

文章编号: 1000-6893(1999)06-0522-05

# Al-Li-Mg-Si合金时效行为及力学性能的研究

魏炳忱, 黄正, 张永刚, 陈昌麒

(北京航空航天大学材料科学与工程系102教研室, 北京 100083)

## AGING BEHAVIOR AND MECHANICAL PROPERTIES OF Al-Li-Mg-Si ALLOYS

WEIBING-chen, HUANG Zheng, ZHANG Yong-gang, CHEN Chang-qi

(Department of Materials Science & Engineering, Beijing University

of Aeronautics & Astronautics, Beijing 100083, China)

**摘要:** 研究了加入 1.7%Li 对 Al-Mg-Si 合金的时效析出行为及拉伸性能的影响, 用 Li-v 模型阐述了 Li 使 Al-Mg-Si 合金时效下行为发生转变的机制: Li 与空位优先结合, 抑制了位错环的形成及 Si, Mg 原子的扩散和聚集, 从而推迟和限制了 G.P. 区的形成, 因此, Al-Li-Mg-Si 合金中  $\delta$  相是主要强化相,  $Mg_2Si$  相只有经长时间的人工时效才能在基体中均匀析出。探讨了形变时效对 Al-Li-Mg-Si 合金组织和性能的影响, 结果表明, 时效前的预变形显著提高了 Al-Li-Mg-Si 合金的时效硬化速率和峰值强度, 同样变形 60% 的 Al-Li-Mg-Si 合金与不含 Li 的合金相比, 具有相近的强度和延伸率, 但前者具有较低的密度和较高的弹性模量, 因此, Al-Li-Mg-Si 合金表现出良好的应用前景。

**关键词:** Al-Li-Mg-Si 合金; 形变时效; 力学性能; 显微组织

**中图分类号:** TG146.2; V252.2 **文献标识码:** A

**Abstract** The effect of Li addition on the aging behavior and mechanical properties of an Al-Mg-Si alloy has been investigated. A Li-v model has been suggested to explain the modifications caused by the Li addition. According to this mechanism, the preferential clustering of Li and vacancies inhibits the formation of dislocation loops and diffusion of Si and Mg atoms, so that the precipitation of G.P. zones is limited and delayed. Consequently, the ordered  $\delta$  phase becomes the predominant precipitate, and  $Mg_2Si$  phase can form only after aging for very long time. Furthermore, the effect of thermomechanical aging (TMA) on microstructure and properties of an Al-Li-Mg-Si alloy has been carried out too. It has been found that TMA accelerates the aging reaction and peak strength of the Al-Li-Mg-Si alloy greatly. The TMA improves the strength of Al-Li-Mg-Si significantly, and does not destroy the elongation. Al-Li-Mg-Si alloy has a bright applying prospect for it shows comparable strength and elongation with Al-Mg-Si alloys after TMA, but it possesses a lower density and higher modulus.

**Key words:** Al-Li-Mg-Si alloys; TMA; mechanical properties; microstructures

与常规铝合金相比, 铝锂合金具有低密度、高比强、高弹性模量等特点<sup>[1]</sup>, 近二、三十年来, 发达国家一直在大力研究和开发铝锂合金, 但这些研究都是针对 Al-Li-Cu-Mg, Al-Cu-Li 和 Al-Mg-Li 系合金<sup>[2,3]</sup>, 对 Al-Li-Mg-Si 合金的研究还很少<sup>[4-6]</sup>, 对 Al-Li-Mg-Si 系合金的力学性能的研究尚未见报道。本文研究了一种 Al-Li-Mg-Si 合金时效行为和拉伸性能, 并探讨了时效前的预变形对合金组织、性能的影响。

### 1 实验方法

合金的化学成分列于表 1, 其中合金 B 不含

Li, 其余成分与合金 A 相同, 用作参照。2 种合金都在真空感应炉中熔炼。铸锭先经均匀化处理 (530 °C, 24h), 锻造开坯后, 在 480 °C 热轧成约 3mm 厚的板材。试样在盐浴炉中 540 °C 下进行固溶处理 40min, 冷水中淬火后, 立即在硅油中时效, 时效温度为 170 °C。一部分试样在固溶处理后, 进行冷轧变形, 变形量为 20% ~ 60%, 然后分别在 170 °C 和 150 °C 下人工时效, 试样在室温下停放时间控制在 2h。

