

Weldalite™210 合金的拉伸性能与显微组织

付 欣, 郑子樵, 蔡 彪, 李世晨, 魏修宇

(中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘 要: 通过显微硬度测试、拉伸实验和透射电镜观察, 研究不同热处理状态(T6、T8)和微量 Zn 的添加对 Weldalite™210Al-Li 合金显微组织和拉伸性能的影响。结果表明: Weldalite™210Al-Li 合金具有很高的强度, 在 T6 状态下, 该合金的主要析出强化相是 θ' 相、 δ' 相和 T_1 相; 而在 T8 状态下, 其主要强化相是 δ' 相和 T_1 相, 预变形促进 T_1 相的析出, 提高 T8 状态下合金的时效强化效果; 微量 Zn 的添加明显促进 T_1 相的析出和弥散分布, 使合金强度提高, 但 Zn 的加入使合金塑性略有下降。

关键词: Weldalite™210Al-Li 合金; Zn; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG 146.2

文献标识码: A

Tensile properties and microstructure of Weldalite™210 alloy

FU Xin, ZHENG Zi-qiao, CAI Biao, LI Shi-chen, WEI Xiu-yu

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

Abstract: The effects of different aging treatments (T6 and T8) and small additions of Zn on the microstructures and the tensile properties of the Weldalite™210 alloy were studied by microhardness test, tensile test and TEM. The results indicate that the Weldalite™210 alloy has high strength. Under T6 condition, the major strengthening phases of the Weldalite™210 alloy are θ' , δ' and T_1 phases. Under T8 condition, the major strengthening phases are δ' and T_1 phases. Predeformation promotes the precipitation of T_1 phase. The higher strength in T8 temper is attributed to high volume fraction of T_1 phase. The small addition of Zn promotes T_1 precipitation and their dispersive distribution, thus increases the strength of the Weldalite™210 alloy. But the small addition of Zn has unfavourable effect on the ductility of the Weldalite™210 alloy.

Key words: Weldalite™210 Al-Li alloy; Zn; microstructure; tensile properties

20 世纪 90 年代, 美国的 Reynolds 金属公司和 Martin Maritta 公司合作, 开发出 Weldlite 系列铝锂合金。该系列合金具有高强可焊的特点, 抗拉强度最高可达 700 MPa; 在多种焊接工艺下均可形成致密的焊缝, 其焊缝强度和韧性都明显高于其他传统铝合金。Weldalite 合金包括 Weldalite™ 049 和 210 两个合金系列, 其中 049 系列合金已进行广泛研究, 并在航空航天领域获得了应用^[1-3]。如 Weldalite™ 049 家族中的代

表性合金 2195 已应用于制作美国航天飞机外挂燃料贮箱, 和原来使用的 2219 合金贮箱相比, 质量减轻了 3.4 t。然而到目前为止, 有关 Weldalite™ 210 合金的研究报道却极少。从零散的报道可知, 与 Weldalite™049 合金相比, Weldalite™210 合金主要有两个特点: 一是在合金成份上添加了 0.5% (质量分数) 左右的 Zn; 二是该合金在人工时效前, 不进行冷变形也可以获得较高的力学性能, 这对时效前无法进行预变形的形状

复杂的构件具有十分重要的实用价值。因此,深入探讨热处理制度和微量 Zn 的添加对 Weldalite™210 合金微观组织和力学性能的影响,对于进一步了解该合金特性和推广其应用具有重要的意义。

