

微量 Sc 和 Zr 对 Al-Mg-Mn 合金组织与力学性能的影响

陈 琴¹, 潘清林^{1,2}, 王 迎¹, 彭 虹², 张志野¹, 尹志民¹

(1. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083;

2. 武汉职业技术学院 轻工学院, 武汉 430074)

摘 要: 采用活性熔剂保护熔炼、水冷铜模激冷铸造制备 Al-5.8Mg-0.4Mn 和 Al-5.8Mg-0.4Mn-0.25Sc-0.1Zr(质量分数, %)两种合金铸锭。合金铸锭经热轧-中间退火-冷轧成 2 mm 薄板; 研究稳定化退火及微量 Sc 和 Zr 对 Al-Mg-Mn 合金组织与性能的影响。结果表明: 在 Al-Mg-Mn 合金中加入微量 Sc 和 Zr 后形成大量弥散的 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子, 这些粒子对位错和亚晶界具有强烈的钉扎作用, 能明显提高合金的抗再结晶能力和室温力学性能; Al-Mg-Mn-Sc-Zr 合金板材经 300 °C 退火 1 h 后可获得最佳综合力学性能, 其 σ_b 、 $\sigma_{0.2}$ 与 δ 分别为 436 MPa、327 MPa 和 16.7%。

关键词: Al-Mg-Mn-Sc-Zr 合金; 稳定化退火; 再结晶; $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子; 显微组织

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Effects of minor scandium and zirconium on microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Mn alloys

CHEN Qin¹, PAN Qing-lin^{1,2}, WANG Ying¹, PENG Hong², ZAHNG Zhi-ye¹, YIN Zhi-min¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;

2. Institute of Light Industry, Wuhan Polytechnic College, Wuhan 430074, China)

Abstract: Both Al-5.8Mg-0.4Mn and Al-5.8Mg-0.4Mn-0.25Sc-0.1Zr (mass fraction, %) alloy ingots were prepared using water chilling copper mould ingot metallurgy processing protected by active flux. The alloy ingots were finally rolled into 2 mm-thick sheets after hot rolling-intermediate annealing-cold rolling. The effects of stabilizing annealing and minor Sc, Zr on the microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Mn alloys were studied. The results show that after adding minor Sc and Zr into Al-Mg-Mn alloy simultaneously a large number of $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ particles dispersedly distribute in the matrix, which have function of strongly pinning sub-grain boundaries and dislocations. The anti-recrystallization ability and the mechanical properties of the Al-Mg-Mn-Sc-Zr alloy sheet are significantly improved. By annealing at 300 °C for 1 h, the Al-Mg-Mn-Sc-Zr alloy sheet can obtain the optimum application values of σ_b , $\sigma_{0.2}$ and δ , which are 436 MPa, 327 MPa and 16.7%, respectively.

Key words: Al-Mg-Mn-Sc-Zr alloys; stabilizing annealing; recrystallization; $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ particles; microstructure

Al-Mg-Mn 系合金具有中强、低密、耐蚀、可焊等特点, 广泛应用于航天、航空、舰船、电子、仪器仪表等行业^[1]。但是, 该类合金属于不可热处理强化合金, 主要是通过加工过程中的加工硬化来提高强度。

Al-Mg-Mn 合金经过冷轧变形后, 内部位错、空位等晶体缺陷急剧增加, 自由能随之升高而使合金处于不稳定状态。当合金在较高温度使用时会发生回复和再结晶, 使加工硬化效果部分或完全消失。添加微量合

金元素是一种有效稳定合金性能的方法。研究发现^[2-5], 向 Al-Mg-Mn 合金中添加微量 Sc 和 Zr 元素后, 合金的晶粒明显细化, 再结晶温度和强度显著提高。这主要是由于在合金中形成具有 Li_2 结构的 $Al_3(Sc, Zr)$ 粒子, 这种粒子不但在凝固过程中起非均质晶核和晶粒细化的作用, 而且在退火过程中能强烈阻碍变形合金中位错和亚结构的运动。另外, Sc 和 Zr 原子在铝合金基体中具有极低的扩散系数和固溶度, 使 $Al_3(Sc, Zr)$ 粒子在较高的温度下也难以粗化, 从而显著提高合金的强度和再结晶温度^[3, 6]。

