

Al-Mg-Li-Ag-Zr 合金的时效特性^①

陈志国 郑子樵 王德满 尹登峰 谭澄宇
(中南工业大学材料科学与工程系, 长沙 410083)

摘 要 研究了添加不同量的 Li 对 Al-Mg-Ag-Zr 合金时效组织和机械性能的影响。通过时效硬度、拉伸强度和延伸率的测试, 以及 X 射线衍射分析和 TEM 观察, 证明在 Al-Mg-Ag-Zr 合金中加入 Li 可使合金得到显著的时效硬化和强化, 但仅当 Li 的含量在 1.75% 时, 该合金才具有优良的综合力学性能; 在含 Li 量较低的 Al-Mg-Li-Ag-Zr 合金中可生成 *T* 相, 且 *T* 相的生成有利于该合金综合性能的提高。

关键词 铝锂合金 微量银 时效 微观组织

一般认为 Al-Mg 二元合金是不可热处理强化的合金, 原因是 β 相的沿晶沉淀和弥散度的限制。然而加入 0.3%~0.5%Ag 之后, 在 150~200 °C 之间时效, 能获得较大的时效硬化效果^[1]。Auld^[2]采用 X 射线衍射对 Ag 影响合金时效过程的微观机理进行了探讨, 认为 Ag 促进 Al-Mg 合金显著时效硬化的原因是在较低的温度下时效形成了 AuCu I 型 GP 区, 而在较高的温度下是由于 *T* 相($\text{Mg}_{32}(\text{Al}, \text{Ag})_{49}$)的沉淀析出。八十年代, Polmear 等^[3]研究了不同含量的 Li 对 Al-4.0 Cu-0.3 Mg-0.4 Ag 合金的影响, 结果表明当 Li 的含量为 1% 时, 在 200 °C 时效可使其峰值硬度从不含 Li 的 143 DPN 提高到 195 DPN, 但继续增加 Li 的含量, 其峰值硬度反而下降。后来 Picken 等^[4]借鉴 Polmear 等的研究成果, 开发出了性能优异的 049 合金。本文的目的就是研究不同含量的 Li 对 Al-Mg-Ag 合金时效组织和力学性能的影响, 并试图探讨其微观作用机理。

1 实验材料及实验方法

实验合金用工业纯 Al、Mg、Li 和 Al-3.0%Zr 中间合金为原料, 熔剂保护下熔化和精

炼, 氩气保护下水冷铁模铸造, 合金的成分分析值见表 1。铸锭经 475 °C, 48 h 均匀化之后再经热轧、冷轧而成为 2 mm 的板材。拉伸试样取自板材的纵向, 经固溶处理后水淬。时效处理温度为 120 °C, 时效时间为 0~170 h。拉伸试验在 INSTRON 8091 材料试验机上进行, 拉伸速度为 2 mm/min。X 射线分析在 SIMENS D500 自动 X 射线衍射仪上进行, 扫描速度为 0.5(°)/min, 扫描范围为 20°~90°。用 H800 分析电镜观察和分析了不同处理条件下合金的显微组织。为保证显微组织与力学性能的对应性, 显微分析用样品取自相应拉伸试样上未变形的部位。

表 1 合金的化学成分表(%)

合金号	Mg	Li	Ag	Zr	Al
B1	4.75	0	0.47	0.13	余量
B2	4.82	1.75	0.44	0.13	余量
B3	4.81	2.07	0.46	0.13	余量

2 实验结果与讨论

2.1 时效曲线

图 1 是 B1、B2、B3 合金在 120 °C 时效的硬度-时效时间曲线, 可见, B1 合金的硬度随

① 收稿日期: 1994-04-06; 修回日期: 1994-06-28

时效时间的延长而显著地增加。这说明了在 Al-Mg 合金中,加入微量 Ag 使其时效强化过程显著增强。比较 B1、B2、B3 三种合金的时效曲线可知,在 Al-Mg-Ag 合金中加入 Li 后可使时效硬度进一步增加,且随着 Li 含量的增加,其时效硬化程度大幅度地增加;从 B2 和 B3 的时效曲线可知,B3 合金进行 72 h 时效即达到时效峰值,而 B2 合金尽管时效了 170 h 也未达到峰值时效状态,这说明加入较多的 Li 可使时效峰值提前,总的来看,Li 的加入加快