1 实验

采用高纯 Al、Mg、Ag、Li 锭和 Al-Cu、Al-Zr、Al-Zn 中间合金按设计成分配料后在熔剂保护的石墨坩埚中熔炼后浇入氩气保护的水冷模中。铸锭经 454 °C、16 h 和 504 °C、8 h 双级均匀化和切头铣面后,热轧成 4 mm 厚的板材,中间退火后再冷轧成 2 mm 厚的板材,其化学成分分析值如表 1 所列。试样的热处理工艺如下:在盐浴炉中经 504 °C,1 h 固溶处理后淬入室温水,之后将试样分为两批,一批直接进行 180 °C 人工时效(T6),另一批经 6% 轧制预变形后在 160 °C 人工时效(T8)。硬度测试在 MTK1000A 显微硬度计上进行,负荷为 1.96 N,加载时间为 15 s。拉伸实验在 CSS-44100 万能电子拉伸机上进行,拉伸试样沿轧向截取,标距间长度 30 mm,宽度 8 mm,名义拉伸速度为 2 mm/min。透射电镜观察试样经磨和双喷电解减薄制取,电解溶液为 25% 硝酸和 75% 甲醇混合溶液(体积分数),采用液氮冷却到 -20~-35 °C,工作电压为 15~20 V,电流控制在 80~95 mA。电镜观察在 TecnaiG²20 上进行,加速电压为 200 kV。合金 1 为 Weldalite™210 合金;合金 2 为 Weldalite™210-free Zn 合金。

表 1 实验合金的化学成分分析结果

Table 1 Measured chemical compositions of experimental alloy

Alloy No.	Mass fraction/%							
	Cu	Li	Ag	Mg	Zr	Zn	Ti	Al
1	4.49	1.23	0.37	0.33	0.2	0.56	0.02	Bal.
2	4.45	1.21	0.38	0.34	0.2	-	0.02	Bal.

2 结果及分析

2.1 时效硬化特性

图 1 所示为不同合金在 T6 和 T8 状态下的硬度与

时效时间曲线。从图 1(a)可知,与一般的 Al-Li 合金一样,直接在 180 °C 时效时,两种合金的硬度随时效时间的延长逐渐增加到峰值后缓慢下降,且含 Zn 合金在整个时效周期内的硬度值都高于不含 Zn 合金的。比较两种合金峰值时效硬度值及到达峰值时效的时间,发现微量 Zn 的添加不影响合金的时效硬化速率,两种合金峰值时效时间一致,但 Zn 的添加显著提高合金的峰值时效硬度,这说明添加少量 Zn 提高试验合金的时效硬化能力。

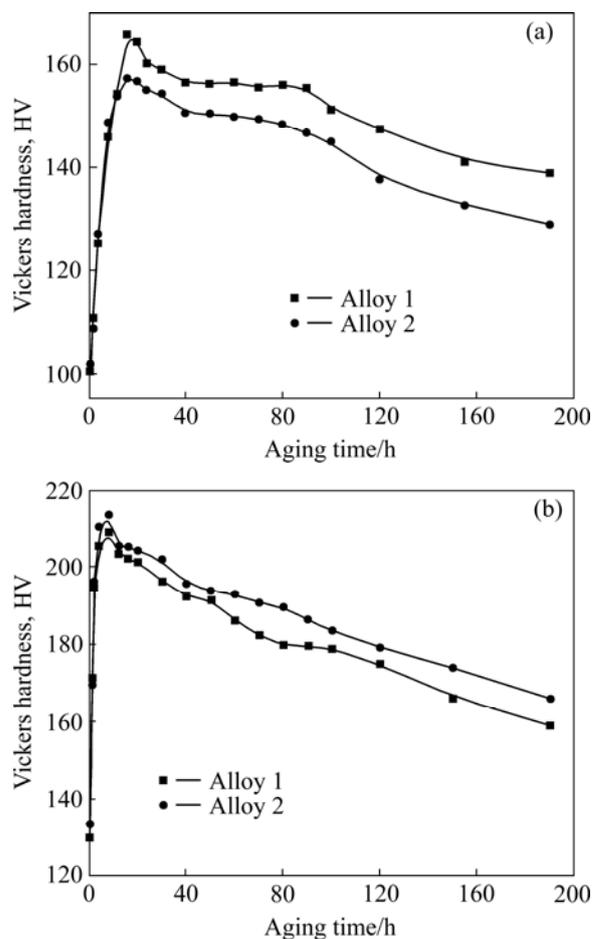


图 1 两种合金在 T6 和 T8 状态下硬度与时效硬化曲线

Fig.1 Relationships between hardness and aging time of different alloys under T6 and T8 conditions: (a) Aging at 180 °C; (b) 6% predeformation+aging at 160 °C