目前, 关于 Al-Mg-Mn 合金的研究多集中于低镁含量的合金, 且主要是关于稀土元素对其性能影响的研究, 对实际应用性能及工业化生产的研究并不多。为此, 本文作者以 Al-5.8Mg-0.4Mn 和 Al-5.8Mg-0.4Mn-0.25Sc-0.1Zr 合金为研究对象, 重点研究联合添加微量 Sc 和 Zr 对 Al-5.8Mg-0.4Mn 合金的再结晶温度与性能的影响规律, 以期该类合金板材稳定化处理工艺提供理论和实验依据。

1 实验

采用活性熔剂保护熔炼, 水冷铜模激冷铸造技术以工业纯铝、纯镁、以及 Al-2.23%Sc、Al-4.48%Zr 和 Al-8.5%Mn 中间合金为原料制备了 Al-5.8Mg-0.4Mn (合金 A) 和 Al-5.8Mg-0.4Mn-0.25Sc-0.1Zr (合金 B) 两种合金铸锭。合金铸锭经 460 °C、24 h 均匀化处理至 25 mm, 然后在 470 °C 保温 3 h 后热轧至 5.7 mm, 最后经 400 °C、2 h 中间退火后冷轧至 2.0 mm 厚的薄板, 总变形量达到 92%。两种合金冷轧板材分别在 100、150、200、250、300、350、400、450、500、550、570、580 °C 退火 1 h。均匀化、中间退火及稳定化退火处理均在程序控温箱式电阻炉中进行, 误差为 ± 2 °C。

偏光金相样品经机械抛光后进行电解抛光和阳极覆膜, 之后在 POLYVER-MET 光学显微镜下用偏光观察。电解抛光溶液为 10% $HClO_3$ + 90% 无水乙醇 (体积分数), 电压 28 V 左右, 抛光时间约 30 s; 覆膜溶液为 38% H_2SO_4 + 43% H_2PO_3 + 19% H_2O (体积分数), 电压 20 V 左右, 覆膜时间约为 3 min。

拉伸试验按照 GB/T 228—2002 标准在 MTS-858 拉伸试验机上进行, 拉伸速率为 2 mm/min, 试样均沿轧向截取。在 401MVDTM 数显显微维氏硬度计上进行硬度测试, 加载载荷为 2 N, 加载时间为 10 s, 每个试样的测量次数不少于 5 次, 取平均值。在 FEI QUANTA-200 型扫描电镜上进行背散射电子成像的

高倍组织观察和二次电子成像的断口形貌观察。透射电镜样品经机械减薄后双喷穿孔而成, 电解液为 25% (体积分数) 硝酸甲醇溶液, 温度在 -25 °C 以下, 显微组织观察在 TECNAI G² 20 透射电镜上进行。

2 结果与分析

2.1 微量 Sc、Zr 对 Al-Mg-Mn 合金板材力学性能的影响

图 1 所示为冷轧合金板材 A 与 B 的室温力学性能随退火温度的变化曲线。由图 1 可知, 随稳定化退火温度的升高, 两种合金板材的强度和硬度均有所降低, 伸长率有所增加。合金板材 A 在退火温度超过 200 °C 时, 强度和硬度急剧下降, 并在 350 °C 以后趋于稳定。相对于合金板材 A, 添加了微量 Sc、Zr 的合金板材 B 其强度和硬度明显提高, 且随着退火温度的升高而缓慢降低。

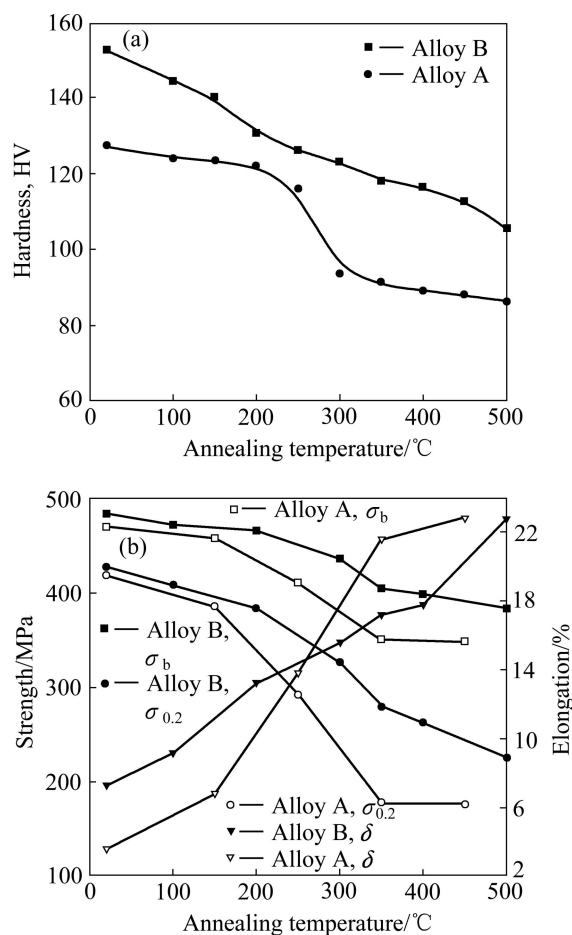


图 1 合金板材室温力学性能随退火温度的变化曲线

Fig. 1 Variations of mechanical properties of alloys sheets with annealing temperature: (a) Alloy A; (b) Alloy B

