



固溶处理对 7B04 铝合金组织及性能的影响

李红英^{1,2,3}, 刘蛟蛟^{1,2}, 余玮琛^{1,2}, 郝壮志^{1,2}

(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)

摘 要: 利用金相组织观察(OM)、扫描电镜分析(SEM)、透射电镜观察(TEM)以及硬度测试, 研究固溶处理对 7B04 铝合金显微组织及硬度的影响。结果表明: 实验合金中的 η 相(MgZn_2)为易溶相, S 相(Al_2CuMg)为难溶相, 含 Fe 杂质相为不溶相; 进行单级固溶处理时, 随着固溶温度的升高, 实验合金的固溶程度、再结晶程度和再结晶晶粒尺寸增加, 当温度超过 480 °C 时, 出现过烧现象, 力学性能恶化, 7B04 铝合金淬火敏感性较高; 双级固溶可有效抑制合金再结晶、降低合金淬火敏感性, 实验条件下较好的双级固溶工艺为(450 °C, 0.5 h)+(490 °C, 0.5 h), 抑制合金再结晶效果最佳, 经 120 °C 时效 24 h 后, 硬度达到最大值, 为 204HV1。

关键词: 7B04 铝合金; 双级固溶; 淬火敏感性; 硬度

中图分类号: TG166.3

文献标志码: A

7B04 铝合金具有良好的强韧匹配性、较好的耐蚀性和疲劳抗性, 同时具有较好的热加工性能和焊接性能, 作为结构材料广泛应用于航空航天、交通运输和军事领域^[1-2]。7B04 铝合金为可热处理强化的 7xxx 铝合金, 国内外材料工作者对 7xxx 铝合金的热处理进行了大量的研究, 除了单级时效工艺外, 还开发了 T73、T76、T74、T77 和 RRA 等多级时效工艺, 不断探索新的时效工艺, 通过调整合金析出相的形态、大小及分布, 满足不同的服役性能要求^[3-8]。固溶处理是非常重要的热处理工序, 适当的固溶处理可为后续时效处理打下较好的基础, 促进时效合金形成细小弥散的析出相^[9-10], 从而获得较好的强化效果。较高的固溶温度可进一步提高合金的固溶程度, 以达到尽量将合金元素及粗大第二相溶解入基体的目标。但是, 随着固溶温度的升高, 在固溶程度增大的同时, 合金的再结晶程度也在增大, 固溶温度增加到一定值甚至会导致合金过烧^[11]。再结晶程度提高不仅会弱化合金强度, 同时也会增加淬火敏感性, 导致淬火冷却过程析出粗大的第二相粒子, 成为应力集中和裂纹萌生处, 极易导致应力腐蚀开裂, 此外, 还会降低合金的过饱和程度和时效析出驱动力。过烧会使合金晶界局部出现氧化或熔化, 过烧组织无法恢复, 淬火时形成龟裂, 对

合金产生不可逆的损伤, 显著恶化合金综合性能。采用多级固溶处理, 可以适当提高固溶温度而不产生过烧, 从而提高合金固溶效果和淬火后的过饱和度, 抑制合金再结晶^[12-13]。目前, 对于 7xxx 系铝合金热处理的研究多在淬火和时效处理, 研究不同淬火处理和时效制度对合金组织和性能的影响^[14-15]。对于多级固溶的系统性研究还较少, 而我国的铝合金固溶热处理技术与国外相比存在较大差距。本文作者研究不同固溶工艺对 7B04 铝合金组织性能的影响, 旨在提高合金时效析出驱动力和改善合金的综合性能, 为工业生产提供理论依据和实践指导。

1 实验

实验材料为工厂提供的 7B04 铝合金热轧板, 来料经熔炼铸造、均匀化退火、锯切铣面和热轧, 其化学成分见表 1。

固溶处理在 HXSG2-1200 箱式电阻炉进行, 固溶工艺如表 2 所示, 其中 S1~S5 为单级固溶工艺, 固溶温度分别为 450、460、470、480 和 490 °C, 加热到不同温度固溶处理 1 h, D1~D9 为双级固溶工艺, 第一

表 1 7B04 铝合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of 7B04 aluminium (mass fraction,%)

Zn	Mg	Cu	Mn	Fe
6.23	2.88	1.58	0.31	0.15
Si	Ni	Cr	Ti	Al
0.048	<0.01	0.16	0.025	Bal.

表 2 固溶工艺实验方案

Table 2 Experimental scheme of solution treatment

Scheme No.	First-step temperature/℃	First-step time/h	Second-step temperature/℃	Second-step time/h
S1	450	1	—	—
S2	460	1	—	—
S3	470	1	—	—
S4	480	1	—	—
S5	490	1	—	—
D1	440	0.5	470	0.5
D2	450	0.5	470	0.5
D3	460	0.5	470	0.5
D4	440	0.5	480	0.5
D5	450	0.5	480	0.5
D6	460	0.5	480	0.5
D7	440	0.5	490	0.5
D8	450	0.5	490	0.5
D9	460	0.5	490	0.5

级固溶温度分别为 440、450 和 460 ℃, 第二级固溶温度分别为 470、480 和 490 ℃, 固溶时间均为 0.5 h。固溶处理后采用常温水淬冷却至室温, 淬火转移时间不大于 5 s, 淬火后马上在热风循环电炉中进行人工时效, 时效工艺均为 120 ℃保温 24 h。