对于淬火后经过预变形再时效的样品,时效曲线呈现与直接时效相类似的特征(见图 1(b)).所不同的是含 Zn 合金和不含 Zn 合金的硬度值在整个时效周期内都相差较小,这说明预变形减少 Zn 对试验合金时效硬化能力的影响。

2.2 室温拉伸性能

表2和3所列分别为合金1和合金2在T6和T8状态下的拉伸性能。由表2和3可见,两种合金在两种状态下的强度和硬度变化规律基本一致。表4所列分别为合金1和合金2在T6和T8状态时的峰值强度。由表4可看出,T6峰时效状态下,合金1经180℃、

表2 T6工艺条件下合金1和合金2不同时效时间的强度及伸长率

Table 2 Tensile properties of alloys 1 and 2 aged for different aging times under T6 condition

Alloy No.	Time/h	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%
1	0	432.8	256.9	18.1
	8	529.3	406.1	16.6
	16	561.2	504.7	7.5
	24	601.2	574.8	4.5
	120	585.9	554.1	3.2
2	0	423.6	229.6	19.0
	8	512.3	368.0	16.85
	16	543.9	486.4	8.5
	20	585.8	549.3	5.0
	120	574.5	534.0	4.8

表3 T8工艺条件下合金1和合金2不同时效时间的强度及伸长率

Table 3 Mechanical properties of alloys 1 and 2 aged for different times under T8 condition

Alloy No.	Time/h	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%
1	4	568.5	521.6	9.1
	12	652.3	629.7	5
	20	670.7	652.2	4.8
	48	653.1	631.6	3.5
	120	643.4	615.0	3
2	4	536.4	457.2	11.5
	12	647.4	598.9	8.75
	24	663.5	628.6	6.5
	48	657.6	622.7	6.1
	120	638.8	593.2	6.1

表4 合金1和2在T6和T8状态时的峰值强度

Table 4 Tensile strengths of alloys 1 and 2 treated under T6 and T8 conditions

Tensile strength	σ_b /MPa		$\Delta\sigma$ /MPa ¹⁾
	Alloy 1	Alloy 2	
T6	601.2	585.8	15.4
T8	670.7	663.5	7.2

1) $\Delta\sigma = \sigma_{b1} - \sigma_{b2}$; σ_{b1} is tensile strength of alloy 1, σ_{b2} is tensile strength of alloy 2.

24 h时效后,抗拉强度达到601.2 MPa,说明该合金不经预变形直接时效即可获得很高的强度。合金1的抗拉强度较不添加Zn合金2的增加15.4 MPa; T8状态下,合金1与不添加Zn合金2的峰值强度相差不多,这表明预变形提高合金的时效强化效果,但同时削弱Zn的作用。

2.3 显微组织

图2所示为合金1在180℃时效不同时间后的微观组织形貌。从图2可知,在时效初期就已经能够观察到非常细小的 θ' 相和 δ' 相的大量析出(见图2(a));但 T_1 相较少(见图2(b))。时效24 h(峰时效)时,可以看到很多均匀分布的 T_1 相(见图2(d))和细球状 δ' 相,以及少量相互垂直的 θ' 相,此外还可以看到一些板条状 δ'/θ' 复合相(见图2(c)箭头处),其中一部分 θ' 相形貌清晰,主要为 θ' 相的刃面,另一部分 θ' 相形貌模糊,主要是 θ' 相的宽面和在生长过程中被 δ' 相覆盖的 θ' 相。在电子衍射花样中除了基体衍射斑点外,还观察到 δ' 相和 θ' 相斑点, T_1 相斑点相对较强。由图2(e)和(f)可看出,合金时效120 h(过时效)时, T_1 相和 θ' 、 δ' 相进一步长大,但 θ' 和 δ' 相的密度减少, T_1 相靠消耗 δ' 和 θ' 相中的Li原子和Cu原子而长大。