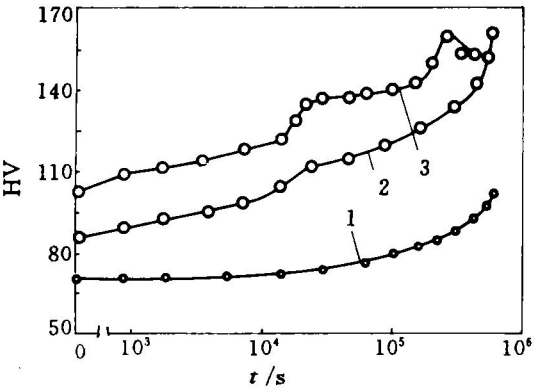


图 1 合金在 120 °C 时效的硬度-时效时间曲线

了时效过程。

2.2 拉伸性能

合金 B1、B2、B3 在 120 °C 时效态下的拉伸性能随时间的变化规律如图 2 所示。从合金的拉伸强度-时间图上可见,B1 合金随时效时间延长强度显著增加,经过 170 h 时效后 σ_b 从固溶态的 276.3 MPa 增加到了 363.3 MPa。这说明微量 Ag 的加入使 Al-Mg 合金得到显著强化。比较 B1(未加 Li)、B2(1.75%Li)和 B3(2.07%Li)合金可见:Li 的加入进一步提高了合金的强度,但随着含 Li 量的增加,合金的延伸率下降。B2 合金虽在固溶态和时效前期的强度比 B3 低,但随着时间的延长,其强度逐渐接近并超过 B3 合金的峰值强度,并且时效 170 h 也未出现过时效软化现象。同时,B2 的延伸率大于 B3,这说明 B2 合金具有较好的综合性能。

2.3 X 射线衍射分析

对 B1、B2、B3 合金时效样品的 X 射线衍射物相分析表明,在添加了 Li 的 B2、B3 合金中都存在 S (Al_2MgLi) 相;但仅在 B1、B2 合金的样品中存在 T 相($Mg_{32}(Al,Ag)_{49}$),而 B3 合金中并没有发现 T 相(表 2 列出了 X 射线衍

