a~7c 可知, 180 °C 等温 7680 s 时, 晶界析出相呈细长棒状连续析出, 尺寸为 0.2 μm ; 晶界附近存在宽度约为 0.3 μm 的晶界无析出带; 基体内非均匀析出的 η 相主要在位错线、位错环附近及 Al_3Zr 粒子上形核析出且数量较多, 尺寸为 30~100 nm; 分析与图 7b 基体形貌对应的 SAED 花样 (图 7c) 发现, 基体内除了非均匀析出的 η 相外, 还存在一定数量的 GPI 区和 η' 相^[19,20]。图 7d~7f 为合金在 200 °C 等温 1920 s 的 TEM 分析结果, 此时晶界析出相比 180 °C 等温 7680 s 时更粗大, 并呈现不连续分布趋势, 但基体内非均匀析出的 η 相数量较少, 且集中分布在位错线或位错环附近; 分析与图

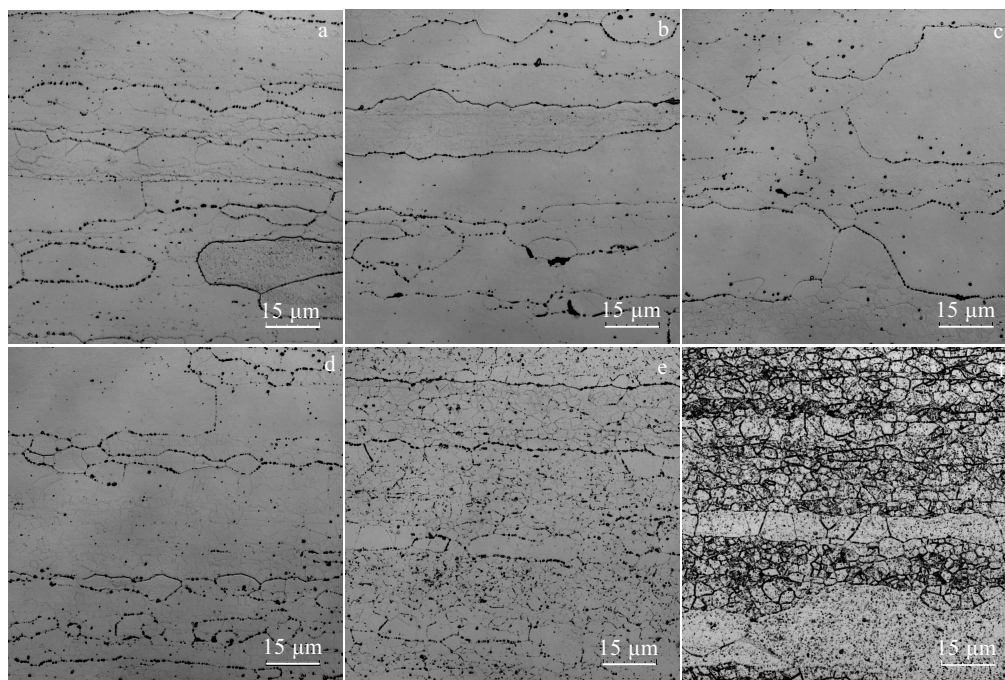


图 5 7050 合金在 180 °C 等温不同时间的金相组织

Fig.5 Optical micrographs of 7050 alloy after isothermal quenching at 180 °C for different time:

(a) 10 s, (b) 30 s, (c) 120 s, (d) 480 s, (e) 1920 s, and (f) 18 000 s

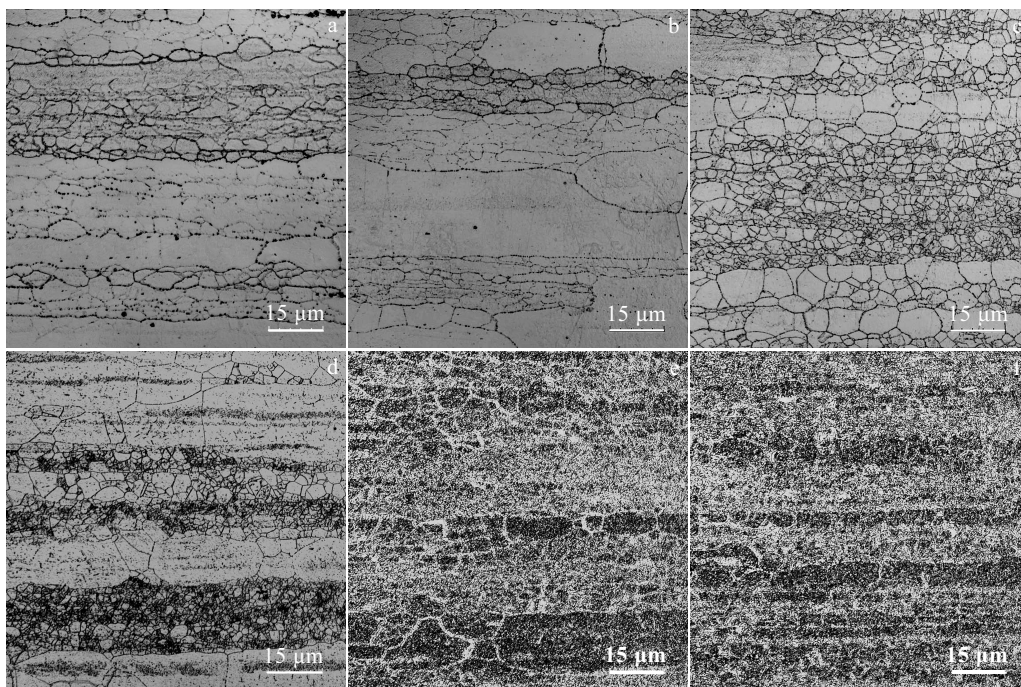


图 6 7050 合金在 250 °C 等温不同时间的金相组织

Fig.6 Optical micrographs of 7050 alloy after isothermal quenching at 250 °C for different time:

(a) 10 s, (b) 30 s, (c) 120 s, (d) 480 s, (e) 1920 s, and (f) 18 000 s

7e 基体形貌对应的 SAED 花样 (图 7f) 发现, 基体内仍存在一定数量的 GPI 区, 但与图 7c 不同的是, 在图 7f 中 Al 基体的 $\{200\}_{\text{Al}}$ 衍射斑附近出现了弧状衍射条纹, 表明此时基体内存在 GPII 区^[21]。图 7g~7i 为合金在 250 °C 等温 1920 s 的 TEM 分析结果, 此时晶界析出相明显粗化, 不连续分布趋势最为明显; 基体析出相也明显长大, 粗大的棒状 η 相主要在 Al_3Zr 粒子上形核、长大。另外基体内还可见一定数量的针状析出相。分析与图 7h 对应的 SAED 花样 (图 7i) 可知, 该针状析出相为 S 相^[22], 同时 SAED 花样中还可可见 η' 相对应的衍射斑点, 表明此时基体内仍存在一定数量的 η' 相。

图 8 为 7050 合金先 T6 态预时效再经过不同制度回归处理后基体的 TEM 明场像及对应的 SAED 花样。当回归制度为 180 °C/1920 s 时, 基体内的析出相密度较高且近似均匀分布 (图 8a), 分析与图 8a 对应的 SAED 花样 (图 8c) 可知, 该析出相皆为 η' 相, 未见 GP 区对应的衍射斑^[19,20,23], 说明 180 °C/1920 s 回归处理时预时效阶段产生的 GP 区除转变成 η' 相外都已回溶至基体。由图 8b 基体高倍形貌分析统计表明, 该制度回归处理后基体内 η' 相的尺寸为 4~6 nm。当回归制度为 200 °C/480 s 时, 基体内析出相的密度比 180 °C/1920 s 回归处理时有所下降, 析出相的尺寸长大到

6~8 nm (图 8d、8e), 但通过对应的 SAED 花样 (图 8f) 判断, 此时析出相的种类未变, 仍为 η' 相。延长在 200 °C 回归处理的时间至 960 s, 基体内析出相的密度继续下降, 尺寸长大到 8~10 nm (图 8g、8h), 对比图 8f 与 8i 发现, 图 8i 中 2/3 $\{220\}_{\text{Al}}$ 位置衍射斑的尾部比图 8f 中明显粗大, 说明回归时间延长至 960 s 时, 基体内析出相仍以 η' 相为主但出现了一定数量的 η 相^[20,24]。