不含Zn合金2在T6工艺条件下峰值状态的微观组织形貌如图3所示。由图3可以看出,合金2的主要析出物为 T_1 相、极少量的 θ' 相和 δ' 相,这与图3(c)的衍射花样相一致。与含Zn的合金1在T6峰时效状态相比, T_1 相数量相对减少(对比图2(d)和3(b)),这说明Zn的添加有促进 T_1 相析出的作用。同时析出的 θ' 相和 δ' 相数量也明显减少,且尺寸增大(对比图2(c)和3(a))。

T8工艺条件下,合金1和合金2峰值时效状态的微观组织形貌如图4所示。由图4可以看出,合金1中析出少量的 δ' 相和 θ' 相(见图4(a)),预变形的引入促

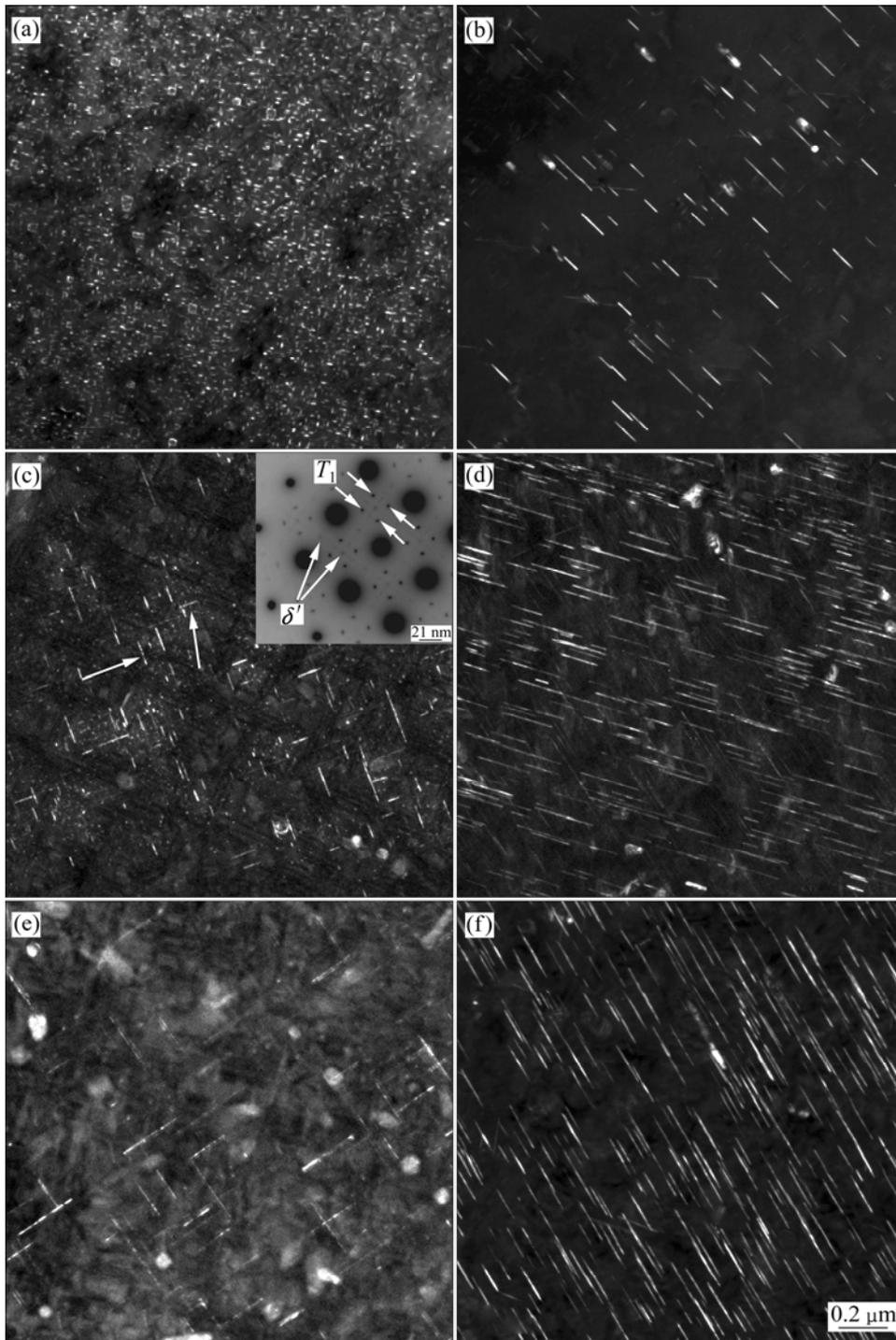


图 2 合金 1 在 T6 状态下的 TEM 暗场像

Fig.2 TEM dark field images of alloy 1 treated under T6 condition: (a), (b) T6, 4 h; (c), (d) T6, 24 h; (e), (f) T6, 120 h ((a), (c), (e) $b=(001)_{\alpha}$; (b), (d), (f) $b=(112)_{\alpha}$)

使合金在晶内析出密度很大以及细小、均匀分布的 T_1 相(比较图 4(c)与 2(d))。时效之前的预变形对合金 2 的作用与合金 1 的类似, 也使合金在晶内析出大量细小且均匀分布的 T_1 相(见图 4(d)), 这说明预变形对 T_1 相析出的促进作用大于 Zn 的作用。

