

微量 Sc 在 Al-Mg 合金中的作用*

潘青林 尹志民 邹景霞 陈显明 张传福

(中南大学材料科学与工程系, 长沙 410083)

摘要 研究了微量 Sc 对 Al-Mg 合金显微组织与拉伸性能的影响。结果表明, 微量 Sc 在 Al-Mg 合金中主要以初生 Al_3Sc 和次生 Al_3Sc 两种形式存在。初生 Al_3Sc 是合金在凝固过程中形成的, 可成为有效的非均质晶核, 大大细化合金的铸态晶粒。次生 Al_3Sc 是合金铸锭在工艺加热过程中析出的, 有效地钉扎位错和亚晶界, 稳定亚结构并强烈抑制合金的再结晶, 具有亚结构强化和直接析出强化作用。因此, 加入 Sc 后的 Al-Mg 合金的强度大大提高, 并且表现出良好的强塑性配合。

关键词 Al-Mg-Sc 合金, Al_3Sc , 显微组织, 力学性能

中图分类号 TG146.2

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2001)07-0749-05

EFFECTS OF MINOR Sc ADDITION ON MICROSTRUCTURE AND TENSILE PROPERTY OF Al-Mg ALLOY

PAN Qinglin, YIN Zhumin, ZOU Jingxia, CHEN Xianming, ZHANG Chuanfu
Department of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083
Correspondent: PAN Qinglin, professor, Tel: (0731)8830933, Fax: (0731)8830262,
E-mail: pql@mail.csut.edu.cn

Manuscript received 2000-11-14, in revised form 2001-02-26

ABSTRACT The effects of minor addition of Sc on microstructure and tensile property of Al-Mg alloy have been investigated. The results show that minor Sc mainly exists in the form of primary Al_3Sc and secondary Al_3Sc . Sc addition can produce a substantial refinement of the grain size of aluminium alloy castings due to the formation of the primary Al_3Sc intermetallic phase during solidification. Secondary Al_3Sc dispersoids precipitating from the supersaturated $\alpha(Al)$ solid solution in the heating process of ingot can effectively pin dislocation and subgrain boundary, stabilize substructure as well as inhibit the recrystallization of Sc containing Al-Mg alloy during hot rolling and annealing. The addition of Sc significantly increases the strength of the alloy and makes alloy get a superior combination of strength and ductility.

KEY WORDS Al-Mg-Sc alloy, Al_3Sc , microstructure, tensile property

含 Sc 的 Al 合金具有高的强度及韧性、优良的可焊性及耐蚀性和抗中子辐照损伤作用, 是航空航天、核能和舰船等领域应用的新一代 Al 合金结构材料。国内外对此进行了大量的研究^[1-6], 迄今已研制开发出 Al-Mg-Sc, Al-Zn-Mg-Sc 等多种含 Sc 的 Al 合金^[7,8]。从研究结果看, 主要还是集中在含 Sc 的 Al 合金的成分、性能及组织三者关系方面, 对 Sc 在 Al 合金中的存在形式及其作用机理有待做系统深入的研究工作。

本文报道了微量 Sc 对不同状态(铸态、热轧态、退

火态)Al-Mg 合金显微组织和拉伸性能的影响。探讨了 Sc 在 Al-Mg 合金中的作用机理。

1 实验方法

以纯 Al, 纯 Mg 和 Al-Sc 中间合金为原料, 采用铸锭冶金法制备出实验用两种合金, 其化学成分见表 1。合金制备工艺流程如下: 熔铸(730—750℃)→均匀化退火(470℃, 13h)→铣面→热轧(450℃, 变形率为 80%)→冷轧(变形率为 45%)→退火(130—450℃)。

表 1 实验用合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of the studied alloys

Alloy	(mass fraction, %)			
	Mg	Sc	Fe+Si	Al
A	4.52	-	<0.28	Bal.
B	4.43	0.41	<0.28	Bal.

