

# Mn 在 2297 铝锂合金中的微合金化作用

桑冯建, 郑子樵, 王海金

(中南大学, 湖南 长沙 410083)

**摘要:** 利用金相显微镜、拉伸测试、SEM、TEM、STEM-HAADF 等手段研究了微量 Mn 的添加对 2297 铝锂合金微观组织与力学性能的影响。结果表明, Mn 在 2297 铝锂合金中主要以 AlCuMn 棒状弥散粒子和 Al(CuMnFe) 粗大相形式存在, 并且相比 Mn-free 合金, 2297 合金中粗大相尺寸较小、分布均匀, 因而合金的抗拉强度得到提高。研究表明, Mn 的添加没有影响 Al<sub>3</sub>Zr 粒子的析出行为, 尽管析出了 AlCuMn 棒状弥散相, 但整体上没有改变 2297 合金的再结晶程度。

**关键词:** 2297 铝锂合金; Mn; Al<sub>3</sub>Zr; 再结晶

**中图分类号:** TG146.21

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2018)03-0871-07

第 3 代铝锂合金 2297 中含有微量的 Mn (0.1%~0.5%, 质量分数) 和 Zr (0.08%~0.15%, 质量分数)。Mn 在铝锂合金中的添加最早可追溯到美国 Alcoa 公司研制的 2020 铝锂合金, 主要用以控制合金的晶粒结构<sup>[1]</sup>。Mn 加入 Al 合金中, 可以形成 Al<sub>20</sub>Cu<sub>2</sub>Mn<sub>3</sub> 和 Al<sub>6</sub>Mn 等弥散相, 与 Al 基体不共格。由于 Mn (Cr, Zr) 之类的过渡族元素在 Al 基体中的固溶度和扩散速率都较低, 其形成的第二相能够充分均匀弥散分布, 并且在高温下不易粗化<sup>[2]</sup>。此类弥散相一方面可以作为形核位点, 控制晶粒大小; 另一方面可以钉扎晶界, 提高再结晶阻力, 从而控制再结晶及晶粒长大程度, 这对合金的热稳定性有很大改善<sup>[3,4]</sup>。还有研究发现含 Mn 弥散相能分散共面滑移, 从而明显降低材料的各向异性<sup>[5]</sup>。不过围绕 Al<sub>6</sub>Mn 存在 PFZ, 说明这种相可作为 δ'(Al<sub>3</sub>Li) 相的形核促媒, 对塑性不利<sup>[6]</sup>。另外, 合金的成分, 尤其是杂质元素 Fe 的含量, 对 Mn 的微合金化作用有很大影响, 其在铸造阶段形成的粗大相不利于材料的力学性能, 同时还会改变 Mn、Zr 等元素的分布<sup>[7]</sup>。

Zr 在 Al 合金的均匀化过程中析出球状的 β'(Al<sub>3</sub>Zr) 粒子, 与基体共格<sup>[8,9]</sup>, 析出温度 385~535 °C<sup>[10]</sup>。Zr 在航空铝合金材料中常被单独添加, 原因在于它相比 Mn 能形成更理想的弥散粒子, 以此提高再结晶阻力。然而, Zr 在凝固过程中通常偏聚至枝晶内部, Al<sub>3</sub>Zr 在晶界的析出较为贫瘠, Mn 的偏析模式则恰恰相反<sup>[11,12]</sup>。因此, 理论上混合添加 Mn、Zr, 可以进一步提高再结

晶阻力, 降低再结晶程度。但事实上, 这种说法一直存在争议, S. W. Cheong 等人研究了 Al-Cu-Mg-Zr-Mn 合金在 69.3% 热压缩变形后的微观组织, 发现再结晶过程的确得到了抑制<sup>[13]</sup>; M. J. Starink 却发现在 2024 合金中混合添加 0.06% (质量分数) 的 Zr 和 0.43% (质量分数) 的 Mn, 获得的热轧态晶粒反而尺寸最大<sup>[14]</sup>, 而 Y. B. Kim 认为当退火温度在 460 °C 以上时, 相比于只含 Zr 的合金, 同时加入 Zr 和 Mn 可以明显抑制再结晶, 低于该温度时则会起到相反的作用<sup>[15]</sup>。争议的本质在于混合添加 Mn、Zr 是否会对各自弥散相的析出行为产生影响。近期研究中, D. Tsivoulas 等人的观点值得注意, 他们认为在 AlCuMn 相中溶入了一定量的 Zr, 基体中 Zr 的过饱和度下降, 导致 Al<sub>3</sub>Zr 粒子的尺寸增大、密度下降, 整体上降低了再结晶阻力<sup>[16]</sup>。与之类似, 也有研究发现少量的 Zr、Cr 可以溶入 Al<sub>6</sub>Mn 相中, 并取代 Mn 的点阵位置<sup>[17]</sup>。鉴于以上争议, 本研究将通过 2297 合金和不含 Mn 合金之间的力学性能和微观组织对比, 进一步探讨 Mn 元素在 2297 铝锂合金中的微合金化作用。