3 讨论

Wedalite™ 210 合金是含少量 Ag、Mg 和 Zn 的

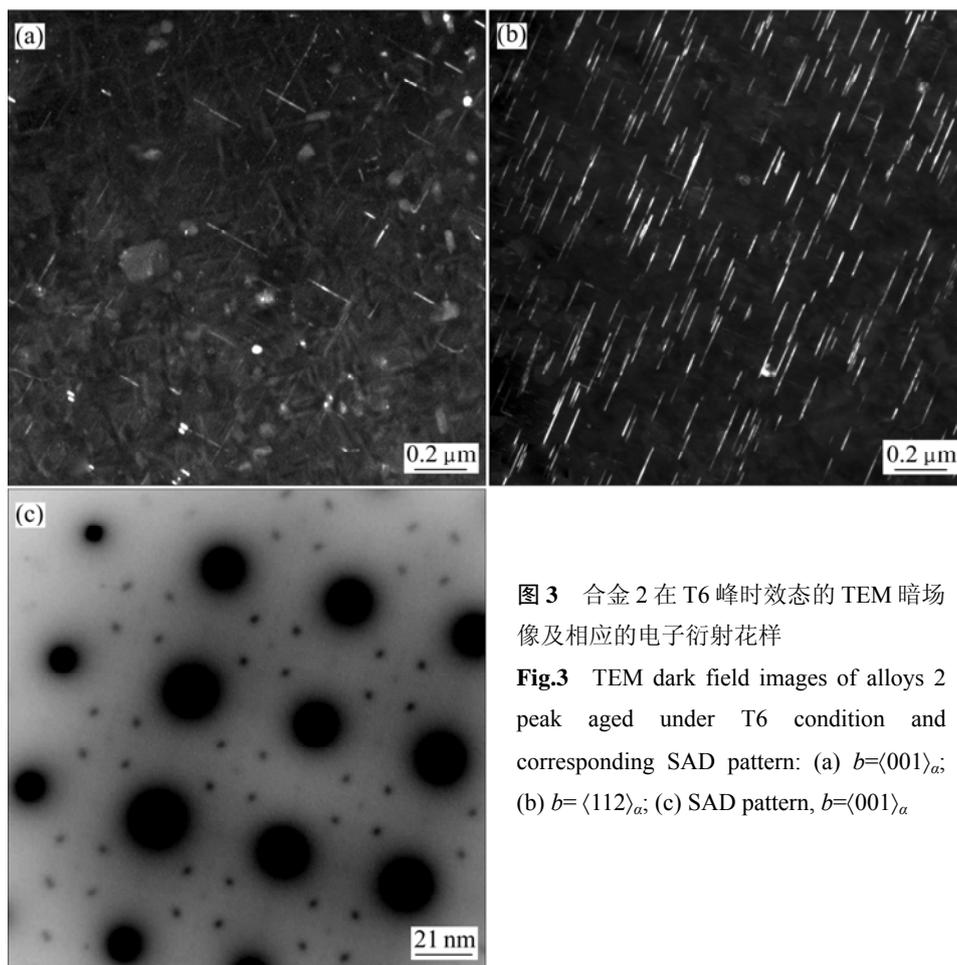


图3 合金2在T6峰时效态的TEM暗场像及相应的电子衍射花样

Fig.3 TEM dark field images of alloys 2 peak aged under T6 condition and corresponding SAD pattern: (a) $b=\langle 001 \rangle_{\alpha}$; (b) $b=\langle 112 \rangle_{\alpha}$; (c) SAD pattern, $b=\langle 001 \rangle_{\alpha}$

Al-Cu-Li-Zr系合金, Al-Li-Cu-Zr系合金的析出顺序和析出强化相的种类在很大程度上取决于Cu和Li的摩尔比。对于Cu含量为2%~5%(质量分数)的中铜合金,其主要析出过程大致如下^[4]: α 过饱和固溶体 \rightarrow G.P.区 $+\delta'$ 相 $\rightarrow T_1$ 相 $+\delta'$ 相 $+(\theta'$ 相) $\rightarrow T_1$ 相。从透射电镜观察结果可以看出,合金1和合金2在T6峰时效状态下的析出相主要是 T_1 相,这是因为Mg和Ag的同时添加更有利于 T_1 相的析出^[5-7],从而消耗 θ' 相形核所需的Cu原子数量。