按照 GB/T3246.1-2000 对金相样品进行阳极覆膜, 称取 117 g(H₃BO₃)于塑料容器内, 加入 500 mL 水, 333 mL 氢氟酸(1.15 g/mL), 待硼酸溶解完全后冷却, 用水稀释至 1L, 配成所需氟硼酸溶液(16.8g/L)对试样进行阳极覆膜。采用 Leica DMI3000 金相显微镜在偏光下观察合金的显微组织结构, 观察晶粒大小和形貌。

采用 Sirion200 扫描电镜对样品进行环境扫描分析, 主要观察第二相大小、形貌和分布。采用 TECNAI G²20 型透射电镜进行显微组织观察, 主要观察淬火冷

却析出相和时效析出相形貌、尺寸以及分布, 同时观察合金再结晶晶界形貌等。

按照 GB/T 4340.1-2009《金属材料维氏硬度试验》进行硬度测试, 采用 310HVS-5 型小负荷维氏硬度计, 实验载荷为 9.8 N, 加载时间为 15 s, 每个样品取 5 个点并求平均值。

2 结果与分析

2.1 单级固溶

图 1 所示为实验合金经不同温度单级固溶 1 h 后的金相照片。由图 1 可以看出, 合金发生了不同程度的再结晶, 随着固溶温度升高, 再结晶程度提高, 经 450 ℃固溶处理后, 晶粒基本保持纤维状; 经 460 ℃和 470 ℃固溶后, 合金发生部分再结晶, 晶粒由长条状向等轴状转变, 晶界锯齿化明显, 呈现典型再结晶特征; 经 470 ℃固溶处理后, 长条状晶粒较少; 当固溶温度大于 480 ℃时, 观察到大量等轴晶粒, 表明合金发生了充分再结晶; 经 490 ℃固溶处理后, 再结晶晶粒长大。

图 2 所示为实验合金经不同温度固溶处理 1 h 后的 SEM 像。由图 2 可以看出, 轧制态实验合金存在 η (MgZn₂)、S(Al₂CuMg)相以及沿轧制方向分布的含 Fe 杂质相, η 相为易溶相^[16-17], 在较低温度开始溶解, S 相为难溶相, 随着固溶温度提高, 残留相减少, 含 Fe 杂质相为不溶相。对比图 2(a)和(b)可以看出, 经 450 ℃固溶处理后, 只有小尺寸的 η (MgZn₂)相数量减少。当固溶温度升高到 460 ℃时, 如图 2(c)所示, 视场中仅存在少量 η 相, S 相也开始减少, 但含 Fe 杂质相几乎不变。当固溶温度为 470 ℃时(见图 2(d)), 几乎观察不到 η 相, 表明其完全溶入基体, S 相数量和尺寸都有明显减少。当固溶温度达到 480 ℃时(见图 2(e)), 可以观察到非常少量的球形孔洞, 表明实验合金开始过烧, 但是含 Fe 杂质相没有明显变化。固溶温度达到 490 ℃后(见图 2(f)), 可以观察到大面积过烧现象, 可以确定合金的单级固溶温度不能超过 480 ℃。

2.2 双级固溶

图 3 所示为实验合金经不同双级固溶处理后的金相组织。图 3(a)和(b)对应的双级固溶工艺为 D4 和 D7; 图 3(c)和(d)对应的双级固溶工艺为 D6 和 D9; 图 3(e)和(f)对应的双级固溶工艺为 D5 和 D8。