## 1 实验

实验所用合金以高纯铝 (99.99%)、高纯锂、纯镁、纯锌、纯铜以及 Al-15%Mn、Al-4%Zr、Al-4%Ti 中间合金为原料熔铸而成。实验设计了 2297-Base 和 Mn-free (其余成分与 2297 合金一致) 2 种合金, 其化学成分见表 1。铸锭经 530 °C/24 h 均匀化之后, 切头、铣面至 25 mm, 460 °C 下经 10 道次热轧至 5 mm 厚,

收稿日期: 2017-03-15

基金项目: 国家重点基础研究发展计划 (“973” 计划) (2012CB619503); 国家高技术研究发展计划 (“863” 计划) (2013AA032401)

作者简介: 桑冯建, 男, 1992 年生, 硕士生, 中南大学材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410083, E-mail: sang-fj@csu.edu.cn

中间退火，最终经 6 道次冷轧至 2 mm 厚。合金固溶处理制度为 532 °C/1 h，水淬至室温，进行 T8 (6% 预变形+160 °C) 人工时效。

力学性能测试在 MTS-858 材料试验机上完成。金相观察在 Leica DMILM 光学显微镜下进行，并选取了 10 张金相照片统计晶粒平均尺寸。SEM 观察在 Sirion 200 场发射扫描电镜上进行，加速电压为 15 kV。TEM 观察在 TecnaiG<sup>2</sup> 20 透射电镜上进行，加速电压为 200 kV。实验中还使用了 Titan G2 60-300 球差矫正场发射扫描透射电镜，工作电压 300 kV，配有 GENE SIS60E 能谱 (EDX) 仪和高角度环形暗场 (HAADF) 扫描透射电镜成像功能。

## 2 实验结果

### 2.1 拉伸性能

图 1 是合金经 6% 预变形后在 160 °C 人工时效下室温拉伸性能随时效时间的变化曲线。2 种合金都在 28 h 时达到峰时效，随后强度稍有回落，延伸率保持大致稳定。对比来看，Base 和 Mn-free 合金时效响应速率一致，但前者的时效硬化效果大于后者，其峰时效的抗拉强度和屈服强度分别高出 22.9 MPa 和 24.3 MPa，延伸率没有明显区别。

### 2.2 金相组织观察

图 2 为 2 种合金在不同状态下的金相组织，其中冷轧与固溶淬火状态为 L-ST 纵截面。2 种合金的原始晶粒大小一致，轧制变形之后形成纤维状组织。冷轧薄板经 532 °C/1 h 固溶淬火处理，发生完全再结晶，部分晶粒沿轧向呈长条状。其中等轴细晶尺寸均在

10~20 μm 之间，平均尺寸分别为 13.5 μm (Base) 和 12.9 μm (Mn-free)，长条状晶粒尺寸为 (20~40 μm)×(10~20 μm)，平均尺寸分别为 33.7 μm×13.8 μm (Base) 和 35.2 μm×12.9 μm (Mn-free)，2 类合金的最终晶粒尺寸没有明显差异。

表 1 合金化学成分表

Table 1 Chemical composition of the experimental alloys (wt%)

Alloy	Cu	Li	Mg	Mn	Zr	Zn	Ti	Fe
Base	2.85	1.42	0.28	0.3	0.12	0.05	0.12	0.1
Mn-free	2.85	1.37	0.25	-	0.12	0.05	0.12	0.1