HUANG等^[8]的研究表明, T_1 相比 δ' 相的强化效果更明显,故合金1和合金2在T6状态下可获得极高的力学性能。而在T8状态下,时效前的预变形可增加合金基体中的位错密度^[9-12],为 T_1 相提供更加有利的非均匀形核位置,因此,合金1和合金2中 T_1 相的析出密度进一步加大。

少量Zn的添加对合金的时效组织与性能都有明显的影响。和无Zn的合金2相比,合金1在T6峰时效状态析出的 T_1 相数量明显增加,而尺寸减小。由此

证明,添加少量Zn可进一步促进 T_1 相析出。Al中加入溶质原子后,其层错能会有所减小,特别是固溶度大的溶质原子,降低层错能的作用更大。Zn、Mg和Ag等元素在Al中的溶解度都较大,这些固溶原子聚集在密排的 $\{111\}_{\alpha}$ 面上,能降低Al合金的层错能,有利于形成大量层错,而这些层错将为 $\{111\}_{\alpha}$ 面上密排六方相如 T_1 、 η' 相的析出提供优越的形核位置,因为这些析出相的形核长大可按层错机制进行^[13]。T6峰时效状态下,合金1析出的 δ' 相比合金2的多,这是由于Zn的添加降低Li在Al中的溶解度,增加与基体的错配度,从而促进 δ' 相的析出,并进入到 δ' 相和 T_1 相中^[14-15]。

T8状态下,预变形引入的大量位错为 T_1 相提供更加有利的非均匀形核位置,促进 T_1 相的形核析出,从而减小微量Zn对 T_1 相析出的促进作用,使合金1和合金2在T8状态峰时效析出的 T_1 相大小、分布及密度几乎一样,因此,强度也相差不多。