由图 1(a)可知, 经 450 ℃单级固溶后, 实验合金基本保持板条状加工组织; 而图 3(c)和(d)显示, 经

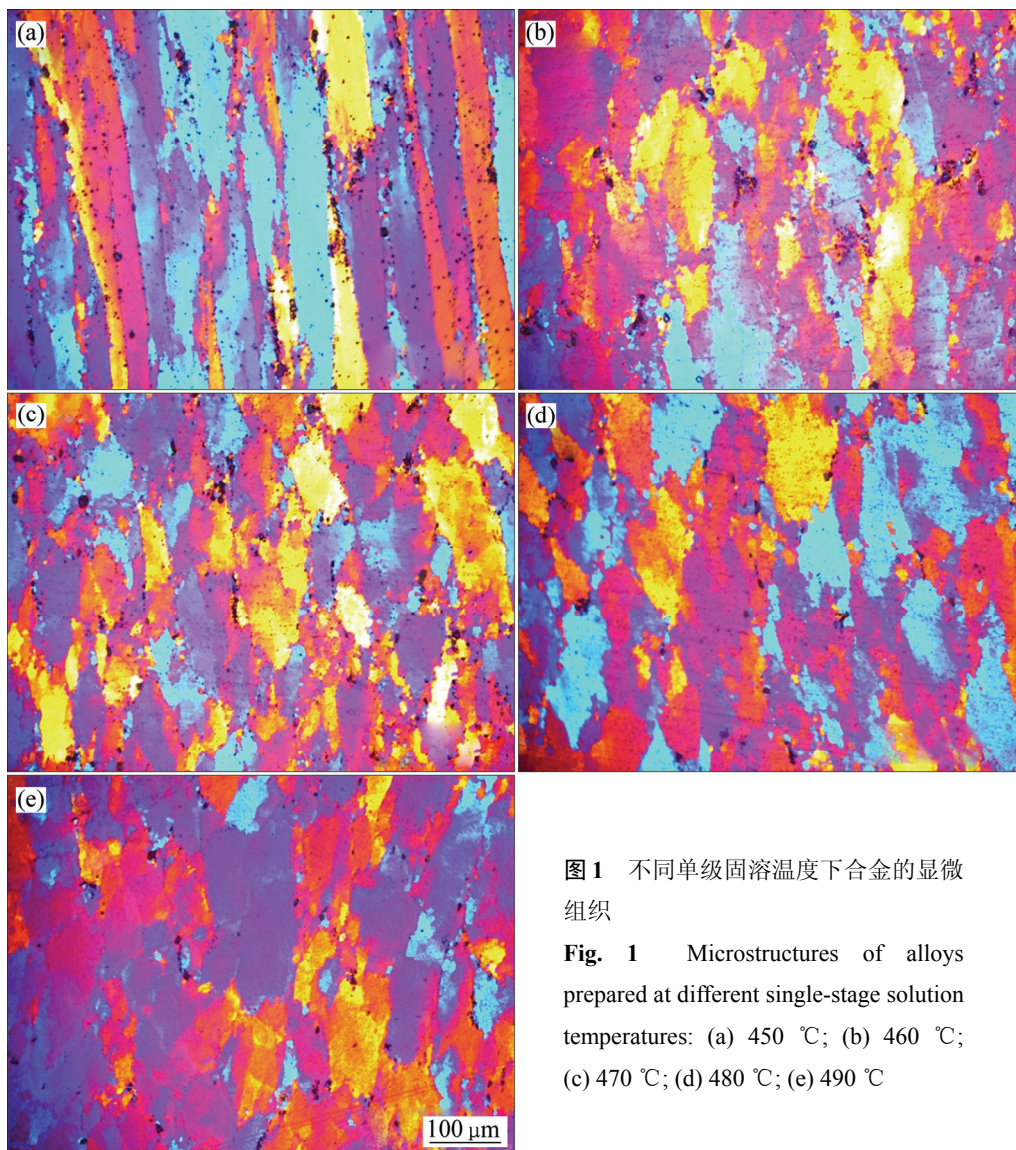


图1 不同单级固溶温度下合金的显微组织

Fig. 1 Microstructures of alloys prepared at different single-stage solution temperatures: (a) 450 °C; (b) 460 °C; (c) 470 °C; (d) 480 °C; (e) 490 °C

460 °C+480 °C、460 °C+490 °C双级固溶处理后, 实验合金板条界变模糊。由图 1(b)可知, 经 460 °C单级固溶后, 实验合金晶界锯齿化, 呈现典型再结晶特征, 而图 3(e)和(f)显示, 经 460 °C+480 °C、460 °C+490 °C双级固溶处理后, 实验合金板条状晶粒间晶界清晰, 呈现典型回复特征。由图 1(d)可知, 经 480 °C单级固溶后, 实验合金发生了完全再结晶, 而图 3(a)、3(c)和(e)显示, 经 440 °C+480 °C、450 °C+480 °C双级固溶处理后, 实验合金基本保持加工组织。经 460 °C+480 °C双级固溶处理后, 实验合金发生部分再结晶。由图 1(e)可知, 经 490 °C单级固溶后, 实验合金发生了再结晶晶粒长大, 而图 3(b)、(d)和(f)显示, 分别经 440 °C+490 °C、450 °C+490 °C、460 °C+490 °C双级固溶处理后, 合金均只发生部分再结晶。

双级固溶可以在提高溶质原子固溶程度的同时降

低再结晶程度。较低的第一级固溶温度可以使合金中的易溶相溶入基体, 同时合金仅发生回复, 消耗了再结晶驱动力, 溶入基体的溶质原子对晶界的运动有一定的阻碍作用, 也会抑制在较高温度第二级固溶发生再结晶。此外, 溶质原子会提高合金的固相线温度, 从而提高合金的过烧温度, 可以使第二级固溶在较高温度进行而不发生过烧。

2.3 淬火敏感性

图4所示为实验合金经单级固溶(470 °C, 1 h)和双级固溶((450 °C, 0.5 h)+(470 °C, 0.5 h))的金相组织。图 4(a)所示为完全再结晶组织; 经过 450 °C+470 °C双级固溶处理后(见图 4(b)), 出现部分再结晶组织, 只存在少量小尺寸的再结晶晶粒, 大部分晶粒仍呈拉长的板条状, 合金的再结晶得到明显抑制。