2.2 微量 Sc、Zr 对 Al-Mg-Mn 合金板材金相组织的影响

经不同温度退火处理后合金板材 A 的金相组织如图 2 所示。由图 2 可知, 合金冷轧板材 A 经 250 °C、1 h 退火处理后, 仍然是纤维状轧制变形组织(见图 2(b)); 经 300 °C、1 h 退火处理后, 合金发生了部分再结晶; 经 350 °C、1 h 退火后, 合金已完全再结晶且形成了细小均匀的再结晶晶粒; 经 450 °C、1 h 退火后, 再结晶晶粒基本上没有长大(见图 2(c)~(e)); 经 500 °C、1 h 退火处理后再结晶晶粒发生明显长大现象(见图 2(f))。

经不同温度退火处理后合金板材 B 的金相组织如图 3 所示。由图 3 可知, 合金板材 B 在 400 °C 之前退火处理未发生任何再结晶现象, 仍是纤维状轧制变形组织。当退火温度升至 450 °C 时, 基体在某些微小区域才开始发生再结晶, 形成极细小的再结晶晶粒, 退

火温度升至 570 °C 时, 合金仍未完全再结晶(见图 3(c)~(e))。经 580 °C、1 h 退火处理后, 合金才基本完全再结晶(见图 3(f))。比较图 2 和 3 可知, 在 Al-Mg-Mn 合金中添加微量 Sc 和 Zr 后, 再结晶温度至少提高了 150 °C。

2.3 微量 Sc、Zr 对 Al-Mg-Mn 合金板材第二相析出行为的影响

合金板材 A 和 B 经 500 °C、1 h 退火处理后的 SEM 像如图 4 所示。由图 4(a)可知, 合金板材 A 第二相粒子大小、分布不均匀, 主要呈类球状、方块状、三角状。经能谱分析, 图 4(a')中 1、2、3 处均为 $Al_6(Fe, Mn)$ 相, 成分如表 1 所列。合金中还存在基体 $\alpha(Al)$ 和 $\beta(Mg_5Al_8$ 或 $Mg_2Al_3)$ 相, 由于元素 Mg 与基体 Al 的相对原子量相近, 在背散射电子成像时衬度不明显, 故未能观察到这些相。由图 4(b) 可知, 合金板材 B 第二相粒子大小、