* 国家自然科学基金 59671003 和国家重点基础研究基金 G1999064909 资助项目

收到初稿日期: 2000-11-14, 收到修改稿日期: 2001-02-26

作者简介: 潘青林, 男, 1964 年生, 博士, 教授

1 h)。拉伸试样取自板材的轧向或铸锭, 拉伸应变速率为 $1.06 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, 数据取 3 次实验的平均值。金相样品经氟硼酸水溶液电解抛光复膜后用偏光观察, 透射电镜样品经机械预减薄后双喷穿孔而成, 电解液为硝酸: 甲醇 (体积比为 1 : 3), 温度低于 $-25 \text{ }^\circ\text{C}$ 。显微组织的观察在 H-800 透射电镜上进行。

2 实验结果

2.1 微量 Sc 对 Al-Mg 合金显微组织的影响

图 1 为两种实验合金在铸态下的金相组织。由图可以看出, 未添加 Sc 的合金 A, 晶粒粗大, 且晶内存在明显的树枝状组织 (图 1a); 而添加了 0.4%Sc 的合金 B, 晶粒明显细化成均匀的等轴晶, 平均晶粒尺寸为 $21 \mu\text{m}$, 并且完全消除了枝晶组织 (图 1b)。

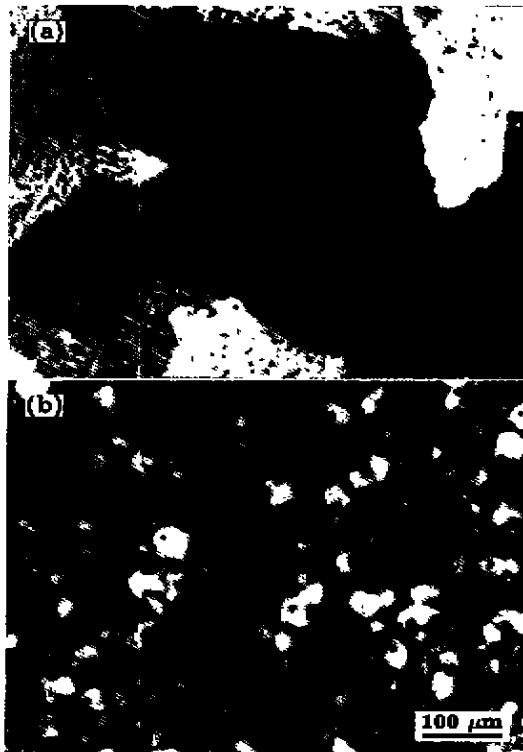


图 1 两种实验合金的铸态晶粒组织

Fig.1 Optical micrographs of as-cast alloy A (a) and alloy B (b)

将铸态合金 B 用混合酸浸蚀后在高倍显微镜下观察发现, 部分晶粒内存在方块状或三角状第二相颗粒 (图 2a), 粒子尺寸为 $1-2 \mu\text{m}$, 经 EDAX 能谱分析 (图 2b) 证实该相为初生 Al_3Sc 化合物, 其结构为 L_{12} 型面心立方^[2,9]。图中仅在部分晶粒内可看到非均质晶核, 其呈现出正方形、长方形和三角形等不同形状, 这是由于金相磨面与非均质晶核交截的结果。若非均质晶核刚好处在磨面上, 则会依其与磨面的交截部位不同而呈现不同形状; 如果非均质晶核未能与磨面交截, 在磨面上将看不到它。

图 3 给出两种实验合金经热轧变形后的晶粒组织

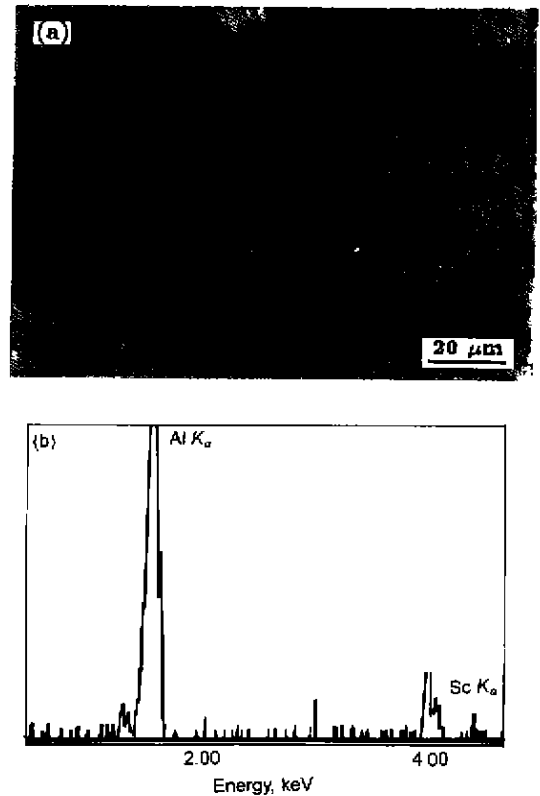


图 2 初生 Al_3Sc 颗粒及其 EDAX 图谱

Fig.2 Primary Al_3Sc particles in Al grains (a) and its EDAX pattern (b)