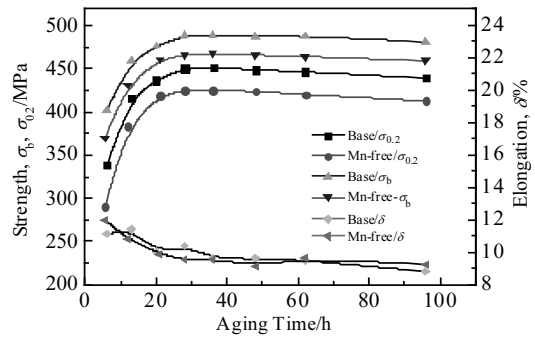


图 1 Base、Mn-free 合金时效硬化曲线

Fig.1 Age hardening curves of Base and Mn-free alloys

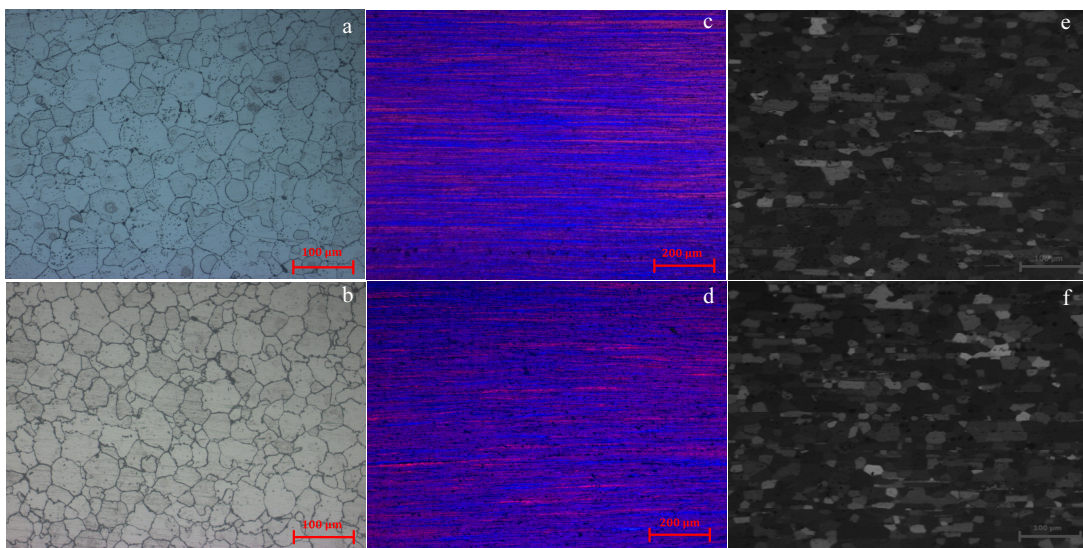


图 2 Base 与 Mn-free 合金的金相组织

Fig.2 OM images of Base (a, c, e) and Mn-free (b, d, f) alloy after homogenization (a, b), cold rolling (c, d), and solution treatment (e, f)

2.3 SEM 观察

图 3 为 2 种合金均匀化以及轧制后的第二相粒子 SEM 照片。530 °C/24 h 均匀化处理之后, 2 种合金中的大部分非平衡相消失, 合金元素的偏析得以改善, 但仍保留有一部分粗大难溶相, 其中 Base 合金中难溶相尺寸相对更小, 呈点状分布 (见图 3a、3b)。轧制加工使得粗大粒子破碎, 并在热轧及中间退火过程中伴有细小相重新析出, 致使冷轧后第二相沿轧制方向排列形成断续的带状组织, 但 2 类合金存在很大的差别, Base 合金中第二相粒子更加细小、分散, 分布均匀 (见图 3c), Mn-free 合金中粒子较为集中 (见图 3d); 同时 Base 合金中析出相的密度要大于 Mn-free 合金。

图 4 是峰时效态下的第二相粒子形貌图, 图 4c、4d 是图 4a、4b 的放大照片。固溶处理之后, 大部分粒子回溶至基体, 但仍有部分粗大难溶相残留。其中 Base 合金中的粗大难溶相尺寸 (见图 4a、4c) 要小于 Mn-free 合金 (见图 4b、4d), 分布更均匀, 能谱分析 (见图 4e、4f) 显示 2 类合金中的粗大相 (见图 4c、4d 中 B、C 箭头所指粒子) 分别为 Al(CuMnFe) 和 Al(CuFe) 相。除粗大第二相之外, Base 合金中还存在一类细小棒状析出相, 如图 4c 箭头 A 所示, 其具体成分和分布将在下文讨论; 而 Mn-free 合金中只发现了一种粗大粒子。由此可见, Mn 的添加细化、分散了合金中的粗大第二相, 并析出了细小弥散相。

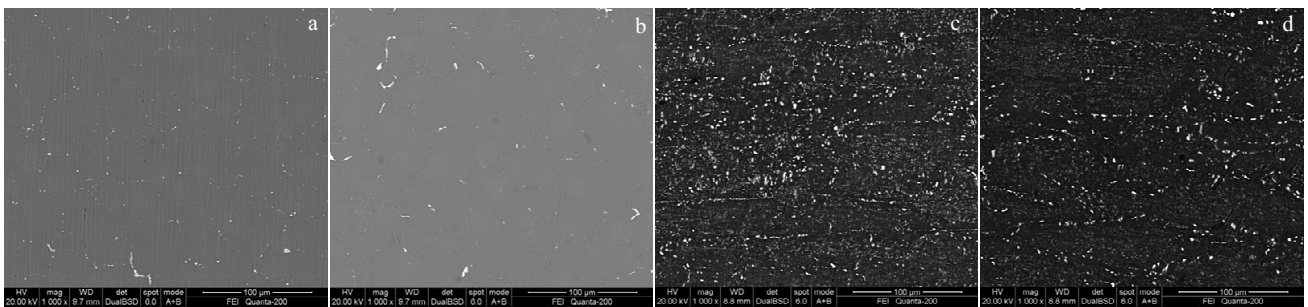


图 3 Base 和 Mn-free 合金的第二相形貌

Fig.3 SEM images of second phase particles in Base (a, c) and Mn-free (b, d) alloy after homogenization (a, b) and cold rolling (c, d)