图 9 为 7050 合金先 T6 态预时效再经过不同制度回归处理后晶界的 TEM 明场像。回归制度为 180 °C/1920 s 时 (图 9a), 晶界析出相分布的连续程度较高, 尺寸为 30~70 nm, 晶界无析出带的宽度约为 40 nm。回归制度为 200 °C/480 s 时 (图 9b), 晶界析出相的连续程度与图 9a 相比变化不大, 尺寸为 40~90 nm, 稍有长大, 晶界无析出带的宽度约为 50 nm。当 200 °C 回归时间延长至 960 s 时 (图 9c), 晶界析出相的离散程度明显增大, 尺寸长大至 50~100 nm, 此时晶界无析出带的宽度仍为 50 nm。

3 分析与讨论

分析 7050 合金固溶并等温淬火后自然时效态的微观形貌可知, 180 °C 等温淬火 7680 s 时合金基体内出现 GPI 区和 η' 相, 200 °C 等温淬火 1920 s 时基体内

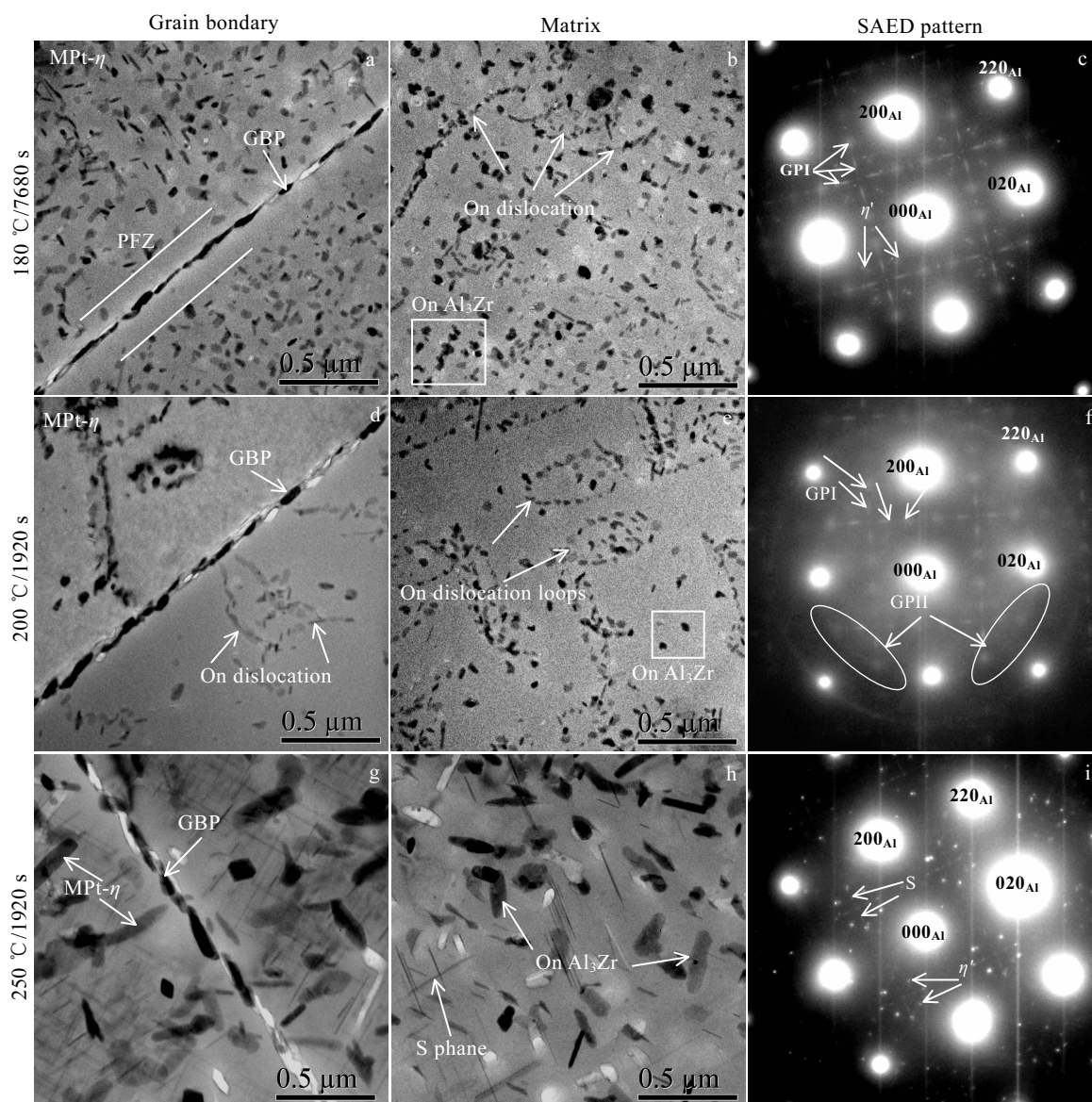


图7 7050 合金典型等温淬火条件下的 TEM 明场像及对应的 SAED 花样

Fig.7 TEM bright field images and corresponding SAED patterns of 7050 alloy under typical isothermal quenching conditions