合金的时效硬化行为由维氏硬度与时效时间的关系曲线确定, 载荷为 50N, 拉伸试样取自板材轧制方向(纵向), 标距为 20mm。TEM 样品经机械减薄后双喷穿孔制成, 双喷电解液为硝酸甲醇

(3:7) 溶液。拉伸断口在扫描电子显微镜下观察。

表 1 合金的化学成分

合金编号	Li	Mg	Si	Cr	Fe, S	Al
A	1.7	0.66	0.80	0.22	< 0.05	余量
B	-	0.68	0.78	0.21	< 0.05	余量

## 2 实验结果

### 2.1 时效硬化

图 1(a) 给出 2 种合金经过 0~60% 预变形后, 在 170 °C 下的时效硬化曲线, 可以看到合金 A 与参照合金 B 的时效硬化行为有显著差别。对于未经预变形的试样, 不含 Li 的合金 B 的时效曲线在 45h 达到峰值, 峰值硬度为 121HV, 时效 100h 未发生明显过时效。含 1.7%Li 的合金 A 时效硬化速度非常缓慢, 时效 100h 未达到峰值, 其硬度值在整个时效过程中都远低于参照合金 B。20%~60% 的预变形提高了 2 种合金的时效硬化速度和峰值硬度, 提高的幅度随着变形量的增加而增大, 其中合金 A 经 60% 预变形后, 16h 达到峰值, 峰值硬度为 120HV, 合金 B 经 60% 预变形后, 2h 即达到峰值, 峰值硬度为 127HV。

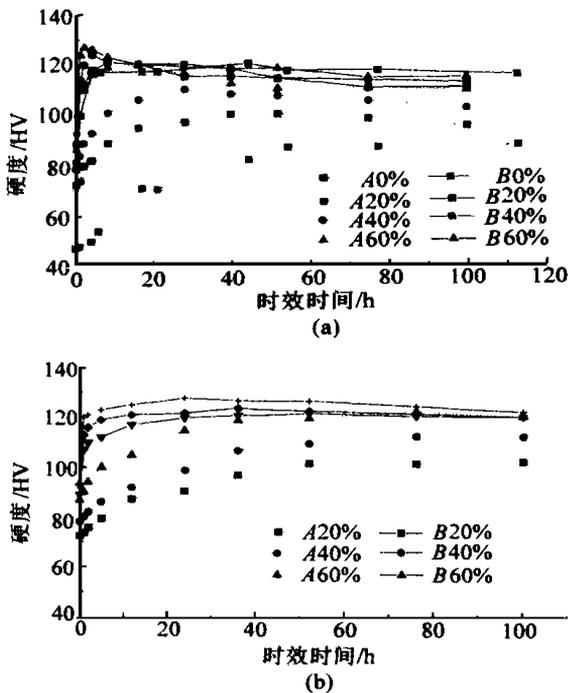


图 1 合金的时效硬化曲线  
(a) 170 °C 时效; (b) 150 °C 时效

图 1(b) 为两种合金经 20%~60% 的预变形后在 150 °C 下的时效硬化曲线, 与 170 °C 下的时效曲线相比, 两种合金的峰值硬度出现时间都推迟,

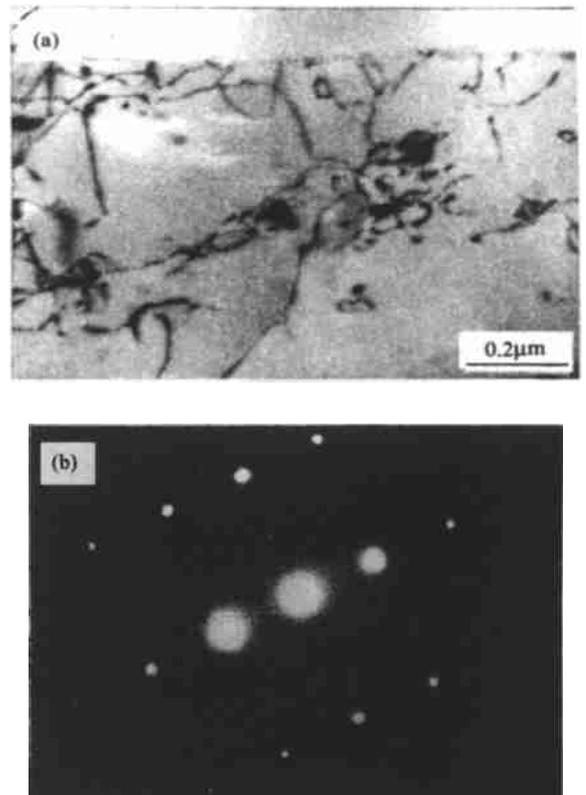
其中 60% 预变形的合金在 76h 达到峰值硬度, 60% 预变形的合金 B 在 24h 达到峰值硬度。合金 B 在 150 °C 下时效具有很宽的峰值平台。