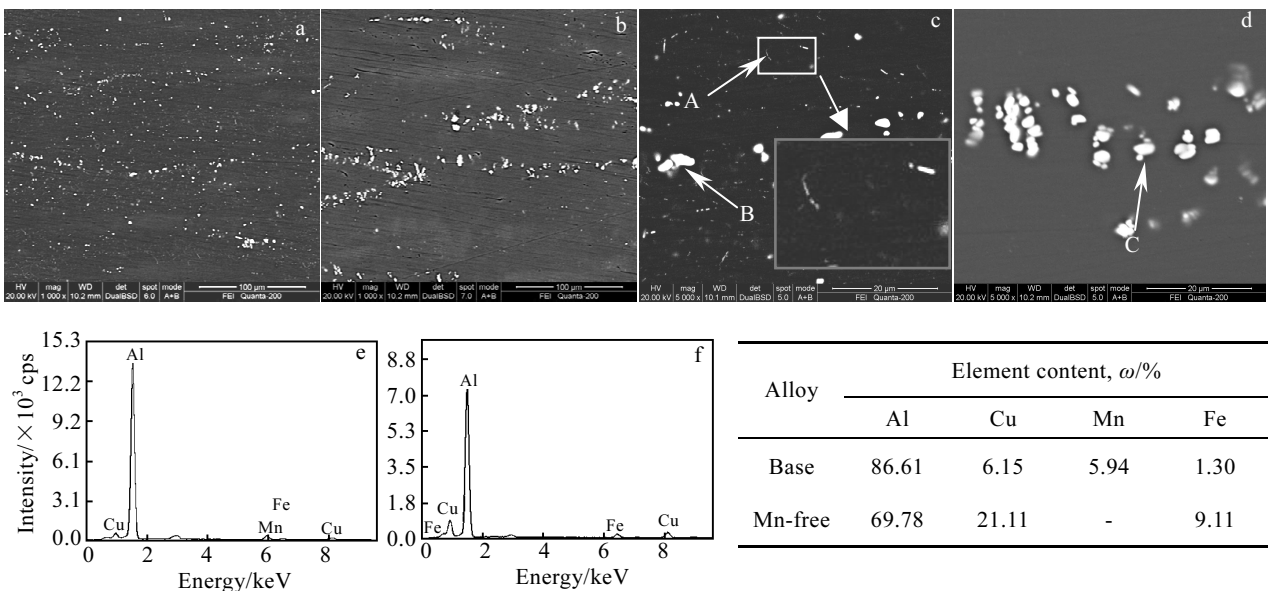


图 4 Base 和 Mn-free 合金峰时效状态下的第二相形貌及 EDS 能谱分析

Fig.4 SEM images of second phase particles in Base (a, c, e) and Mn-free (b, d, f) alloy at the peak-aged condition: (a, b) 1000x; (c, d) 5000x; (e, f) EDX analysis of coarse particles B, C in Fig.4c, 4d, respectively

### 2.4 STEM 观察

图 5、图 6 分别为 Base 合金和 Mn-free 合金在 T8 峰时效状态下的 STEM 照片。2 类合金中都发现了弥散分布的球状粒子，如图 5b、图 6 所示，但除此之外，Mn-free 合金中没有发现其他的细小弥散第二相，而图 5a 所示 Base 合金中还存在着一种呈棒状的弥散相，正是上文 SEM 观察中的细小棒状相（见图 4c 中 A 区域）。

图 7 为 2 类细小弥散相的 EDS 元素面扫描结果。其中棒状相的主要成分为 Al、Cu 和 Mn 元素，推测为  $Al_{20}Cu_2Mn_3$  粒子，直径 120~150 nm，球形粒子的主要成分为 Al、Zr 元素，推测为  $Al_3Zr$  粒子，粒子直径 50~70 nm。对比 2 种合金中析出的  $Al_3Zr$  粒子（见图 5、图 6）可以发现，Mn 的添加没有明显改变其析出行为。图 8 为沿棒状相横截面 Al、Cu、Mn、Zr 元素的 EDS 线扫描浓度变化趋势。结果显示从相的表面到中心，Al 原子分数逐渐降低，Mn、Cu 含量逐渐升高，没有发现 Zr 的分布。