存在 GPI 区和 GPII 区, 这些析出相均为 7XXX 系合金的主要强化相^[20,21], 除了部分 GPI 区可能由自然时效引入外, GPII 区和 η' 相只能在等温淬火过程中形成, 因此 7050 合金在 180 和 200 °C 等温淬火初期, 样品自然时效态的硬度随着等温时间延长逐渐上升, 且高于基准样品自然时效态的硬度。又由于等温淬火过程中基体内形成了 GPI 区、GPII 区及 η' 相过渡相, 这些强化相周围存在的应力场增加了合金基体的晶格畸变程度, 增强了对基体内自由电子的散射作用, 使其强于基准样品中过饱和溶质原子及空位对自由电子的散射作用^[25], 造成 180 和 200 °C 等温淬火初期, 等温样品淬火态电导率低于基准样品。

7050 合金固溶后在 180~250 °C 等温较长时间, 固溶 Al 基体中的 Zn、Mg、Cu 等强化元素在晶界、亚晶界、位错及弥散相粒子界面等处迅速脱溶析出, 形成大量非均匀分布的平衡析出相, 等温淬火初期形成的 GP 区和 η' 相也将逐渐长成平衡相, 这些粗大的平衡相几乎没有强化作用, 同时消耗大量的溶质原子和空位, 导致后续 T6 态时效处理阶段形成 GP 区和 η' 强化相的数量急剧减少^[26]。所以 7050 合金经过较长时间的等温淬火后, 基体对自由电子的散射作用明显减弱, 时效过程中形成强化相的数量明显减少, 造成 7050 合金的电导率显著升高而 T6 人工时效态硬度不断下降的现象。