### 2.2 显微组织

图 2(a) 为合金 A 在固溶处理后, 自然时效状态的显微组织(自然时效时间约为 100h)。直径为 50nm~1μm 粗大颗粒散乱分布于基体之中, 这种粗大颗粒被证明是 Al<sub>3</sub>Si 相<sup>[6,7]</sup>, 组织中看不到 δ (AlLi) 相的析出, 但选区衍射斑点中可以看到非常微弱的超点阵斑点。但在 170 °C 下人工时效进行到 80h, δ 相大量析出, 其直径约为 20nm, 无明显的晶界析出物存在(图 2(c)), 延长时效时间至 300h, 通过细致的观察可以看到基体中有细小的 β 相析出(图 2(d)), 此时, δ 相已长大到约 50nm。

图 2(e) 为 60% 预变形的合金 A 在 150 °C 下峰值时效组织, 人工时效前的预变形提高了 δ 相的体积分数, 但对其尺寸影响不大。

图 2(f) 为参照合金 B 在 170 °C 时效 80h 的显微组织, 沿 001<sub>Al</sub> 方向排列的针状 β (Mg<sub>2</sub>Si) 相均匀分布于基体中, 在晶界附近存在很窄的 PFZs, 晶界析出物的线密度较高。



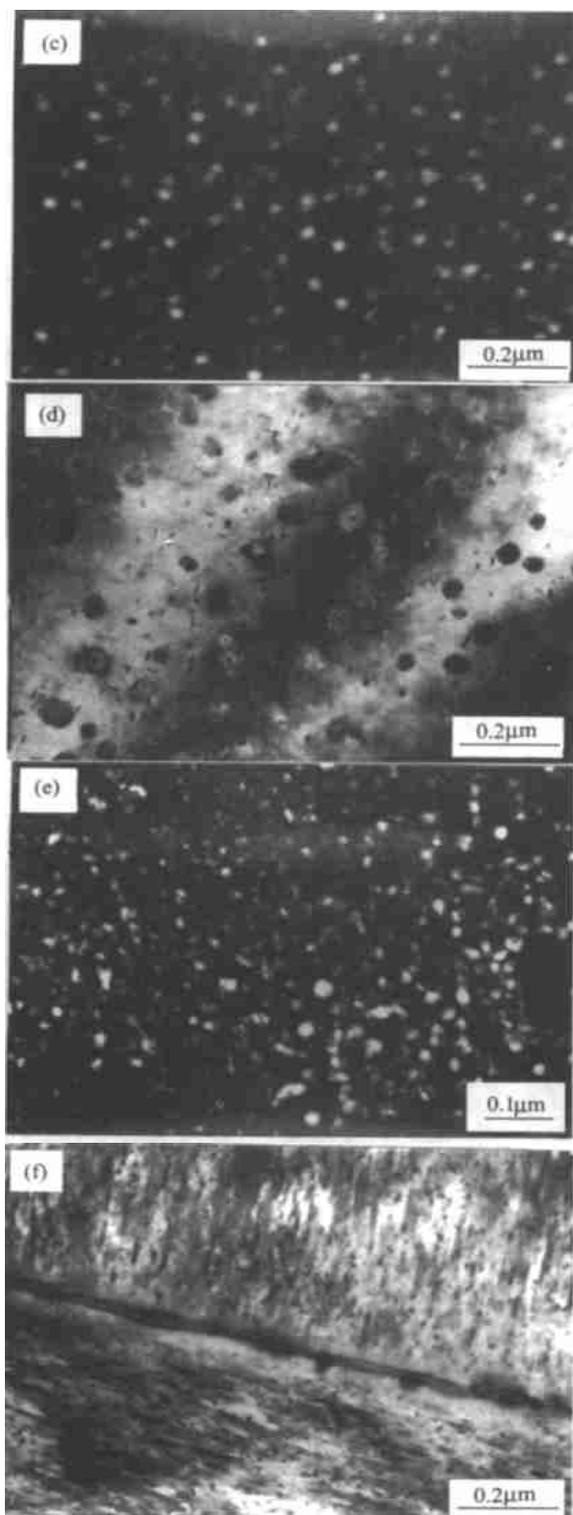


图2 合金的显微组织

(a)合金A 自然时效 100h, 明场; (b)  $[112]_{\alpha_1}$ 带轴衍射花样; (c)合金A,  $\delta$ 中心暗场像, 170 人工时效 80h; (d)合金A, 明场像, 170 人工时效 300h; (e)合金A, 预变形 60%,  $\delta$ 中心暗场像, 150 时效 76h; (f)合金B, 170 时效 80h

### 2.3 力学性能

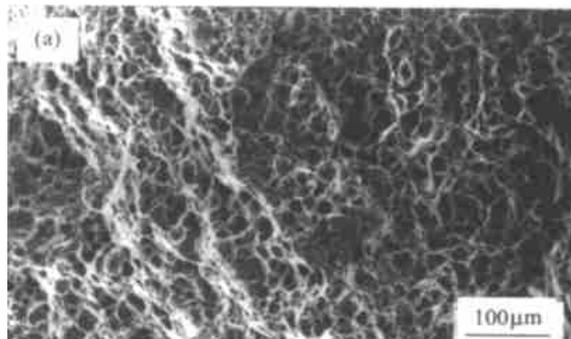