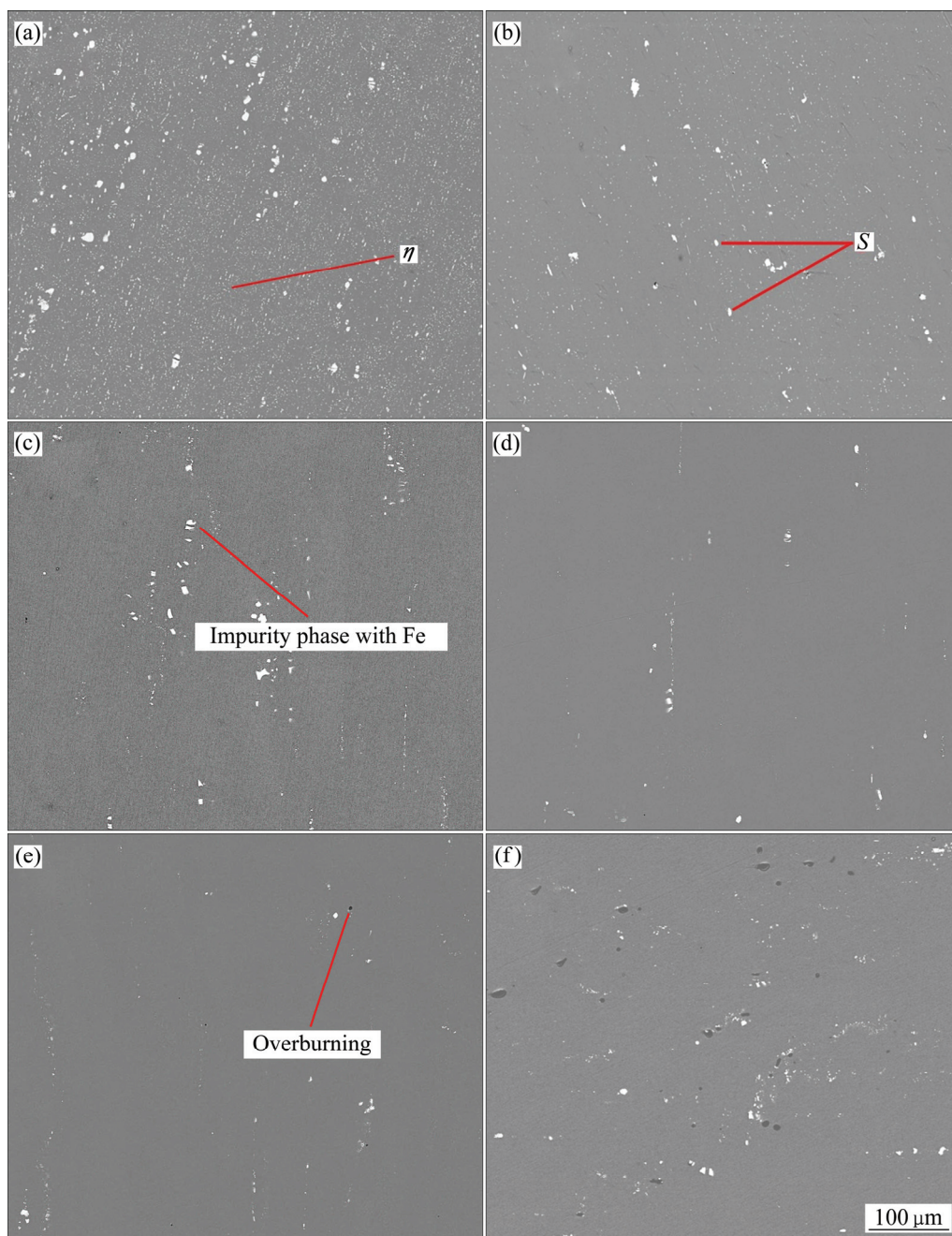


图 2 不同单级固溶温度下合金的 SEM 像

Fig. 2 SEM images of alloys at different single-stage solution temperatures: (a) Hot-rolling structure; (b) 450 °C; (c) 460 °C; (d) 470 °C; (e) 480 °C; (f) 490 °C

图 5 所示为实验合金经单级固溶(470 °C, 1 h)和双级固溶((450 °C, 0.5 h)+(470 °C, 0.5 h))处理后的 TEM 像。已有研究表明^[18-21], 7B04 合金是典型的高淬火敏感性合金, 即使是采用水冷, 淬火态样品中仍然存在大量粗大第二相粒子。由图 5(a)可知, 合金经 470 °C 单级固溶后的淬火组织中, 析出了较多粗大第二相粒子, 而由粗大第二相, 明显减少(见图 5(b)), 这是由于双级固溶可抑制合金的再结晶, 合金中再结晶晶界

少, 减少了粗大析出相的形核质点, 因此, 粗大析出相数量减少。

2.4 硬度

实验合金经不同固溶工艺处理后, 在 120 °C 时效 24 h 后进行硬度测试。图 6 所示为不同固溶处理后的显微硬度, S1~S5 分别表示 450、460、470、480 和 490 °C 单级固溶处理, D1~D9 为双级固溶处理; D1~D3