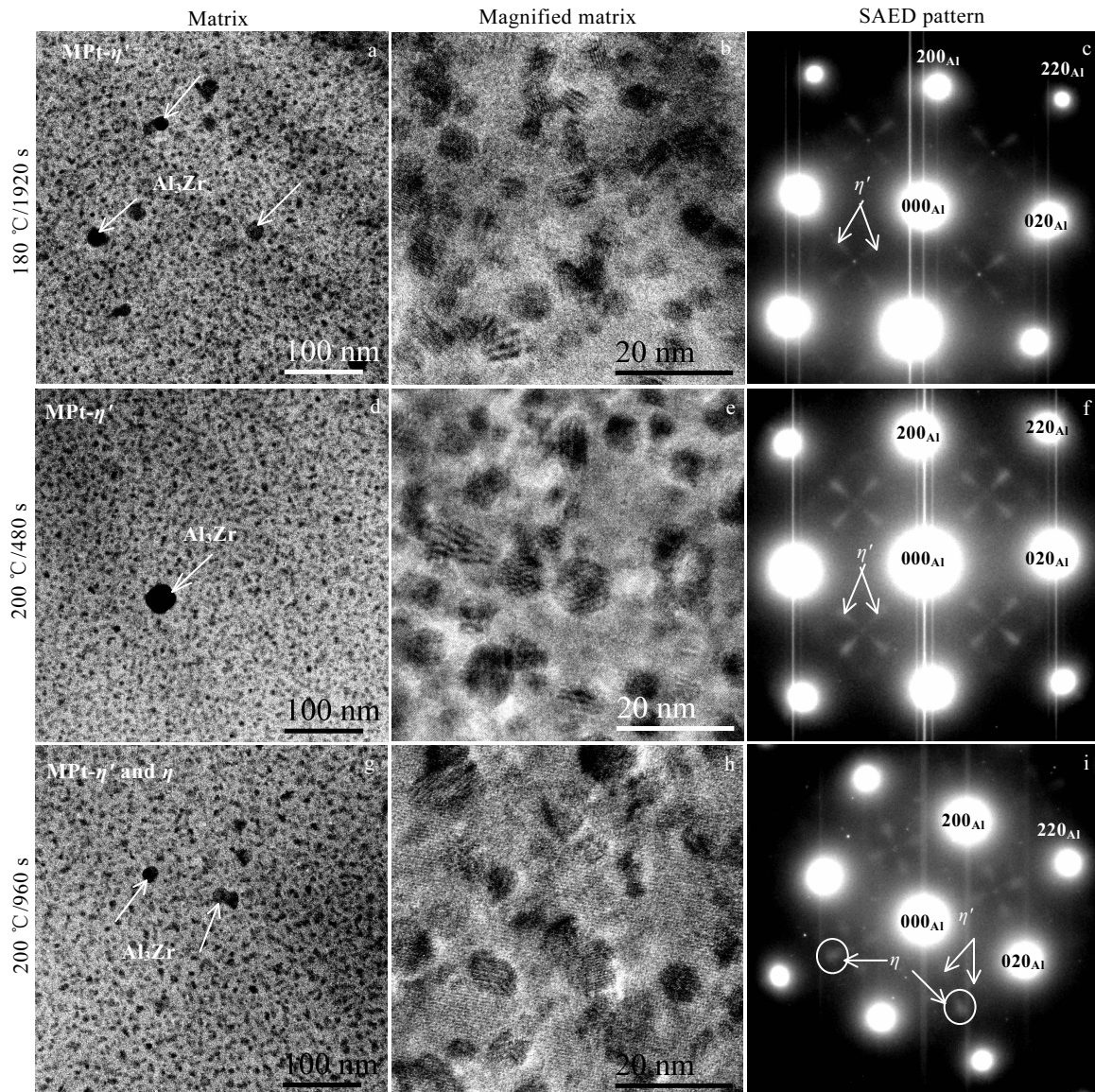


图 8 7050 合金不同制度回归处理后基体的 TEM 明场像及对应的 SAED 花样

Fig.8 TEM bright field images and corresponding SAED patterns of matrix in 7050 alloy after different regression treatments

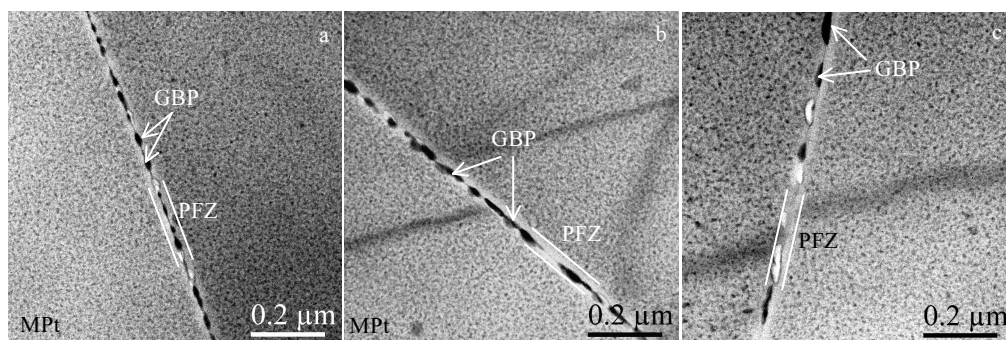


图 9 7050 合金不同制度回归处理后晶界的 TEM 明场像

Fig.9 TEM bright field images of grain boundaries of 7050 alloy after different regression treatments:

(a) 180 °C/1920 s, (b) 200 °C/480 s, and (c) 200 °C/960 s

7050 合金等温淬火过程中电导率和硬度的变化速率, 取决于过饱和 α 固溶体的转变动力学特性, 由相变驱动力和溶质原子扩散速率两个因素共同控制^[27]。该合金的淬火敏感温度区间为 240~420 °C^[28], 当等温温度较高(高于 420 °C)时, 脱溶析出驱动力小, 析出方式主要为非均匀形核析出, 此时虽然原子扩散速率较大, 但形核率不高, 导致脱溶析出较慢; 等温温度较低(低于 240 °C)时, 虽然脱溶析出的驱动力较大, 但由于温度低, 原子扩散速率小, 脱溶析出同样较慢; 只有在中等温度区间(240~420 °C)等温淬火时, 既有一定的脱溶析出驱动力, 原子扩散速率也较大, 此时析出相脱溶析出较快^[29]。因此, 7050 合金在 250 °C 等温淬火时, 合金性能变化及析出相长大速率明显高于在 180 和 200 °C 等温淬火的情况。

4 结 论

1) 7050 合金在 180 和 200 °C 等温淬火初期, 等温样品淬火态电导率低于基准样品; 随着等温时间延长, 等温样品自然时效态硬度先上升后下降, 等温样品自然时效态硬度高于基准样品硬度的等温时间跨度相差较大。

2) 7050 合金在 250 °C 等温淬火时, 合金性能的变化速率及析出相形核长大速率明显高于在 180 和 200 °C 等温淬火时的情况。

3) 7050 合金在 180~250 °C 等温淬火过程中, 基体内除了析出 η 平衡相外, 180 °C 等温 7680 s 淬火时, 基体内形成 GPI 区和 η' 相; 200 °C 等温 1920 s 淬火时, 基体内形成 GPI 区和部分 GPII 区; 250 °C 等温 1920 s 淬火时, 基体内形成 η' 相和 S 相。等温淬火时基体内形成强化相是造成等温淬火初期合金自然时效态硬度上升的主要原因。

4) 7050 合金固溶并在 200 °C 等温 960 s 淬火后, 合金 T6 态硬度较基准样品仅下降 3.4%, 而电导率上升达 9.2%, 此时的性能与回归制度为 180 °C/1920 s 的 RRA 工艺处理后合金的性能相近。若将该等温淬火制度作为 7050 合金板材固溶后水淬前的预处理工艺, 板材可获得较好的综合性能。

5) 比较 3 种 RRA 制度处理后合金的性能发现, 200 °C/480 s 为 7050 合金薄板较好的回归制度, 经过该制度回归并再时效处理合金的电导率和硬度获得最佳匹配。

参考文献 References

- [1] Williams J C, Starke E A. *Acta Materialia*[J], 2003, 51(19): 5775
- [2] Marlaud T, Deschamps A, Bley F *et al.* *Acta Materialia*[J],