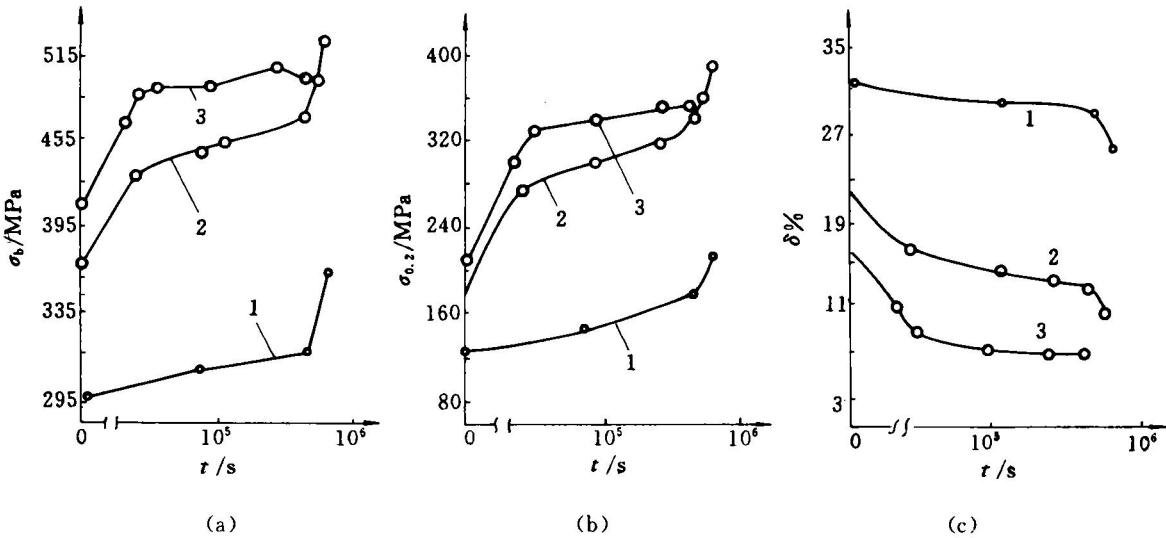


图 2 合金的拉伸性能~时效时间曲线

(a)— σ_b -时效时间曲线;(b)— $\sigma_{0.2}$ -时效时间曲线;(c)— δ %-时效时间曲线
1—B1; 2—B2; 3—B3

射的部分结果), 这说明并不是每一种含 Ag 的 Al-Mg 合金中都可以析出 T 相, 而只有在 Li 含量较低的合金中才会有 T 相生成。造成这种现象的原因可能是由于 Li 和空位之间有较高的结合能, 当 Li 含量较高时, 淬火保留下来的大部分空位被 Li 捕获, 相应地被 Ag、Mg 捕获的空位显著减少, 因此不利于 T 相的形核和长大。结合合金的拉伸性能, 可以看出生成

表 2 X 射线衍射的部分结果(Al 基峰峰未标出)

B1170 样品(B1 合金在 120 ℃时效 170 h)

No.	2θ	D	强度	(hkl)
1	35.803	2.505 9	56	$T(530, 433)$
2	38.391	2.342 7	26 864	$T(611, 532)$
3	40.262	2.238 1	18	$T(541)$
4	41.891	2.154 7	5	$T(631)$
5	43.900	2.060 6	163	$T(710, 550)$
6	44.607	2.029 6	35 215	$T(640)$
7	46.904	1.935 4	13	$T(721, 633)$
8	62.702	1.480 5	7	$T(941, 853)$
9	64.815	1.437 2	9 207	$T(860)$
10	70.059	1.341 9	110	$T(952)$
11	71.939	1.311 4	12	$T(864)$
12	73.747	1.283 7	211	$T(1051)$
13	75.451	1.258 8	109	$T(866)$
14	77.837	1.226 1	12 169	$T(965)$
15	81.996	1.174 1	239	$T(1064)$

B2170 样品(B2 合金在 120 ℃时效 170 h)

No.	2θ	D	强度	(hkl)
1	21.715	4.089 1	72	$S(422)$
2	23.080	3.850 4	11	$S(511)/T(321)$
3	24.283	3.662 2	31	$T(400)$
4	25.166	3.535 7	21	$S(440)$
5	26.369	3.377 0	8	$S(531)$
6	31.217	2.862 8	234	$S(711)/T(510, 431)$
7	35.789	2.506 8	852	$S(800)/T(530, 433)$
8	36.314	2.471 8	5	$S(733)/T(600, 442)$
9	38.36	2.336 9	71 943	$S(822)/T(611, 532)$
10	40.162	2.243 4	13	$S(842)$
11	42.326	2.133 6	10	$S(664)/T(631)$
12	44.716	2.024 9	15 074	$S(933)/T(710, 550)$
13	46.202	1.963 2	147	$S(1020)/T(721, 633)$
14	63.174	1.470 5	62	$T(941, 853)$
15	64.924	1.435 1	16 284	$T(862)$
16	77.928	1.224 9	18 012	$T(866)$
17	82.091	1.173 0	18 012	$T(1222)$
18	82.293	1.170 6	54	$T(983, 1231)$

B372 样品(B3 合金在 120 ℃时效 72 h)