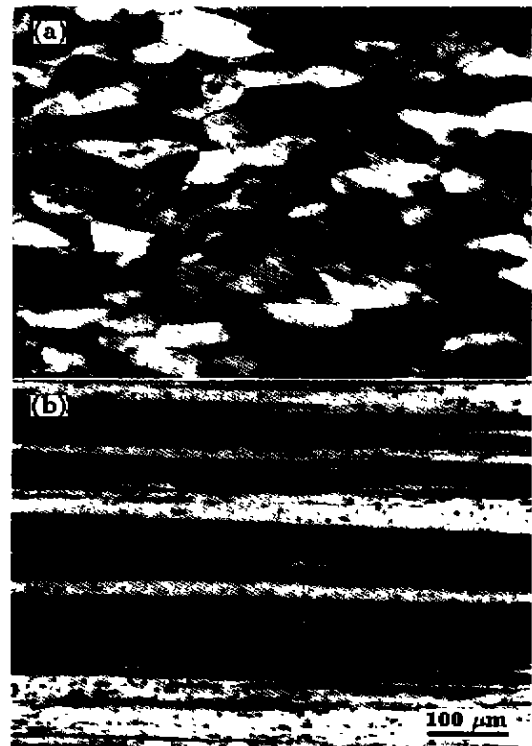


图 3 两种实验合金热轧态的晶粒组织

Fig.3 Optical micrographs of hot-rolled alloy A (a) and alloy B (b)

从图可见：热轧后合金 A 发生明显的再结晶 (图 3a); 而合金 B 晶粒沿轧向被拉长、压扁, 且呈纤维状 (图 3b), 这表明含 Sc 的 Al-Mg 合金在热轧过程中再结晶被抑制。

透射电镜研究发现, 含 Sc 合金 B 经热轧变形后形成了亚晶组织, 并且合金中析出了许多弥散、细小的第二相质点 (图 4a), 其电子衍射花样见图 4b, 可指数化为 $[001]_{Al_3Sc}$ 的衍射图, 图中的衍射斑 (100, 120 等) 来自 Al_3Sc 的超点阵衍射, 强斑点来自 Al 基体与 Al_3Sc 基本衍射, 表明粒子与基体共格。粒子尺寸为 6—17 nm, 该粒子为次生 Al_3Sc 相^[2,10]。进一步研究发现, 次生 Al_3Sc 颗粒强烈地钉扎合金中的位错和亚晶界 (图 4c), 有效地