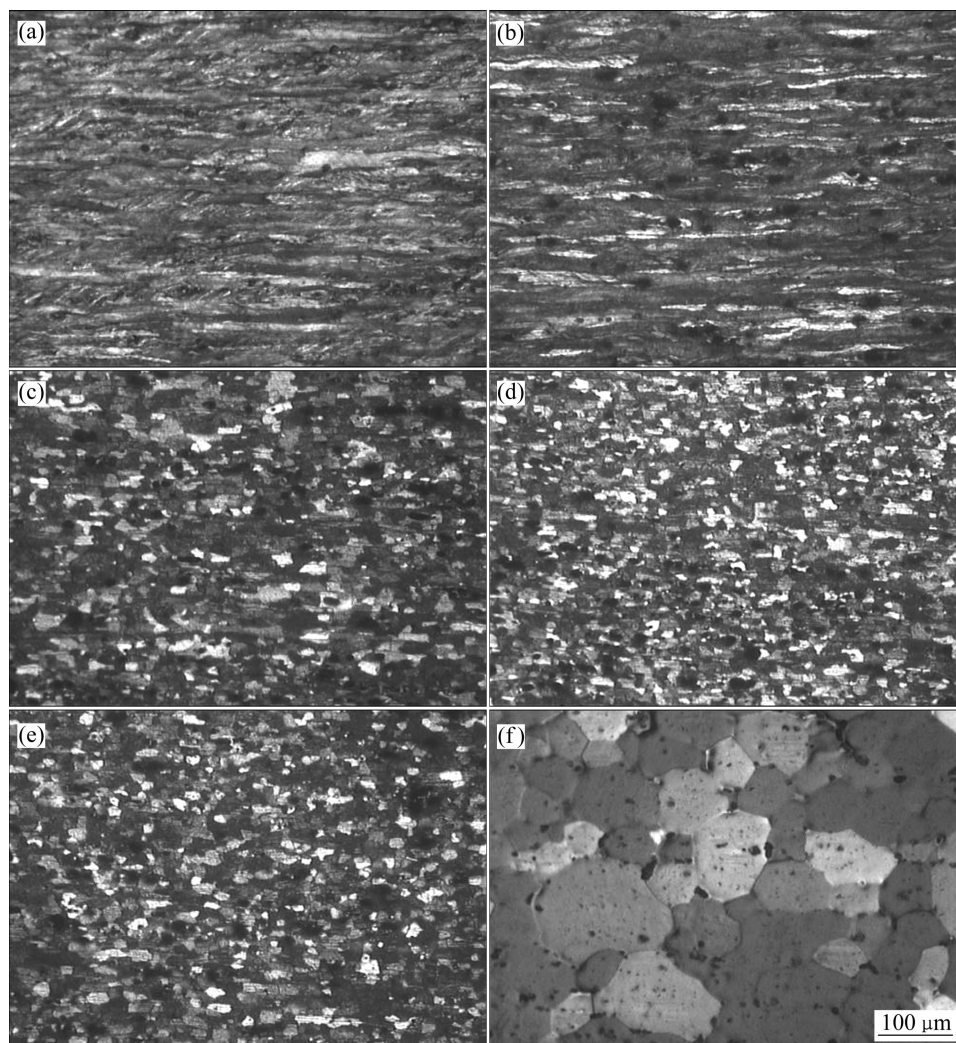


图 2 不同退火温度合金板材 A 的金相组织

Fig. 2 Microstructures of alloy sheet A annealed at various temperatures for 1 h: (a) Cold rolling; (b) 250 °C; (c) 300 °C; (d) 350 °C; (e) 450 °C; (f) 500 °C