No.	2θ	D	强度	(hkl)
1	21.684	4.095 0	149	$S(422)$
2	23.135	3.841 3	78	$S(511)$
3	25.197	3.531 4	41	$S(440)$
4	36.820	2.438 9	87	$S(733)$
5	38.472	2.337 9	4 289	$S(822)$
6	41.291	2.184 6	60	$S(842)$
7	42.340	2.132 9	61	$S(664)$
8	44.705	2.025 3	10 361	$S(933)$
9	46.221	1.972 4	82	$S(1020)$

了 T 相的 B2 合金具有较好的综合力学性能, 而没有析出 T 相的 B3 合金性能并不佳, 因此可认为 T 相的生成有利于合金综合力学性能的提高。

2.4 透射电镜观察

图 3 是 B2 合金在 120 ℃进行了 170 h 时效后的 TEM 照片, 从图上可见, 其中有大量的 T ($Mg_{32}(Al, Ag)_{19}$) 相生成, 这与 Wheeler 等^[5]的观察结果一致。

对 B2 合金 170 h 时效后的组织进行 TEM 观察(见图 4), 发现其中有大量的 δ' 相沉淀析出, δ' 相的析出一方面使合金的时效过程明显加快, 同时也使合金的时效硬化显著增加。从照片上可见尽管该合金已经时效了 170 h, 但其 δ' 仍比较细小, 更为突出的是它的晶界较干净, 而且在晶界处 δ' 同样非常密集。从 B3 合金

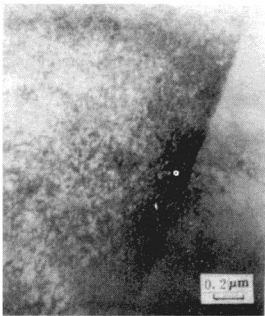


图 3 B1 合金 120 ℃, 170 h 时效后 T 相形貌

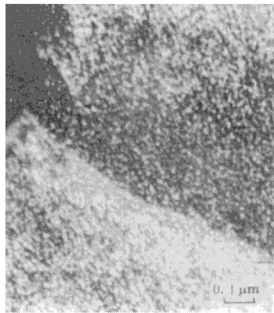


图4 B2合金120℃, 170h时效后
δ晶界观察

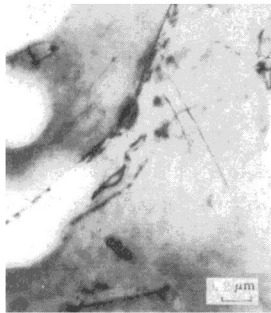


图5 B3合金120℃, 72h时效后
晶界析出物

72h时效后的组织中可以看出(见图5),尽管它只时效了72h,但它的晶界处已开始有较粗大的平衡相 S (Al_2MgLi)析出。由此可见当Li的含量增加至2.07%时,由于此时Li的过饱和度增加, δ' 相的析出长大速率加快,致使合金达到峰值强度的时间缩短,同时也使合金更容易在晶界析出 S (Al_2MgLi)相, S 相的沿晶析出导致沿晶断裂倾向增加,从而使合金强度,特别是塑性明显下降。

3 结论

(1) 在Al-Mg-Ag-Zr合金中加入Li可使合金得到显著的时效硬化和强化。其硬化和强化的主要原因是 δ' 相的析出。

(2) 在Al-Mg-Ag-Zr合金中加入1.75%

Li,可使合金具有较优良的综合力学性能。

(3) 只有在含Li量较低的Al-Mg-Li-Ag-Zr合金中才析出 T 相,而 T 相的析出有利于合金综合力学性能的提高。

参考文献

- 1 Polmear I J. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 1964, 230(10): 1331.
- 2 Auld J H. Acta Metallurgica, 1968, 16(2): 97.
- 3 Polmear I J, Cheatter R J. Scripta Metall, 1989, 23, 1213.
- 4 Pickens J R, Heubam F H, Langan T J, Kramer L S. In: Sanders T H, Starke E A(eds), Proceeding of the 5th International Al-Li Conference, MCE Publication Ltd., Birmingham, U. K., 1989, 1397.
- 5 Wheeler M J, Blankenburgs G, Staddon R W. Nature, 1965, 207, 746.