### 2.5 TEM 观察

2297 铝锂合金以 T1 ( $Al_2CuLi$ ) 相为主要强化相<sup>[18]</sup>。图 9 为 2 种合金 T8 峰时效态下  $\langle 112 \rangle$  方向的 TEM 暗场像。T1 相同样细小弥散，即 Mn 的添加对合金的时效析出过程没有明显影响。而两者力学性能的差别（见图 1）主要来自于 Mn 自身的沉淀强化和粗大第二相的尺寸、分布差异。

## 3 讨论

由以上研究结果可知，Mn 在 2297 Base 合金中主要以 Al (CuMnFe) 粗大相和 AlCuMn 棒状相 2 种形

式存在。Mn 在铸态就容易偏析至晶界，Mn、Fe 与 Cu 相结合形成 Al (CuMnFe) 粗大相。Y. Lin<sup>[19]</sup>认为它的形成源于熔体凝固过程中，Fe、Mn 从熔体中先行析出，成为富 Fe、Mn 第二相粒子的形核点，随着温

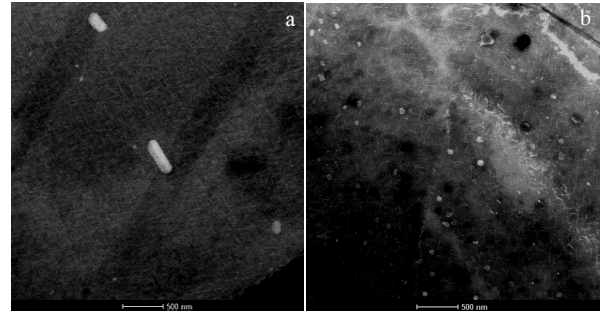


图 5 Base 合金峰时效 STEM-HAADF 形貌  
Fig.5 STEM-HAADF morphologies of Base alloy at the peak-aged condition: (a) rod-like phase and (b) spherical particles

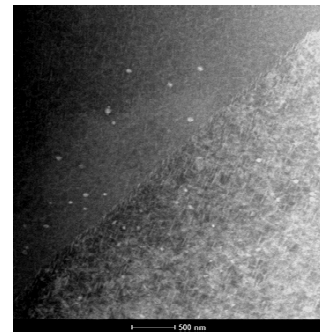


图 6 Mn-free 合金峰时效 STEM-HAADF 形貌  
Fig.6 STEM-HAADF morphologies of Mn-free alloy at the peak-aged condition

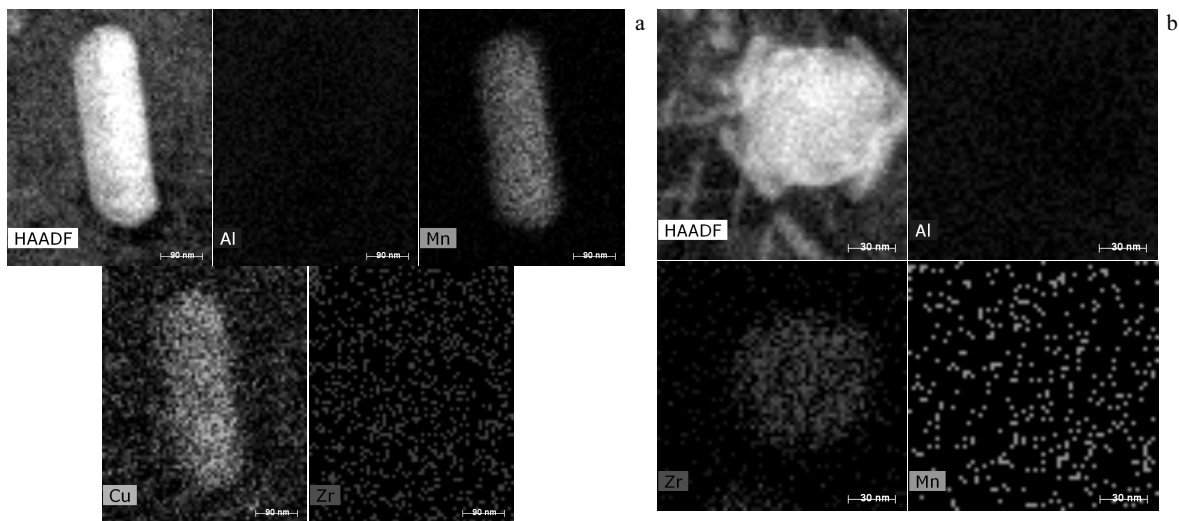


图 7 2 类弥散粒子的 EDX 元素面分布  
Fig.7 EDX elements mapping of the two dispersed particles: (a) rod-line phase and (b) spherical particles