不同预变形量对2种合金峰值拉伸性能的影响示于表2。与参照合金相比, 未经过预变形的合金A的 $\sigma_b$ 下降100MPa,  $\sigma_{0.2}$ 下降160MPa,  $\delta_5$ 值提高15%。随着预变形量的增加, 合金A的强度显著提高, 在60%变形量时 $\sigma_{0.2}$ 提高约200MPa, 仍保持较好的延伸率, 为9%。参照合金的屈服强度也随着变形量的增加而提高, 但其幅度没有合金A的大, 变形量为60%时,  $\sigma_{0.2}$ 提高42MPa; 延伸率在20%变形量时稍有上升, 变形量达到60%时略微下降到10.5%。

表2 不同预变形量对合金峰值拉伸性能的影响

	合金编号					
	A			B		
预变形量/%	0	20	60	0	20	60
$\sigma_b$ /MPa	233	335	370	333	360	385
$\sigma_{0.2}$ /MPa	144	264	342	304	306	346
$\delta_5$ /%	11.5	9.5	9.0	10.0	13	10.5
$\rho/10^3 \text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$	2.56			2.70		
$E$ /GPa	73			68		

### 2.4 拉伸断口形貌

未经预变形的合金A的断口完全为等轴韧窝型穿晶断口, 其韧窝中很少有第2相颗粒存在(图3(a))。而参照合金表现出明显的晶间断裂特征(图3(b)), 有少量韧窝, 韧窝中有粗大未溶 $\text{Mg}_2\text{Si}$ 颗粒。图3(c)、图3(d)分别为60%预变形的合金A和B的拉伸断口, 60%的预变形使合金A断口的韧窝数量减少, 而使合金B断口中穿晶断裂的比例有所提高。