阻止了亚晶界的迁移与合并, 从而稳定了亚晶粒结构, 抑制了合金的再结晶。

两种实验合金冷轧后在 130—450 °C 退火 1 h 后的晶粒组织如图 5 所示。由图可知, 合金 A 在 130 °C 退火

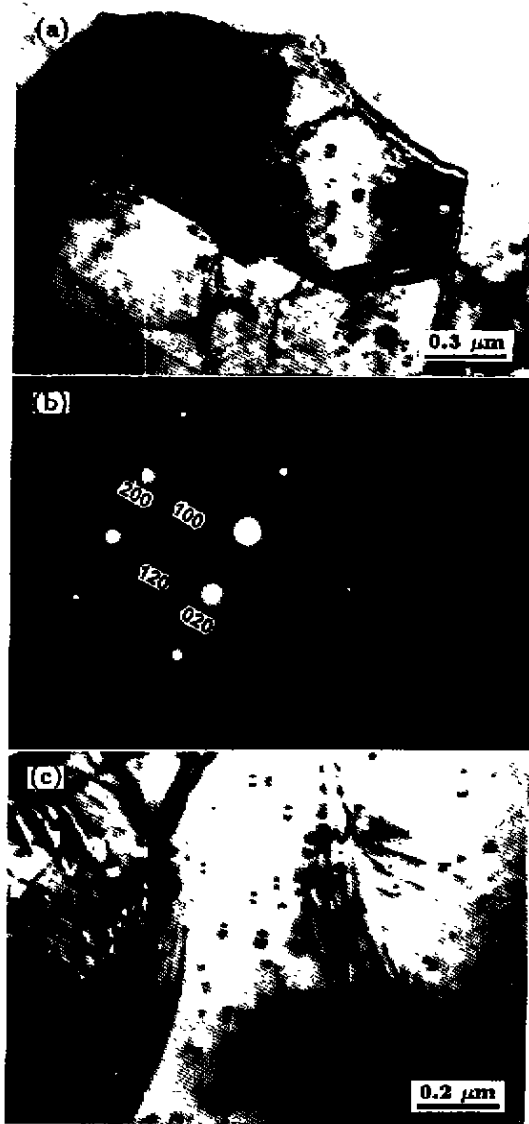


图 4 实验合金 B 热轧态的 TEM 组织
 Fig.4 TEM micrographs of hot-rolled alloy B
 (a) subgrain and secondary Al_3Sc dispersoids
 (b) $[001]$ EDP of Al_3Sc particles in Fig.4a
 (c) secondary Al_3Sc particles pinning dislocation and sub-boundary

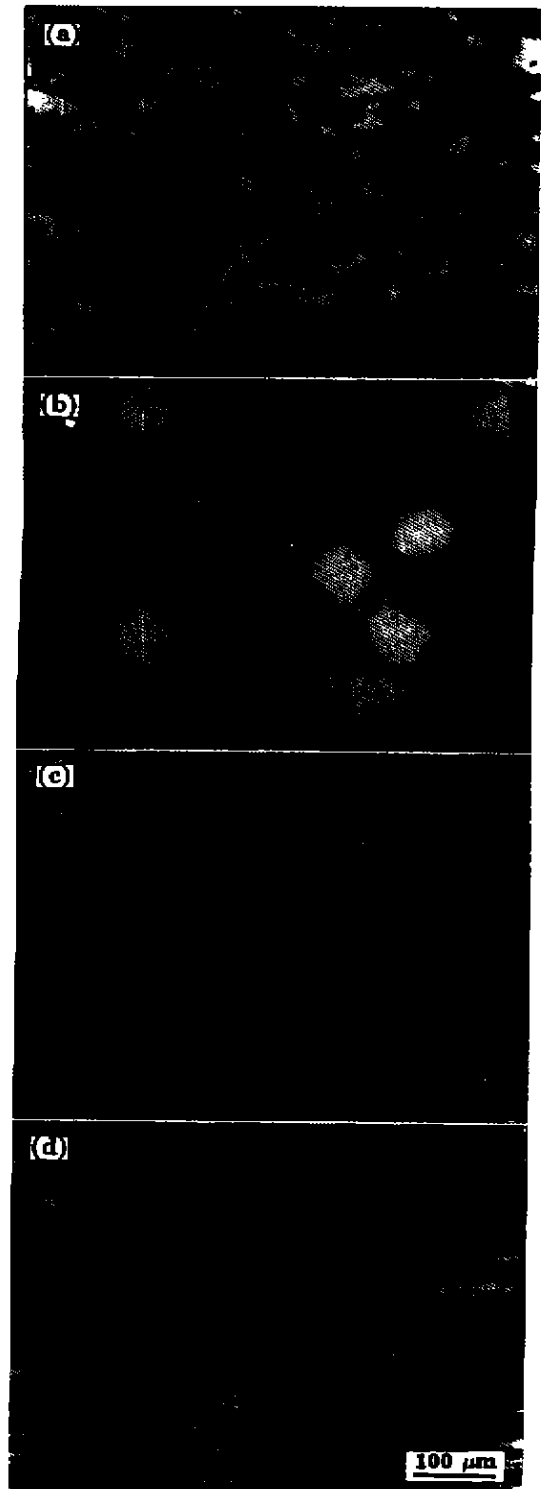


图 5 两种实验合金退火态的晶粒组织
 Fig.5 Optical micrographs of annealed alloys
 (a) alloy A, 130 °C, 1 h (b) alloy A, 340 °C, 1 h
 (c) alloy B, 130 °C, 1 h (d) alloy B, 450 °C, 1 h

就发生了完全再结晶(图 5a),随着退火温度的提高,再结晶晶粒长大(图 5b);而合金 B 退火后仍为典型的纤维状组织(图 5c),甚至在 450 °C 退火也未发生明显的再结晶现象(图 5d).这表明添加 Sc 也能有效地抑制 Al-Mg 合金在退火过程中的再结晶.