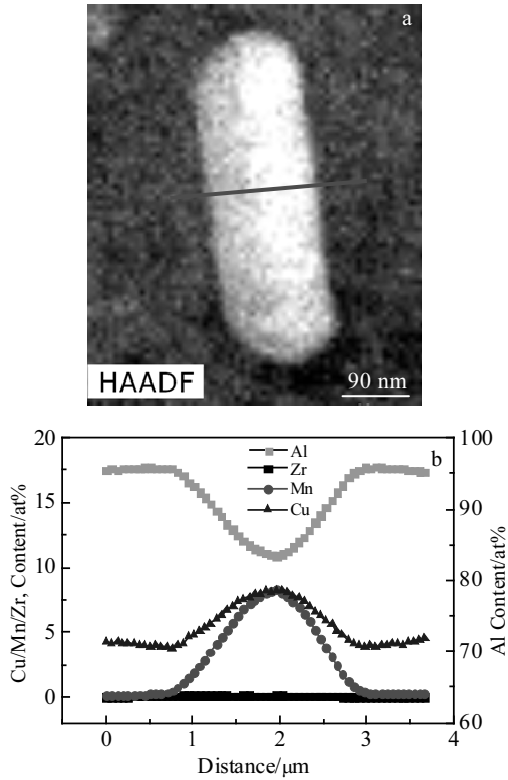


图 8 Base 合金中 Al-Cu-Mn 粒子照片及 EDX 元素线扫描  
Fig.8 STEM-HAADF image (a) and EDX element line scanning (b) of an Al-Cu-Mn dispersoid in the Base alloy

度的降低, Cu 原子陆续沉积在这些形核点上, 最终形成粗大平衡相, 不会随后续热处理消失, 只会在压力加工下部分碎化。另一方面, Mn 在热处理过程中还会与 Cu 结合析出弥散分布的 AlCuMn 棒状相, STEM 结果显示其直径为 120~150 nm, 析出密度较小, 判定其为 Al<sub>20</sub>Cu<sub>2</sub>Mn<sub>3</sub> 粒子。而在不含 Mn 的对比合金中, 只有 Cu、Fe 相结合形成的 Al(CuFe)粗大相, 热处理过程中也没有类似 Base 合金中的棒状相析出。同时, Mn 的添加改变了粗大相的大小和分布, 对比图 3、图 4 中 2 类合金的第二相形貌可以发现, Base 合金中粗大相相对细小, 呈均匀不连续分布, 而 Mn-free 合金中聚集为簇状, 尺寸更大。图 10 为合金的断口形貌, 2 类合金中都能发现由第二相粒子脱离引起的韧窝<sup>[20]</sup>, 但相比于 Mn-free 合金 (见图 10b), Base 合金中韧窝尺寸较小, 分布密集 (见图 10a), 这也进一步证实了上述结论, 即 Mn 的存在一定程度上细化、分散了粗大第二相, 而非全部集中在杂质元素 Fe 的周围, 综合形成了 Al(CuMnFe)、Al(CuMn)相等。

关于 Mn、Zr 混合添加的效果主要取决于两者之间是否存在交互作用。实验结果证明在 2297 合金中添

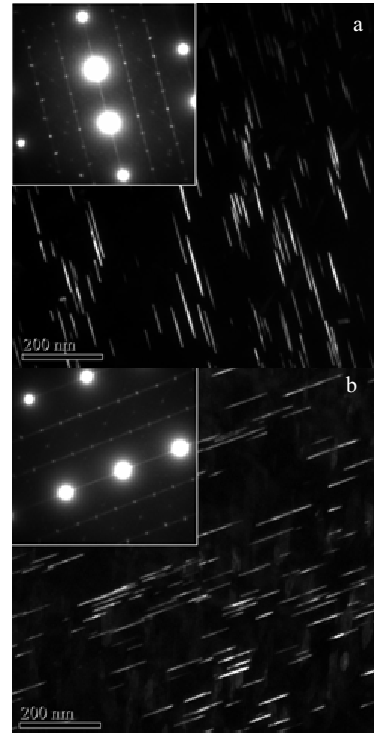


图 9 Base 及 Mn-free 合金峰时效 TEM 暗场像 ( $b=\langle 112 \rangle_a$ )  
Fig.9 TEM images of Base (a) and Mn-free alloys (b) at the peak-aged condition ( $b=\langle 112 \rangle_a$ )

加 Mn、Zr 分别析出了 AlCuMn 棒状相和 Al<sub>3</sub>Zr 粒子, 成弥散分布; 无 Mn 合金中也析出了 Al<sub>3</sub>Zr。对比 2 种合金可以发现, Mn 的添加没有明显影响 Al<sub>3</sub>Zr 粒子的析出行为, Zr 也没有溶解进 AlCuMn 棒状相中。