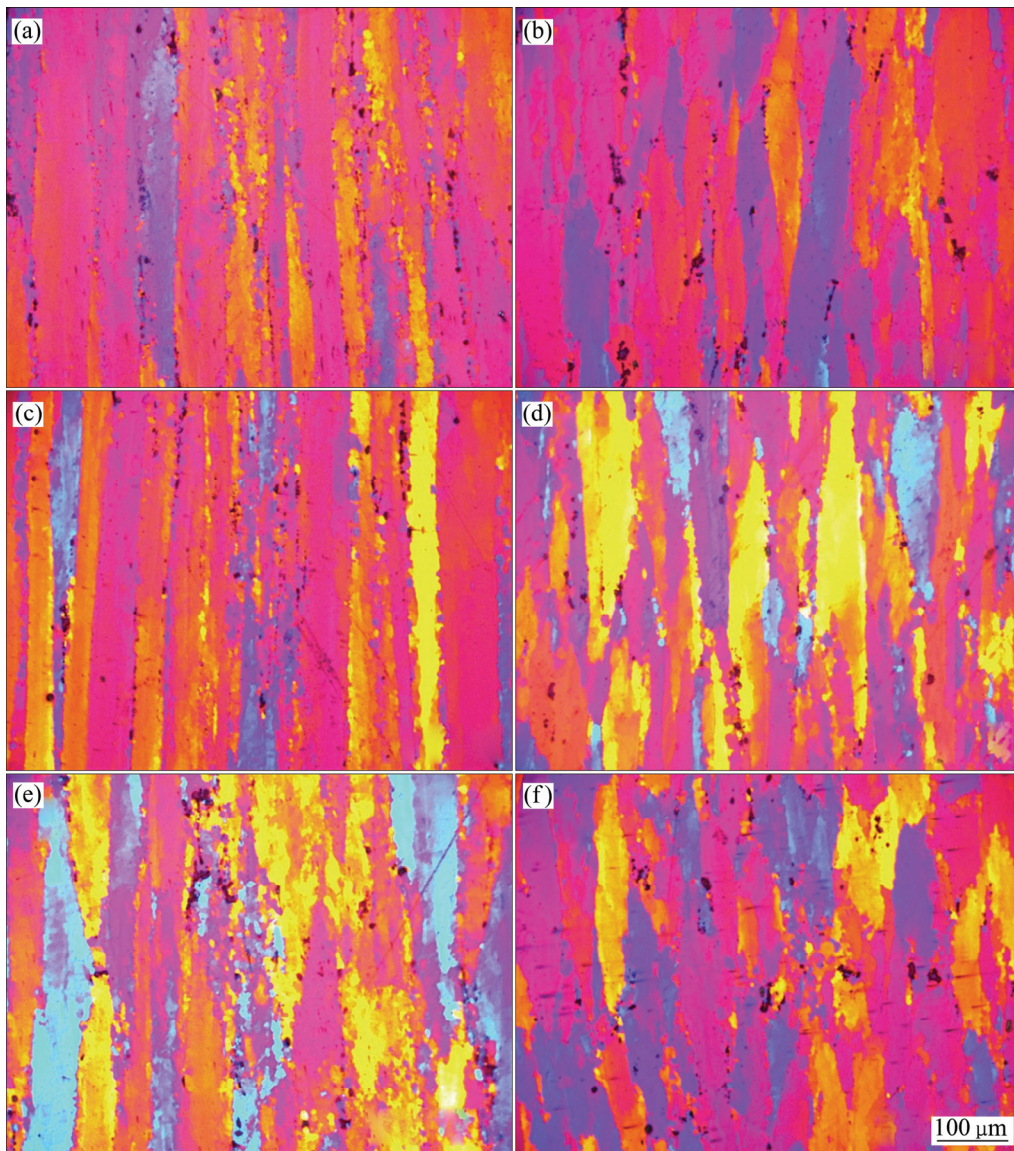


图 3 不同双级固溶工艺处理后合金的金相组织

Fig. 3 Metallographs of alloys at different double-stage solution treatment: (a) 440 °C+480 °C; (b) 440 °C+490 °C; (c) 460 °C+480 °C; (d) 460 °C+490 °C; (e) 450 °C+480 °C; (f) 450 °C+490 °C

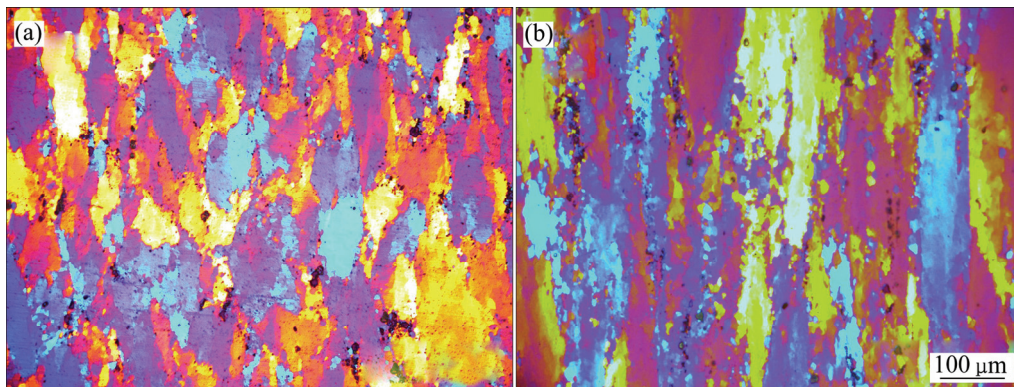


图 4 不同固溶工艺处理后合金的金相组织

Fig. 4 Metallographs of alloys at different solution treatments: (a) (470 °C, 1 h); (b) (450 °C, 0.5 h)+(470 °C, 0.5 h)

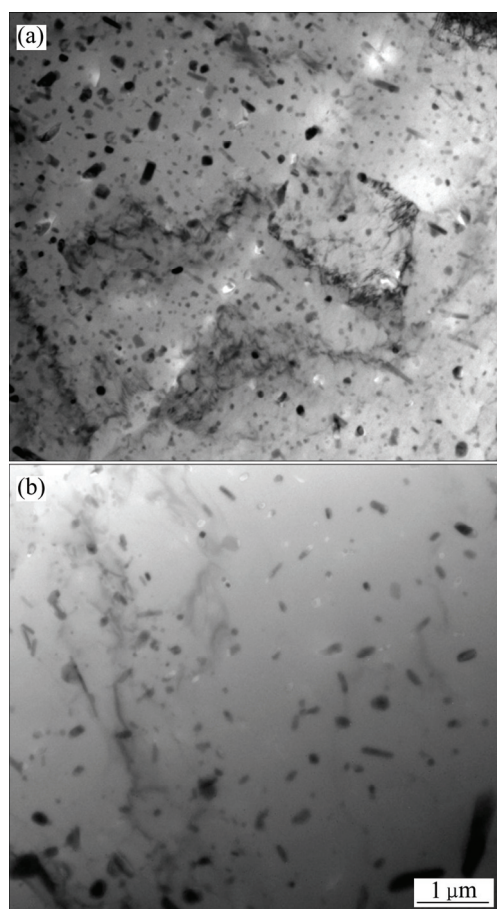


图 5 不同固溶工艺处理后合金的 TEM 像

Fig. 5 TEM images of alloys at different solution treatments: (a) (470 °C, 1 h); (b) (450 °C, 0.5 h)+(470 °C, 0.5 h)