透射电镜观察分析表明,含 Sc 的合金 B 经退火处理后,由形变造成的大量杂乱缠绕的位错(图 6a)进行了重

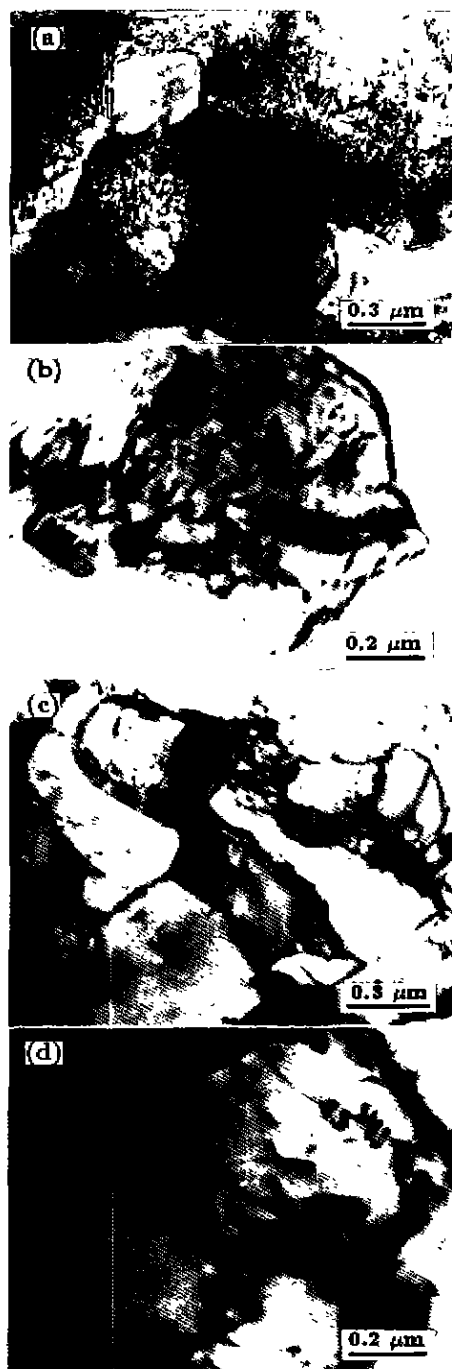


图 6 实验合金 B 退火态的 TEM 组织
Fig.6 TEM micrographs of annealed alloy B
(a) cold rolled (b), (c) annealed 130 °C, 1 h
(d) annealed 450 °C, 1 h

新排列,形成了位错墙(图 6b)和小角度亚晶界(图 6c),所形成的亚晶界仍被次生 Al_3Sc 粒子牢牢钉扎,难以发生迁移与合并,且次生 Al_3Sc 质点经高温退火亦未发生明显长大(图 6d).

2.2 微量 Sc 对 Al-Mg 合金拉伸性能的影响

两种实验合金在铸态、热轧态以及退火态(340 °C, 1 h)的拉伸性能见表 2.由表可以看出,在 Al-Mg 合金中添加微量 Sc 能显著提高合金的强度,改善合金的强塑性配合.合金的抗拉强度 σ_b 和屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 在不同状态下的提高幅度分别达到 76—163 MPa 和 95—178 MPa,而延伸率 δ 下降不大.

表 2 两种实验合金在不同状态下的拉伸性能
Table 2 Tensile properties of alloy A and alloy B

Alloy	State	σ_b , MPa	$\sigma_{0.2}$, MPa	δ , %
A	As-cast	207	107	16.8
B	As-cast	294	202	14.7
A	Hot-rolled	261	115	25.8
B	Hot-rolled	424	293	18.0
A	Annealed	282	124	25.4
B	Annealed	358	224	18.9

3 讨论

对于以 Al-Mg 为基的含 Sc 的 Al 合金,由于 Mg 与 Sc 不形成中间化合物^[11],所以 Sc 在 Al-Mg 合金中的存在形式同它在 Al-Sc 二元合金中类似.分析 Al-Sc 二元合金相图^[12]可知,它是典型的共晶相图,共晶温度为 655 °C,共晶成分为 0.55%,Sc 的极限固溶度为 0.32%.因此,当合金中 Sc 含量为 0.32%—0.55% 时,在平衡状态下除形成少量初晶 Al_3Sc 外,大部分的 Sc 以从 α -Al 中析出的次生 Al_3Sc 相的形式存在,仅有极少量的 Sc 固溶在基体中.然而,在非平衡凝固条件下,对于 Al-Mg-Sc 合金,由于 Mg 的加入,大大降低了 Sc 在 Al 中的固溶度,使共晶浓度降低,铸态合金中就会出现块状的初生 Al_3Sc 颗粒.该颗粒无论晶格类型(L_{12} 型)还是晶胞尺寸(点阵常数 $a=0.4103 \text{ nm}$)^[12],均与基体极为相近,且错配度非常小(约为 1.5%)^[13],与基体完全共格.这些特点都保证了初生 Al_3Sc 相可成为良好的非均质晶核,从而对 Al-Mg 合金晶粒的细化起到显著作用.另一方面,对于含 Sc 的 Al 合金,在实际的非平衡凝固过程中,即使在冷却速度不大的情况下,Sc 亦倾向于固溶在 α -Al 中形成过饱和固溶体,而含 Sc 的过饱和固溶体极不稳定,其分解的速度非常快^[14],所以非平衡凝固含 Sc 的 Al 合金铸锭,在随后工艺加热过程中极易析出次生 Al_3Sc .这种质点强烈地钉扎位错,阻碍位错运动,使位错滑移所需的切应力大大提高,同时阻止了亚晶界迁移与合并,对形变组织中的亚结构具