Al<sub>3</sub>Zr 属于高温析出相, AA7050 合金中 Al<sub>3</sub>Zr 的析出温度在 385~530 °C 之间<sup>[10]</sup>, 而 AlCuMn 棒状相的析出温度区间为 300~530 °C<sup>[21]</sup>。2297 合金的均匀化制度为 540 °C/24 h, 2 类粒子应当集中在均匀化及出炉空冷阶段大量析出。大量研究表明 Mn、Zr 在铸锭中存在着相反的偏析模式<sup>[11,12]</sup>, 其中 Mn 元素易偏析至晶界, 作为一种面缺陷, 晶界具有较高的能量、形核应变能小、原子扩散更容易<sup>[22]</sup>, 这有利于 AlCuMn 棒状相在晶界处的非均匀形核、长大, 加上 2 类粒子的析出温度差异, AlCuMn 相一般会先于 Al<sub>3</sub>Zr 粒子在富含 Mn 元素的晶界处析出。因此, 考虑到两者在析出顺序和分布区域上的差异, AlCuMn 相与 Al<sub>3</sub>Zr 粒子没有产生明显的交互作用。

2 类合金冷轧薄板经过固溶处理, 都发生了完全再结晶, 不存在明显差异。在含 Mn 的 2297 合金中, 尽管析出了 AlCuMn 棒状弥散相, 但由于析出密度较低, 并且与基体不共格, 其钉扎效果相比 Al<sub>3</sub>Zr 较

弱<sup>[23,24]</sup>, 而 Mn 的添加也没有改变 Al<sub>3</sub>Zr 粒子的析出, 所以同时添加了 Mn、Zr 的 2297-Base 合金与只含 Zr 的 Mn-free 合金在再结晶程度上并无明显差别。

2297 铝锂合金在 T8 时效处理下以 T1 相为主要强化相<sup>[18]</sup>, 时效前预变形引入的位错促进了 T1 相的析出<sup>[25]</sup>。结合拉伸性能曲线可知, Mn 的添加没有改变合金的时效响应速度, 28 h 峰时效状态下, T1 相同样细小弥散, 由此可见, 2297 铝锂合金的时效析出过程没有受到 Mn 元素的明显影响。另外, 2 类合金最终晶粒尺寸基本一致, Mn 的添加没有通过影响再结晶过程而影响最终力学性能。尽管如此, 两者依然存在 20~30 MPa 的差距, 这主要是 Mn 自身的沉淀强化以及粗大第二相的尺寸、分布差异造成的。根据经典第二相强化理论, 对于 AlCuMn 棒状相此类尺寸较大的非共格第二相, 位错一般无法切过, 而采取奥罗万绕过机制, 起到强化效果。另一方面, 铝合金中沿晶界析出的粗大平衡相较基体而言都是脆性相, 金属塑性变形过程中位错在晶界处的塞积极有可能造成脆性相的断裂或者与基体分开, 继而产生微裂纹, 降低断裂强度, 脆性相愈大, 分布越集中, 这种趋势愈明显。因此, Base 合金中相对细小、分散的难溶相可视为其力学性能更优的另一个重要原因。

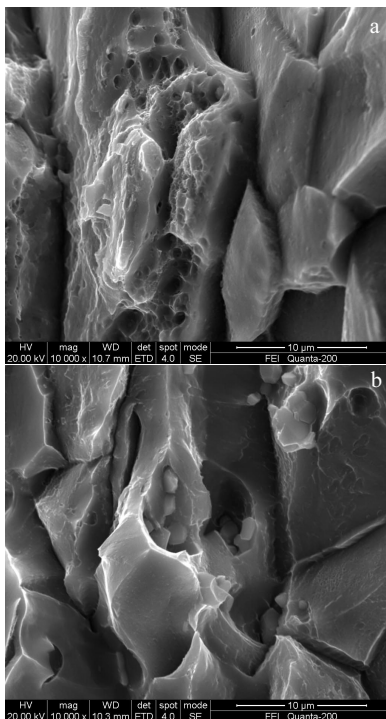


图 10 Base 及 Mn-free 合金峰时效断口形貌

Fig.10 Fracture morphologies of Base (a) and Mn-free alloys (b) at the peak-aged condition

## 4 结 论

1) Mn 在 2297 铝锂合金中主要以 AlCuMn 相和 Al(CuMnFe) 粗大相形式存在, 前者呈棒状弥散分布, 后者属于难溶相, 不会随热处理消失。