对应的第一级温度分别为 440、450 和 460 °C, 第二级温度均为 470 °C; D4~D6 对应的第一级温度分别为 440、450 和 460 °C, 第二级温度均为 480 °C; D7~D9 对应的第一级温度分别为 440、450 和 460 °C, 第二级温度均为 490 °C。

S1~S5 对应的硬度显示, 单级固溶温度为 470 °C 时, 时效合金的硬度最高, 为 191 HV1。双级固溶处理后, 时效后合金硬度均高于 191 HV1, 由图 6 可以看出, 当第二级固溶温度相同时, 在 450 °C 进行预固溶处理后合金硬度较高。比较 D2、D5、D8 对应的硬度可以看出, 如果第一级固溶温度均为 450 °C, 第二级温度越高, 硬度越高。经(450 °C, 0.5 h)+(490 °C, 0.5 h)双级固溶处理时效后的硬度达到最大值, 为 204 HV1, 第二级温度对合金的硬度有较大影响。

S3 对应 470 °C、1 h 的单级固溶工艺, 相应硬度为 191 HV1, D2 为(450 °C, 0.5 h)+(470 °C, 0.5 h)的双级固溶工艺, 相应硬度为 196 HV1, 双级固溶使合金

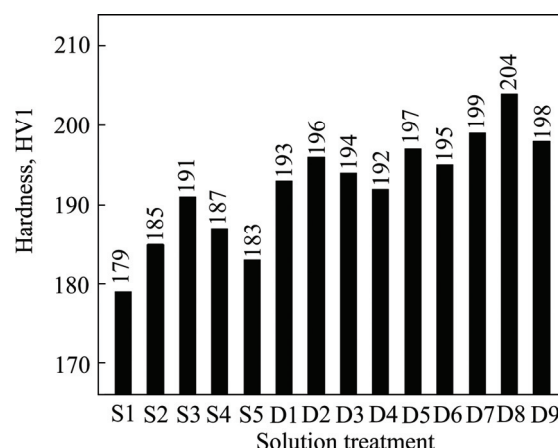


图 6 不同固溶工艺处理后合金 120 °C 时效 24 h 的硬度

Fig. 6 Hardness of alloys at different solution treatments after aging at 120 °C for 24 h

硬度提高。图 7 所示为实验合金经 470 °C、1 h 单级固溶处理和(450 °C, 0.5 h)+(470 °C, 0.5 h)双级固溶处理, 再经 120 °C 时效 24 h 的 TEM 像。合金经 470 °C 单级固溶处理后(见图 7(a)), 时效析出相密度较小; 经 450 °C+470 °C 双级固溶处理后(见图 7(b)), 时效析出相密度较大。这是由于经 470 °C 的单级固溶处理后, 合金淬火敏感性高, 冷却析出了更多第二相, 导致时效驱动力降低, 经 450 °C+470 °C 双级固溶处理后, 合金的固溶程度提高, 时效驱动力因此增加, 时效析出细小弥散分布的第二相能够有效强化合金^[22]。

7xxx 铝合金为时效强化铝合金, 其强化效应取决于铝基体的强度、固溶强化效应、析出强化效应、晶粒结构及织构等因素, 其中析出强化效应对合金强度的贡献最大, 任何影响时效析出行为的因素, 都会对合金的强度指标产生较大影响^[23]。研究指出^[24], 7B04 合金在 120 °C 峰值时效后, 合金中主强化相为 GP 区和 η 相。根据析出强化效应, 第二相尺寸越小, 析出越弥散, 合金的强化效应越好。再结晶程度通过影响时效析出效应, 间接影响合金强度。未再结晶组织中存在大量亚结构, 时效析出相会优先在亚晶界上析出, 时效效果优于完全再结晶组织。

当单级固溶处理温度低于 470 °C 时, 合金的固溶程度较低, 影响了时效强化效应; 当固溶温度高于 470 °C, 再结晶程度显著增加, 而且可能导致过烧。经 450 °C 的预固溶处理再经 490 °C 的双级固溶处理后, 实验合金在再结晶得到抑制的同时, 固溶程度也得到增大, 而且合金不会过烧, 时效强化效果最好。综上所述, 实验合金适宜的固溶处理工艺为(450 °C, 0.5 h)+(490 °C, 0.5 h), 时效合金的硬度为 204 HV1。

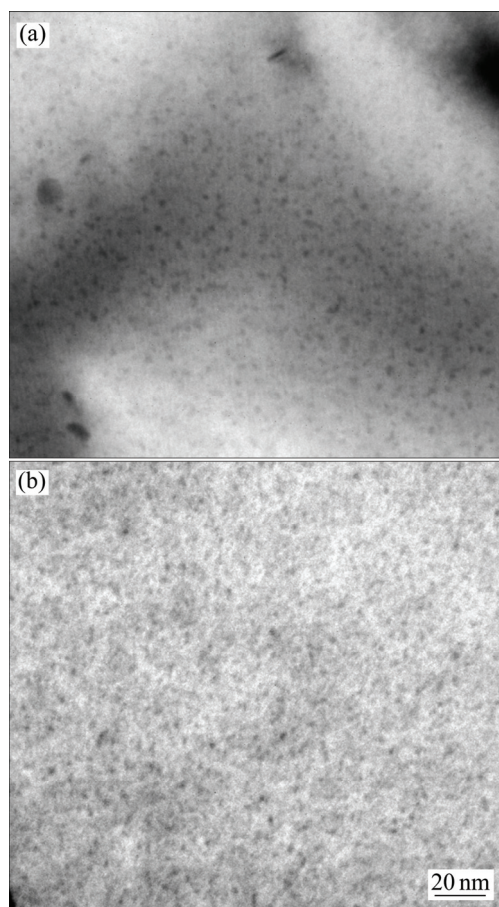


图7 经不同固溶工艺处理后时效合金的TEM像

Fig. 7 TEM images of aged alloys at different solution treatments: (a) 470 °C, 1 h; (b) (450 °C, 0.5 h)+(470 °C, 0.5 h)