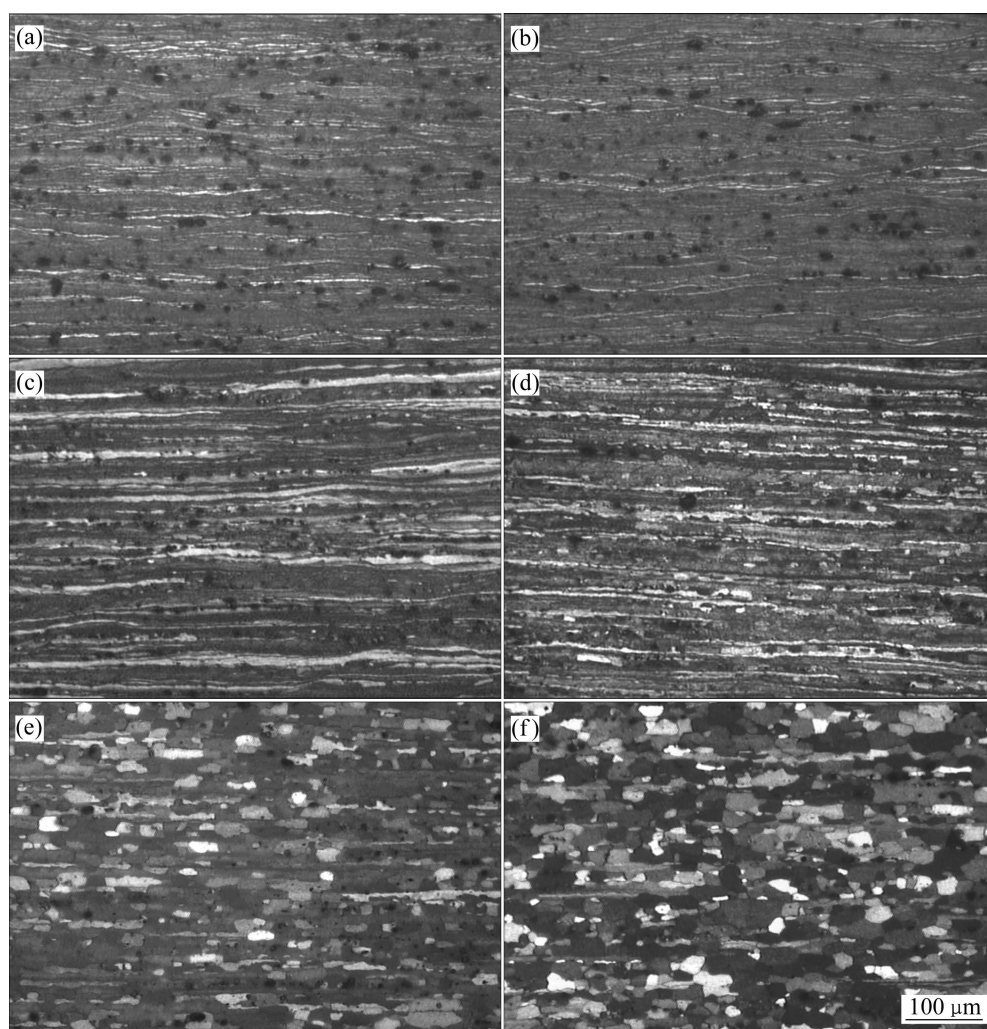


图3 不同退火温度合金板材 B 的金相组织

Fig. 3 Microstructures of alloy sheet B annealed at various temperatures for 1 h: (a) Cold rolling; (b) 400 °C; (c) 450 °C; (d) 550 °C; (e) 570 °C; (f) 580 °C

分布不均匀, 主要呈类球状、方块状、短棒状、三角状。经能谱分析, 图 4(b')中 1'处为 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$, 2'、3'处为 $\text{Al}_6(\text{Fe}, \text{Mn})$ 相, 成分如表 2 所列。当然, 合金中也存在基体 $\alpha(\text{Al})$ 和 $\beta(\text{Mg}_5\text{Al}_8$ 或 $\text{Mg}_2\text{Al}_3)$ 相, 同样无法观察到。比较图 4(a)与(b), 可知加 Sc 和 Zr 后, 合金 B 中除了合金 A 中所含相之外, 还形成了 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 相, 且合金 B 基体中的第二相粒子数量比合金 A 中的多, 尺寸更小, 分布相对均匀些。

2.4 微量 Sc、Zr 对 Al-Mg-Mn 合金板材断口形貌的影响

图 5 所示为 350 °C、1 h 退火处理后两种合金板材的断口形貌及能谱分析。由图 5 可知, 其拉伸断口均呈现典型的韧性断裂特征, 主要以穿晶断裂方式为主。由图 5(a)可看到, 许多细小的等轴状韧窝和明显塑性撕裂的痕迹, 而合金板材 B 的断口形貌中, 韧窝较小、

较浅(见图 5(b))。由此可知, 相对于合金板材 B, 合金板材 A 经 350 °C、1 h 退火后具有较高的塑性, 与之前力学性能结果一致。在图 5(a)中发现合金板材 A 韧窝底部中的析出相粒子为主要裂纹源, 通过能谱分析发现这些析出相粒子中 Fe 和 Mn 的含量较高, 主要为 $\text{Al}_6(\text{Fe}, \text{Mn})$ 化合物, Fe 主要是由熔炼过程引入的杂质元素。通过能谱分析还发现, 合金板材 B 韧窝底部的析出相粒子含有较高的 Sc 和 Zr, 主要为 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 化合物(见图 5(b))。由于 $\text{Al}_6(\text{Fe}, \text{Mn})$ 化合物粗大, 脆性高, 比起 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 化合物, 其更易成为应力集中和裂纹萌生的地方, 且 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 化合物具有细化晶粒作用, 使合金板材 B 的晶粒更为细小, 在外力作用下, 有利于协调变形, 故在 250 °C 以下退火时, 合金板材 B 的塑性较好。但在 250~450 °C 之间退火时, 合金板材 A 发生了再结晶, 形成了无畸变的新晶粒, 使晶体的变形能力增加, 故塑性得到提高。