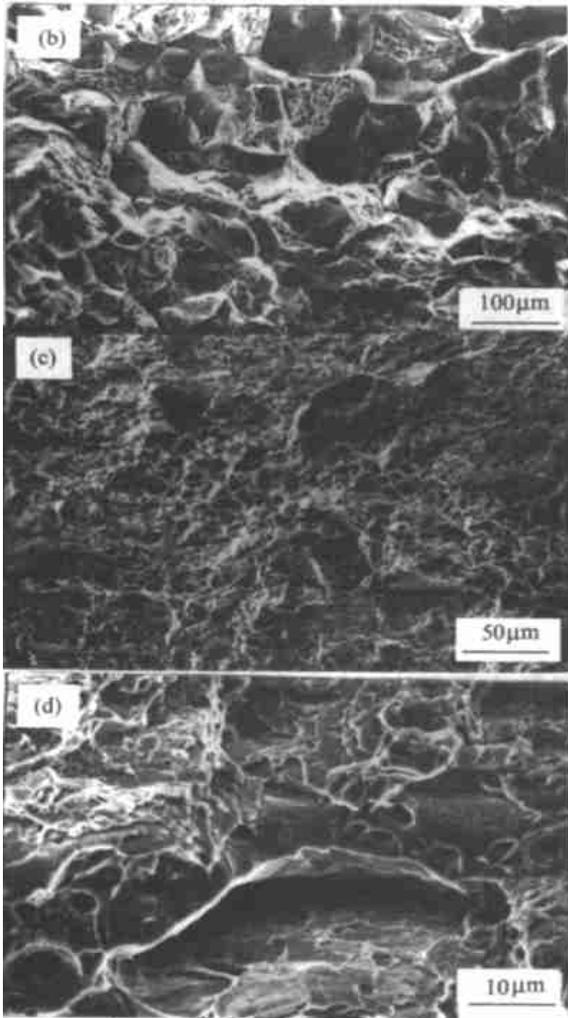


图3 合金的拉伸断口形貌

(a)合金A, 无预变形; (b)合金B, 无预变形; (c)合金A, 60%预变形; (d)合金B, 60%预变形

### 3 分析与讨论

本文中的参照合金B, 是一种典型Si含量过剩的AlMg-Si合金, 在人工时效过程中析出弥散分布的针状 $\beta$ 相, 而过剩的Si则趋向于在晶界析出, 这也促使晶界PFZs的形成, 因此合金表现出沿晶断裂模式。时效前的变形增加了合金的缺陷密度, 促进 $Mg_2Si$ 相的异质形核, 同时也促进了晶界附近区域 $Mg_2Si$ 相的析出, 这就抑制了晶界PFZs的形成, 使穿晶断裂的比例提高, 合金的延伸率略有上升。

AlMg-Si合金中G.P.区的形成可以分为3个阶段: 首先, 淬火态空位相互吸引, 形成空位团, 一些空位团塌陷形成位错环, 足够大的位错环成为Si的形核核心, 形成Si-v团簇; 接下来, Si原子进一步向Si-v扩散, Mg原子也扩散到Si-v团簇中, 形成Mg-Si-v复合体; 最后, 随着原子的扩散

与复合体的不断聚集, 复合体中的Mg的浓度逐渐增加, 直到形成具有 $Mg_2Si$ 晶核成分的G.P.区。实验观察表明: Li的加入改变了AlMg-Si合金中 $Mg_2Si$ 相的析出行为, 这种改变主要来自于Li和空位的相互作用, 以及Li对Si, Mg, 空位间相互作用的影响。

Li与空位的结合能很高为0.26eV<sup>[7, 8]</sup>, 这样高的结合能使Li原子足以在淬火过程中“捕获”空位, 而且优先形成Li-v团簇, 这就打乱了AlMg-Si合金中G.P.区形成的3个阶段: 空位被Li原子捕获, 抑制了空位的相互吸引和位错环的形成, 为Si原子聚集提供有效核心的位错环密度降低了, 因此导致Si-v团簇密度显著降低; 随后由于空位被Li原子捕获, 空位密度降低使Si原子和Mg原子的迁移能力下降, 而Si和Mg的迁移是形成G.P.区所必需的。因此, AlMg-Si-1.7Li中G.P.区的形成缓慢。基于同样的机制, 在AlMg-Si-1.7Li合金中G.P.区的长大也受到抑制, 最终导致低体积分数、小尺寸的G.P.区形成。

和其它Li含量大于1.5%的AlLi合金一样, Al-1.7LiMg-Si合金在人工时效过程中也有 $\delta$ 相析出, 但合金中Li的含量较低, 根据G. Schmitz的二元AlLi合金相图<sup>[9]</sup>, 1.7%Li合金在170℃时效时, 过冷度只有约10℃, 这样低的过冷度导致 $\delta$ 相形核驱动力小, 而表现出沿位错异质形核的特征, 然而在淬火状态下合金位错密度非常低, 这使得 $\delta$ 相的形核率低, 因此, Al-1.7LiMg-Si表现出非常缓慢的时效硬化反应速度。在峰值时效条件下, 合金中无 $Mg_2Si$ 相析出, 强化主要来自于 $\delta$ 相, 由于 $\delta$ 相的体积分数低, 因此合金的峰值强度低。

Li的加入在推迟 $Mg_2Si$ 相析出的同时, 也抑制了Si在晶界的析出, 因此AlLiMg-Si合金表现出较好的延性。

从显微组织照片可以看出, 尺寸约为50 $\mu m$ 的Al<sub>3</sub>Si相在人工时效前即存在, 说明Al<sub>3</sub>Si相在540℃下不能完全固溶到 $\alpha$ 中, 最近的研究结果证实了这一点<sup>[10]</sup>。