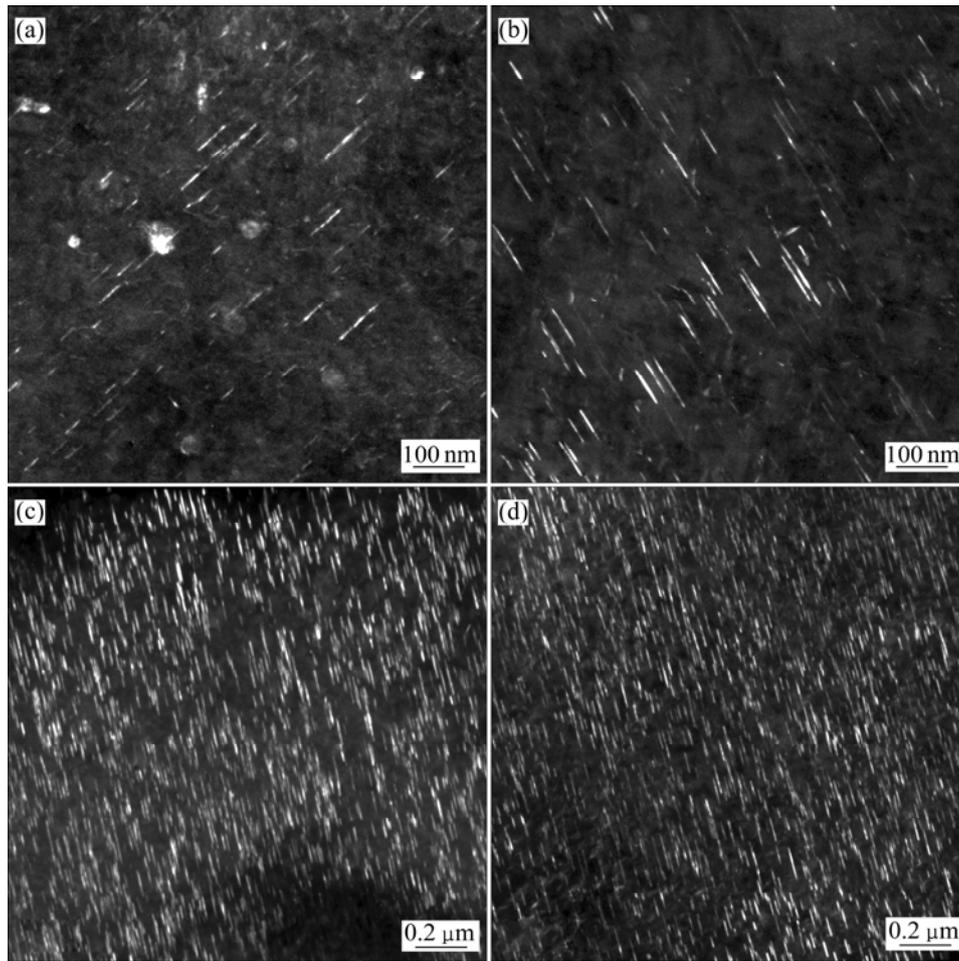


图4 合金1和2在T8峰时效态的TEM暗场像及相应的电子衍射花样

Fig.4 TEM dark field images of alloys 1 and 2 peak aged under T8 condition: (a) Alloy 1, $b=(001)_\alpha$; (b) Alloy 2, $b=(001)_\alpha$; (c) Alloy 1, $b=(112)_\alpha$; (d) Alloy 2, $b=(112)_\alpha$

4 结论

1) Weldalite™210Al-Li合金具有比其他Al-Li合金更高的强度,但塑性较差。在T6态, $\sigma_b=601.2$ MPa, $\sigma_{0.2}=574.8$ MPa, $\delta=4.5\%$; T8态, $\sigma_b=670.7$ MPa, $\sigma_{0.2}=652.2$ MPa, $\delta=4.3\%$ 。

2) Weldalite™210Al-Li合金在T6状态下,其主要强化相是 θ' 相、 δ' 相和 T_1 相。T8状态下,预变形提高该合金的时效强化效果,其主要强化相是 δ' 相和 T_1 相。 T_1 相的强化效果最好,故强度大幅度升高。