2) Mn 的添加没有改变 Al<sub>3</sub>Zr 粒子的析出行为, 尽管析出了同样弥散分布的 AlCuMn 棒状相, 但整体上没有影响 2297 合金的再结晶程度。

3) Mn 的添加提高了合金的强度, 这主要源于 Mn 自身的沉淀强化以及更加分散、细小的难溶相的存在。

### 参考文献 References

- [1] Lavernia E J, Srivatsan T S, Mohamed F A. *Journal of Materials Science*[J], 1990, 25(2): 1137
- [2] Prasad N E, Gokhale A A, Wanhill R J H. *Aluminum-Lithium Alloys: Processing, Properties, and Applications*[M]. Boston: Butterworth-Heinemann, 2013: 127
- [3] Li Y, Liu Z, Lin L *et al.* *Journal of Materials Science*[J], 2011, 46(11): 3708
- [4] Toleuova A R, Belov N A, Smagulov D U *et al.* *Metal Science and Heat Treatment*[J], 2012, 54(7-8): 402
- [5] Csontos A A, Starke E A. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2000, 31(8): 1965
- [6] Starke E A, Sanders T H, Palmer I G. *Journal of Metals*[J], 1981, 33(8): 24
- [7] Robson J D, Prangnell P B. *Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 352(1): 240
- [8] Murray J, Peruzzi A, Abriata J P. *Journal of Phase Equilibria*[J], 1992, 13(3): 277
- [9] Vecchio K S, Williams D B. *Acta Metallurgica*[J], 1987, 35(12): 2959
- [10] Robson J D. *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 338(1): 219
- [11] Mingard K P, Cantor B, Palmer I G *et al.* *Acta Materialia*[J], 2000, 48(10): 2435
- [12] Nadella R, Eskin D G, Du Q *et al.* *Progress in Materials Science*[J], 2008, 53(3): 421
- [13] Cheong S W, Weiland H. *Materials Science Forum*[J], 2007, 558: 153
- [14] Starink M J, Gao N, Kamp N *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 418(1): 241
- [15] Kim Y B, Chung Y H, Cho K K *et al.* *Scripta Materialia*[J], 1997, 36(1): 111
- [16] Tsivoulas D, Robson J D, Sigli C *et al.* *Acta Materialia*[J],

- 2012, 60(13): 5245
- [17] Kaibyshev R, Musin F, Lesuer D R *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 342(1): 169
- [18] Wei Xiuyu(魏修宇), Zheng Ziqiao(郑子樵), Pan Zhengrong(潘峥嵘) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(11): 1996
- [19] Lin Y, Zheng Z, Li S *et al. Materials Characterization*[J], 2013, 84: 88
- [20] Fan Chunping(范春平), Zheng Ziqiao(郑子樵), Jia Min(贾敏) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(1): 91
- [21] Li Y, Furu T, Dons A L *et al. ICAA-11: 11th International Conference on Aluminum Alloys*[C]. Aachen, Germany: AIT Austrian Institute of Technology, 2008
- [22] Chen Yongnan(陈永楠), Wei Jianfeng(魏建峰), Zhao Yongqing(赵永庆) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(1): 42
- [23] Srivatsan T S. *Journal of Materials Science Letters*[J], 1988, 7(9): 940
- [24] Gao N, Starink M J, Davin L *et al. Materials Science and Technology*[J], 2005, 21(9): 1010
- [25] Yuan Zhishan(袁志山), Lu Zhen(陆政), Xie Youhua(谢优华) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(3): 493

## Micro-alloying Effects of Mn in 2297 Al-Li Alloy

Sang Fengjian, Zheng Ziqiao, Wang Haijin

(Central South University, Changsha 410083, China)

**Abstract:** The effects of trace Mn addition on microstructure and mechanical properties of 2297 Al-Li alloy were investigated by optical microscopy, tensile test, scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM) and scanning transmission electron microscopy (STEM) fitted with high-angle annular dark field detector (HAADF). The results show that Mn exists in the form of AlCuMn rod-like disperse particle and Al(CuMnFe) coarse phase in the 2297 alloy. In addition, the Al(CuMnFe) phases in 2297 alloy are uniformly distributed and the size of the coarse particles is smaller than that in Mn-free alloy. As a result, the ultimate tensile strength of 2297 alloy is enhanced. The addition of Mn has no influence on the precipitation behavior of Al<sub>3</sub>Zr particles. And although the AlCuMn rod-like dispersed phases are precipitated, the level of recrystallization in 2297 alloy is not changed.

**Key words:** 2297 Al-Li alloy; Mn; Al<sub>3</sub>Zr; recrystallization

---

Corresponding author: Zheng Ziqiao, Professor, School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, Tel: 0086-731-88830270, E-mail: s-maloy@mail.csu.edu.cn