2010, 58(1): 248

- [3] Song R G, Dietzel W, Zhang B J *et al.* *Acta Materialia*[J], 2004, 52(16): 4727
- [4] Fang Huachan(方华婵), Chen Kanghua(陈康华), Chao Hong (巢 宏) *et al.* *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*(粉末冶金材料科学与工程)[J], 2009, 14(6): 351
- [5] Adler P N, Deiasi R, Geschwind G. *Metallurgical Transactions* [J], 1972, 3(12): 3191
- [6] Wang Lei(王 磊), Hui Li(回 丽), Zhou Song(周 松) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(4): 1115
- [7] Cina B. *US Patent*, 3856584[P], 1974
- [8] Angappan M, Sampath V, Ashok B *et al.* *Materials & Design* [J], 2011, 32(7): 4050
- [9] Li J F, Birbilis N, Li C X *et al.* *Materials Characterization*[J], 2009, 60(11): 1334
- [10] Ning Ailin(宁爱林), Liu Zhiyi(刘志义), Feng Chun(冯 春) *et al.* *Chinese Journal of Materials Research*(材料研究学报) [J], 2008, 22(4): 357
- [11] Zielinski A, Chrzanowski J, Warmuzek M *et al.* *Materials and Corrosion*[J], 2004, 55(2): 77
- [12] Peng G S, Chen K H, Chen S Y *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(12): 4014
- [13] Wang Y L, Pan Q L, Wei L L *et al.* *Materials & Design*[J], 2014, 55: 857
- [14] Ohnishi T, Ibaraki Y, Ito T. *Materials Transactions Jim*[J], 1989, 30(8): 601
- [15] Li Wenbin(李文斌), Pan Qinglin(潘清林), Liu Junsheng(刘俊生) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(9): 1646
- [16] Ou B L, Yang J G, Yang C K. *Materials Transactions Jim*[J], 2000, 41(7): 783
- [17] Rout P K, Ghosh M M, Ghosh K S. *Materials Characterization*[J], 2015, 104: 49
- [18] Buha J, Lumley R N, Crosky A G. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 492(1-2): 1
- [19] Liu Y, Jiang D M, Li B Q *et al.* *Materials & Design*[J], 2014, 57(5): 79
- [20] Stiller K, Warren P J, Hansen V *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 1999, 270(1): 55
- [21] Berg L K, Gjønnes J, Hansen V *et al.* *Acta Materialia*[J], 2001, 49(17): 3443
- [22] Quan L W, Zhao G, Gao S *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2011, 21(9): 1957
- [23] Chen J Z, Zhen L, Yang S J *et al.* *Transactions of Nonferrous*

- Metals Society of China*[J], 2010, 20(12): 2209
- [24] Zang J X, Zhang K, Dai S L. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22(11): 2638
- [25] Osamura K, Otsuka N, Murakami Y. *Philosophical Magazine Part B*[J], 1982, 45(6): 583
- [26] Liu Shengdan(刘胜胆), Li Chengbo(李承波), Ouyang Hui(欧阳惠) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2013, 23(4): 927
- [27] Shang B C, Yin Z M, Wang G *et al. Materials & Design*[J], 2011, 32(7): 3818
- [28] Zhang Xinming(张新明), Liu Wenjun(刘文军), Liu Shengdan(刘胜胆) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2009, 19(5): 861
- [29] 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], 2011, 21(10): 2631

Precipitation Behavior of 7050 Alloy During Isothermal Quenching at 180~250 °C Following Solid-solution Treatment

Kang Lei, Zhao Gang, Tian Ni

(Key Laboratory for Anisotropy and Texture of Materials, Ministry of Education, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

Abstract: The relationships between electrical conductivity, hardness and microstructure of 7050 alloy during isothermal quenching at 180~250 °C following solid-solution treatment were investigated. Results show that in the initial stage of isothermal quenching at 180 °C and 200 °C, the electrical conductivity of isothermal specimens is lower than that of the specimen directly water quenched after solid-solution treatment, and with the increase of isothermal time, the hardness of isothermal specimens in natural aging temper increases first and then decreases. When isothermally quenching at 180 °C for 7680 s, GPI zones and η' phases form in matrix. When isothermally quenching at 200 °C for 1920 s, GPI and GPII zones form in matrix. And when isothermally quenching at 250 °C for 1920 s, η' and S phases form in matrix. The formation of strengthening phases during isothermal quenching is the main reason for the increase in the hardness of specimens under natural aging temper. When 7050 alloy plate is isothermally quenched at 200 °C for 960 s after solid-solution treatment, its T6 temper hardness is only 3.4% lower than that of the directly water quenched plates and its conductivity increases by 9.2%, which is close to the properties of RRA treated plates with a regression regime of 180 °C for 1920 s. Therefore, after solid-solution treatment, isothermal quenching at 200 °C for 960 s as a pre-treatment process will give 7050 alloy plates excellent comprehensive properties.

Key words: 7050 aluminum alloy; isothermal quenching; retrogression and reaging treatment; precipitation behavior; electrical conductivity; hardness

Corresponding author: Tian Ni, Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, P. R. China, Tel: 0086-24-83691571, E-mail: tiann@atm.neu.edu.cn