3 结论

1) 在实验合金中, η 相为易溶相, S 相为难溶相, 含 Fe 杂质相为不溶相, η 相在较低温度固溶便开始回溶, 而含 Fe 杂质相在实验温度范围固溶均未能溶入基体。

2) 进行单级固溶处理时, 随着固溶温度升高, 实验合金的固溶程度、再结晶程度和再结晶晶粒尺寸增加, 当固溶温度高于 470 °C 时, 升温对于提高固溶体的过饱和程度没有太大作用; 当固溶温度高于 480 °C 时, 实验合金可能发生过热; 经 470 °C 固溶处理再经 120 °C 时效 24 h 后, 硬度为 191 HV1。

3) 双级固溶可有效抑制合金再结晶、降低合金淬火敏感性, 实验合金较好的双级固溶工艺为 (450 °C, 0.5 h)+(490 °C, 0.5 h), 对再结晶抑制效果最佳, 淬火后过饱和程度最高。

REFERENCES

- [1] 杨守杰, 杨霞. 高强度铝合金的研究进展[J]. 粉末冶金工程, 2010, 20(5): 47-52.
Yang Shou-jie, YANG Xia. Progress in high-strength aluminum alloy research[J]. 2010, 20(5): 47-52.
- [2] HEINZA A, HASZLER A, KEIDELA C, MOLDENHAUER S, BENEDICTUS R, MILLER W S. Recent development in aluminium alloys for aerospace applications[J]. Materials Science and Engineering A, 2000, 280(1): 102-107.
- [3] 宁爱林, 曾苏民. 时效制度对 7B04 铝合金组织和性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2004, 14(6): 922-927.
NING Ai-lin, ZENG Su-min. Effects of ageing system on microstructure and mechanical properties of 7B04 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14(6): 922-927.
- [4] STARINK M J, WANG S C. A model for the yield strength of overaged Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. Acta Materialia, 2003, 51(17): 5131-5150.
- [5] 李红英, 张建飞, 董显娟, 吴斌. 时效制度 7B04 铝合金断裂韧性的影响[J]. 材料科学与工艺, 2006, 14(3): 240-243.
LI Hong-ying, ZHANG Jian-fei, DONG Xian-juan, WU Bin. The influence of ageing process on fracture toughness of 7B04 aluminium alloy[J]. Materials Science & Technology, 2006, 14(3): 240-243.
- [6] 蹇海根, 姜锋, 黄宏锋, 韦莉莉, 蒋龙. 固溶-时效处理对 7B04 合金组织和性能的影响[J]. 兵器材料科学与工程, 2009, 32(4): 53-58.
JIAN Hai-gen, JIANG Feng, HUANG Hong-feng, WEI Li-li, JIANG Long. Effect of solution and single-ageing treatment on properties of 7B04 aluminum alloys[J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2009, 32(4): 53-58.
- [7] RANGANATHA R, ANIL KUMAR V, NANDI V S, BHAT R R, MURALIDHARA B K. Multi-stage heat treatment of aluminum alloy AA7049[J]. Transaction of Nonferrous Metals Society of China, 2013, 23(6): 1570-1575.
- [8] ROMETSCH P A, ZHANG Yong, KNIGHT S. Heat treatment of 7xxx series aluminium alloys—Some recent developments[J]. Transaction of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(7): 2003-2017.
- [9] 马冬威, 王敏, 胡志华. 固溶处理对 7A09 铝合金组织和力学性能的影响[J]. 金属热处理, 2014, 39(1): 38-41.
MA Dong-wei, WANG Min, HU Zhi-hua. Effects of solid solution treatment on microstructure and mechanical properties of 7A09 aluminum alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2014, 39(1): 38-41.
- [10] 李镇兰, 黄昌龙, 黄志其, 陈维平. 固溶处理工艺对 7003 铝合金组织和性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2015, 36(2): 42-48.