时效前的冷变形, 提高了合金A中的位错密度, 这也降低了 $\delta$ 相的形核势垒, 促进其析出, 使合金强度的时效反应速度显著提高, 同时也提高了 $\delta$ 相的体积分数。合金中位错密度提高和 $\delta$ 相体积分数增加, 两者共同作用的结果使合金的强度大大提高。

## 4 结论

(1) Al-0.6Mg-0.8Si 合金中加入 1.7%Li 后,推迟和限制了 Mg<sub>2</sub>Si 相的析出,δ 成为主要的时效强化相, Al<sub>3</sub>Si 相在 540 °C 不能完全固溶。

(2) Al-1.7LiMg-Si 合金的 δ 相形核率低,时效反应缓慢,峰值时效硬度和 α 分别比无 Li 参照合金降低约 27% 和 30%,延伸率提高 15%。

(3) Li 的加入抑制了 Al-0.6Mg-0.8Si 合金中过剩 Si 在晶界的析出,使合金的断裂模式由沿晶断裂转变为穿晶韧窝断裂。

(4) 时效前的预变形提高了 δ 相的体积分数,使 Al-1.7LiMg-Si 合金的屈服强度提高,延伸率略微下降。同样预变形 60% 的 Al-1.7LiMg-Si 合金与不含 Li 的合金相比,具有相近的强度和延伸率,但前者的密度低 5%,弹性模量高 7%。

## 参 考 文 献

- [1] Flidlyander I N, Bratuhin A G, *et al*. Soviet aluminum-lithium alloys of aerospace application[A]. In: Peters M, Winkler P J ed. Proceedings of the 6th Aluminum-Lithium Conference: Vol I[C]. Aachen: DGM Informationsgesellschaft mbH, 1991. 35~ 42
- [2] Balnuth E S. The status of Al-Li alloys[A]. In: Sanders T H Jr, Starke E A Jr ed. Proceedings of the 4th International Conference on: Aluminum Alloys: Vol III[C]. Atlanta: Georgia Institute of Technology, 1994. 82~ 89
- [3] Graham R H, Rioja R J, *et al*. Al-Li alloy development [A]. In: Peters M, Winkler P J ed. Proceedings of the 6th Aluminum-Lithium Conference: Vol I[C]. Aachen:

alloy: DGM Informationsgesellschaft mbH, 1991. 15~ 24

- [4] Huang Z W, Loretto M H, *et al*. Mechanism of nucleation and precipitation in 6061-Li alloys[J]. Materials Science and Technology, 1994, 10(10): 869~ 878
- [5] Huang Z W, Smallman R E, *et al*. Influence of lithium additions on precipitation and hardening of 6061[J]. Materials Science and Technology, 1991, 7(9): 205~ 212
- [6] Wei B C, Huang Z, *et al*. Effect of Li content on aging responses and mechanical properties of an AlMg-Si alloy [A]. In: Sato T, *et al* ed. Proceedings of the 6th international conference on Aluminum alloys[C]. Toyohashi: The Japan Institute of Light Metals, 1998. 697~ 702
- [7] Mondolfo L F. Aluminum Alloys: Structure and Properties [M]. London: The Whitefriars Press Ltd, 1976. 666
- [8] Ceresara S, Glarda A, Sanchez A. Annealing of vacancies and ageing in Al-Li alloys[J]. Philosophical Magazine, 1977, (1): 97~ 106
- [9] Schmitz G, Haasen P. Decomposition of an Al-Li alloy—the early stages observed by HREM [J]. Acta Metall Mater, 1992, 9: 2209~ 2214
- [10] Chen R, Huang Z, *et al*. Thermodynamic analysis of Li-containing AlMg-Si alloys[A]. In: Sato T, *et al* ed. Proceedings of the 6th international conference on Aluminum alloys[C]. Toyohashi: The Japan Institute of Light Metals, 1998. 703~ 708

## 作者简历



魏炳忱 博士,男,1971年2月出生,辽宁省沈阳市人。1989年~1995年,在哈工大材料系铸造专业攻读本科、硕士学位;1998年在北京航空航天大学获材料学博士学位。曾从事雾化沉积快速凝固铝合金、铝锂合金等方面的工艺及组织性能研究。