有稳定化作用,使得在变形过程中形成的由缠结位错构成的胞状组织在随后的退火过程中发生回复形成亚晶粒.从而对合金产生显著的亚结构强化作用.此外,次生 Al_3Sc 相在 Al-Mg 合金中以弥散、细小的方式析出,其本身对合金也具有极为显著的析出强化作用.因此,细晶强化、亚结构强化和析出强化是含 Sc 的 Al 合金强度提高的主要原因.

4 结论

(1) 在 Al-Mg 合金中添加微量的 Sc,消除了铸态合金的枝晶组织,合金在凝固过程中形成的初生 Al_3Sc 质点可成为有效的非均质晶核,细化了铸态合金的晶粒.

(2) Sc 的加入使 Al-Mg 合金铸锭在工艺加热过程中析出次生 Al_3Sc 质点,这种质点钉扎位错和亚晶界,使合金的晶粒组织在热轧变形和退火过程中保持纤维状,从而有效地抑制了合金的再结晶.

(3) Sc 在 Al-Mg 合金中的作用主要包括:初生 Al_3Sc 颗粒对合金铸锭产生的细晶强化,次生 Al_3Sc 质点抑制合金再结晶所产生的亚结构强化,以及它自身的析出强化作用.

(4) 在 Al-Mg 合金中添加微量 Sc 可提高不同状态合金的强度,有效地改善了合金的强塑性配合.

参考文献

- [1] Sawtell R R, Jensen C L. *Metall Trans*, 1990; 21A: 421
- [2] Norman A F, Prangnell P B, McEwen R S. *Acta Mater*, 1998; 46: 5715
- [3] Sawtell R R, Bretz P E, Jensen C L. *US Pat*, 48 744 40, 1989
- [4] Kaygorodova L I, Domashnikov V P. *Phys Met Metallogr*, 1989; 68: 160
- [5] Lin Z Q. *Mater Rev*, 1992; (3): 10
(林肇琦. 材料导报, 1992; (3): 10)
- [6] Jiang X J, Li Y Y, Gui Q H, Ma L M, Liang G J, Shi C X. *Acta Metall Sin*, 1994; 30: A355
(蒋晓军, 李依依, 桂全红, 马禄铭, 梁国军, 师昌绪. 金属学报, 1994; 30: A355)
- [7] Filatov Yu A. *J Adv Mater*, 1995; 2: 386
- [8] Elagin V I, Davydov V G, Zakharov V V, Rostova T D. In: *The 5th Int Union of Materials Research Societies Int Conf on Advanced Materials (IUMRS-ICAM99), Symposium C: Light Metal*, Beijing, 1999: 35
- [9] Blake N, Hopkins M A. *J Mater Sci*, 1985; 20: 2861
- [10] Sano N, Jo H, Hirano K, Sakurai T. *J Jpn Inst Light Met*, 1989; 39: 444
(佐野直幸, 曹亨镐, 平野贤一, 榎井利夫. 轻金属, 1989; 39: 444)
- [11] Nayeb-Hashemi A A, Clark J B. *Bull Alloy Phase Diagrams*, 1986; 7: 574
- [12] Gschneidner K A Jr, Calderwood F W. *Bull Alloy Phase Diagrams*, 1989; 10: 34
- [13] Kharakternova M L, Eskin O G, Toropova L S. *Acta Mater*, 1994; 42: 2285
- [14] Elagin V I, Zakharov V V, Rostova T D. *Met Sci Heat Treat*, 1983; 25: 546