- LI Shen-lan, HUANG Chang-long, HUANG Zhi-qi, CHEN Wei-ping. Effect of solution treatment on microstructure and properties of 7003 aluminum alloy[J]. Transaction of Materials and Heat Treatment, 2015, 36(2): 42-48.
- [11] GAO Feng-hua, LI Nian-kui, TIAN Ni, SUN Qiang, LIU Xian-dong, ZHAO Gang. Overheating temperature of 7B04 high strength aluminum alloy[J]. Transaction of Nonferrous Metals Society of China, 2008, 18(2): 321-326.
- [12] 刘文义, 梁御阳, 张志清, 黄光杰. 单级和双级固溶热处理对 AA7085 合金性能的影响[J]. 热加工工艺, 2013, 42(12): 161-163, 168.
- LIU Wen-yi, LIANG Yu-yang, ZHANG Zhi-qing, HUANG Guang-jie. Effect of one-stage and two-stage solution heat treatment on mechanical properties of 7085 Al alloy[J]. Hot Working Technology, 2013, 42(12): 161-163, 168.
- [13] 张新明, 谈琦, 刘胜胆, 吴豫陇, 宋丰轩, 刘星兴. 淬火速率对 7085 铝合金时效行为的影响[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(4): 870-877.
- ZHANG Xin-ming, TAN Qi, LIU Sheng-dan, WU Yu-long, SONG Feng-xuan, LIU Xing-xing. Effect of quenching rate on aging behavior of 7085 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(4): 870-877.
- [14] LI Nian-kui, LÜ Xin-yu, CUI Jian-zhong. Effect of processing way and aging treatment on properties and microstructures of 7B04 aluminum alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2008, 18(3): 541-547.
- [15] 田福泉, 崔建忠. 双级时效对 7050 铝合金组织和性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2006, 16(6): 958-963.
- TIAN Fu-quan, CUI Jian-zhong. Effect of duplex aging on microstructure and properties of 7050 aluminium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2006, 16(6): 958-963.
- [16] 张新明, 黄振宝, 刘胜胆, 刘文辉, 张翀, 杜予暄. 双级固溶处理对 7A55 铝合金组织与力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2006, 16(9): 1527-1533.
- ZHANG Xin-ming, HUANG Zhen-bao, LIU Sheng-dan, LIU Wen-hui, ZHANG Chong, DU Yu-xuan. Effects of two-stage solution on microstructures and mechanical properties of 7A55 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2006, 16(9): 1527-1533.
- [17] 腾志贵, 王立娟, 张万金, 张珺玲. 7A52 铝合金中粗大化合物的分析[J]. 轻合金加工技术, 2009, 37(5): 12-14.
- TENG Zhi-gui, WANG Li-juan, ZHANG Wan-jin, ZHANG Jun-ling. Analysis of coarse compounds in 7A52 aluminum alloy[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2009, 37(5): 12-14.
- [18] 熊柏青, 李锡武, 张永安, 李志辉, 朱宝宏, 王锋, 刘红伟. Al-Zn-Mg-Cu 合金的淬火敏感性[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(10): 2631-2638.
- XIONG Bai-qing, LI Xi-wu, ZHANG Yong-an, LI Zhi-hui, ZHU Bao-hong, WANG Feng, LIU Hong-wei. Quench sensitivity of Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(10): 2631-2638.
- [19] TANG Jian-guo, CHEN Hui, ZHANG Xin-ming, LIU Sheng-dan, LIU Wen-jun, OUYANG Hui, LI Hong-ping. Influence of quench-induced precipitation on aging behavior of Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(6): 1255-1263.
- [20] LI Pei-yue, XIONG Bai-qing, ZHANG Yong-an, LI Zhi-hui, ZHU Bao-hong, WANG Feng, LIU Hong-wei. Quench sensitivity and microstructure character of high strength AA7050[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(2): 268-274.
- [21] ZHENG Yu-lin, LI Cheng-bo, LIU Sheng-dan, DENG Yun-lai, ZHANG Xin-ming. Effect of homogenization time on quench sensitivity of 7085 aluminum alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(7): 2275-2281.
- [22] SHA G, CEREZO A. Early-stage precipitation in Al-Zn-Mg-Cu alloy(7050)[J]. Acta Materialia, 2004, 52(15): 4503-4516.
- [23] 王小娜, 韩利战, 顾剑锋. 铝合金时效析出动力学及强化模型[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(10): 2754-2768.
- WANG Xiao-na, HAN Li-zhan, GU Jian-feng. Aging precipitation kinetics and strengthening models for aluminum alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(10): 2754-2768.
- [24] 李志辉, 熊柏青, 张永安, 朱宝宏, 王锋, 刘红伟. 7B04 铝合金的时效沉淀析出及强化行为[J]. 中国有色金属学报, 2007, 17(2): 248-253.
- LI Zhi-hui, XIONG Bai-qing, ZHANG Yong-an, ZHU Bao-hong, WANG Feng, LIU Hong-wei. Ageing precipitation and strengthening behavior of 7B04 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2007, 17(2): 248-253.

Effects of solution treatment on microstructures and properties of 7B04 aluminum alloy

LI Hong-ying^{1,2,3}, LIU Jiao-jiao^{1,2}, YU Wei-chen^{1,2}, HAO Zhuang-zhi^{1,2}

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

2. Key Laboratory of Nonferrous 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)

Abstract: The influence of solution treatments on the microstructure and hardness of 7B04 aluminum alloy were investigated by means of optical microscopy(OM), scanning electron microscopy(SEM), transmission electron microscopy(TEM) and hardness test. The results show that there are the soluble phase $\eta(\text{Mg}(\text{Zn}, \text{Al}, \text{Cu})_2)$, the poorly soluble phase $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$ and the insoluble impurity Fe phase ($\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$). The degree of solid solution and recrystallization increases with the solution temperature increasing gradually. When the temperature exceeds 480 °C, overburning on 7B04 alloy occurs and the properties was weakened, 7B04 alloy has high quench sensitivity. However, double-stage solution can inhibit recrystallization of the alloy and decrease the quench sensitivity effectively. The excellent strengthening effect can be expected at (450 °C, 0.5 h)+(490 °C, 0.5 h) among the experiments, by which the recrystallization of the alloy can be restrained mostly and the hardness can reach to 204HV1 after aging at 120 °C for 24 h.

Key words: 7B04 aluminum alloy; double-stage solution; quench sensitivity; hardness

Foundation item: Project(2014GK2013) supported by the Science and Technology Supporting Program of Hunan Province, China

Received date: 2015-01-21; **Accepted date:** 2015-09-24

Corresponding author: LI Hong-ying; Tel: +86-731-88836328; E-mail: lhying@csu.edu.cn

(编辑 龙怀中)