3) 添加少量Zn能促进 T_1 相、 θ' 相和 δ' 相更细小弥散析出,且数量明显增加,使合金强度提高,但塑性略有下降。

REFERENCES

- [1] GAYLE F W, TACK W T, SWANSON G, HEUBAUM F H, PICKENS J R. Composition and anisotropy in an Al-Cu-Li-Ag-Mg-Zr alloys[J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1994, 30(6): 761-766.
- [2] KUMAR K S, BROWN S A, PICKENS J R. Microstructure evolution during aging of an Al-Cu-Li-Ag-Mg-Zr alloy[J]. Acta Materialia, 1996, 44(5): 1899-1915.
- [3] GAYLE F W. Structure and properties during aging of an ultra-high strength AL-Cu-Li-Ag-Mg alloy[J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1990, 24(1): 79-84.
- [4] JO H H, HIRANO K I. Precipitation processes in Al-Cu-Li alloy studying by DSC[J]. Mater Sci Forum, 1987, 13/14: 377-382.
- [5] 郑子樵, 黄碧萍, 尹登峰. 微量Ag和Mg在2195合金中的合金化作用[J]. 中南工业大学学报, 1998, 29(1): 42-45.

- ZHENG Zi-qiao, HUANG Bi-ping, YIN Deng-feng. Alloying role of Ag and Mg in 2195 alloy[J]. Journal of Central South University and Technology, 1998, 29(1): 42-45.
- [6] MURAYAMA M, HONO K. Three dimensional atom probe analysis of pre-precipitate clustering in Al-Cu-Mg-Ag alloys[J]. Scripta Materialia, 1998, 38(8): 1315-1319.
- [7] SHOICHI H, TATSSUO S, AKIHIKO K. Effects of Mg addition on the kinetics of low-temperature precipitation in Al-Li-Cu-Ag-Zr alloys[J]. Mater Sci Eng A, 1998, 242(1): 195-201.
- [8] HUANG J C, ARDELL A J. Addition rules and the contribution of δ' precipitates to strengthening of aged Al-Li-Cu alloys[J]. Acta Metallurgica, 1988, 36(11): 2995-3006.
- [9] KUMAR K S, BROWN S A, PICKENS J R. Effect of a prior stretch on the aging response of an Al-Cu-Li-Ag-Mg-Zr alloy[J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1990, 24(7): 1245-1250.
- [10] HUANG J C, ARDELL A J. Strengthening mechanisms associated with T_1 particles in two Al-Li-Cu alloys[J]. Journal de Physique Colloque, 1987, 48(9): 373-383.
- [11] HUANG B P, ZHENG Z Q. Independent and combined roles of trace Mg and Ag additions in properties precipitation process and precipitation kinetics of Al-Cu-Li-(Mg)-(Ag)-Zr-Ti alloys[J]. Acta Materialia, 1998, 46(12): 4381-4393.
- [12] 尹登峰, 郑子樵, 余志明. 微量 Sc 对 2195 铝锂合金应变时效态的显微组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(3): 611-615.
- YIN Deng-feng, ZHENG Zi-qiao, YU Zhi-ming. Effect of trace Sc addition on microstructure and Mechanical properties of thermomechanically treated 2195 Al-Li alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2003, 13(3): 611-615.
- [13] CASSADA W A, SHIFLET G J, STARKE E A. Effect of plastic deformation on Al_2CuLi (T_1) precipitation[J]. Metall Trans A, 1991, 22(2): 299-306.
- [14] 蒋晓军, 邓文, 桂全红, 李依依, 熊良铨, 师昌绪. Zn 对 Al-Li-Cu-Mg-Zr 合金时效过程的影响[J]. 金属学报, 1993, 29(12): 527-532.
- JIANG Xiao-jun, DENG Wen, GUI Quan-hong, LI Yi-yi, XIONG Liang-yue, SHI Chang-xu. Effect of Zn on aging response of Al-Li-Cu-Mg-Zr alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1993, 29(12): 527-532.
- [15] BAUMANN S F, WILLIAMS D B. The effect of ternary additions on the δ/α misfit and the δ' solvus line in Al-Li alloys[M]//STARKE E A, SANDERS T H. Aluminium-lithium alloys II. California: The Metallurgical Society of AIME, 1984: 17-30.

(编辑 李艳红)