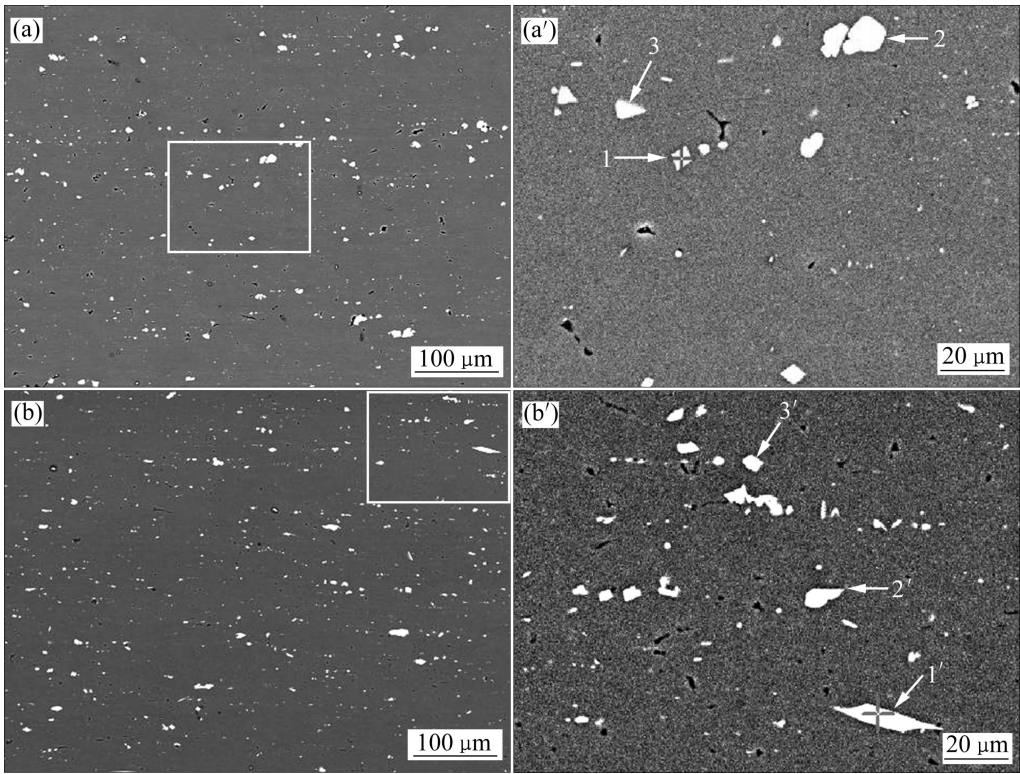


图 4 合金板材 500 °C、1 h 退火处理后的 SEM 像

Fig. 4 SEM images of alloy sheets after annealed at 500 °C for 1 h: (a), (a') Alloy A; (b), (b') Alloy B

表 1 图 4(a')中相的成分

Element	Spot 1		Spot 2		Spot 3	
	w/%	x/%	w/%	x/%	w/%	x/%
Al	76.76	87.15	76.49	86.97	76.49	86.93
Fe	11.35	06.23	11.13	06.11	05.56	03.05
Mn	11.88	06.63	12.39	06.92	17.95	10.02

表 2 图 4(b')中相的成分

Element	Spot 1'		Spot 2'		Spot 3'	
	w/%	x/%	w/%	x/%	w/%	x/%
Al	59.15	78.56	75.91	86.63	75.26	86.22
Fe	—	—	14.87	08.20	15.05	08.33
Mn	—	—	09.21	05.16	09.69	05.45
Sc	13.33	10.63	—	—	—	—
Zr	27.51	10.81	—	—	—	—

2.5 Al-Mg-Mn-Sc-Zr 合金板材再结晶行为的透射电镜观察

合金板材 B 经不同温度退火处理后的 TEM 组织如图 6 所示。由图 6 可以看出: 合金 B 经过冷轧后, 晶粒沿轧制方向被拉长压扁, 合金内存在大量胞状组织, 其胞壁出现高密度位错, 同时产生强烈的应力场 (见图 6(a))。经 200 °C、1 h 退火处理后, 变形胞状组织内的位错被吸引到胞壁, 与胞壁中的异号位错互相抵消, 使位错密度降低, 且位错变得较平直、规整, 并重新排列稀疏分布在晶界附近, 形成了清晰的胞状亚结构 (见图 6(b))。经 300 °C、1 h 退火处理后, 胞内变得几乎无位错, 胞壁变薄, 且更清晰, 单胞也有所长大, 此时的胞状组织实际上就是亚晶粒。并可观察到有球形第二相粒子存在, 且第二相粒子强烈地钉扎亚晶界和位错 (见图 6(c))。进一步提高退火温度至 350 °C, 合金基体内回复过程非常明显, 由于晶界的弓出迁移, 形成了许多小角度亚晶界和亚晶, 其亚晶大小不均匀, 此外, 还能发现有位错墙以小角度晶界分割晶粒成亚晶, 为了降低界面能, 这些小角度晶界之后会合并为大位向差亚晶界 (见图 6(d))。经过 450 °C、1 h 的退火处理后, 基体已完全回复, 形成了大角度亚晶界和亚晶 (见图 6(e))。

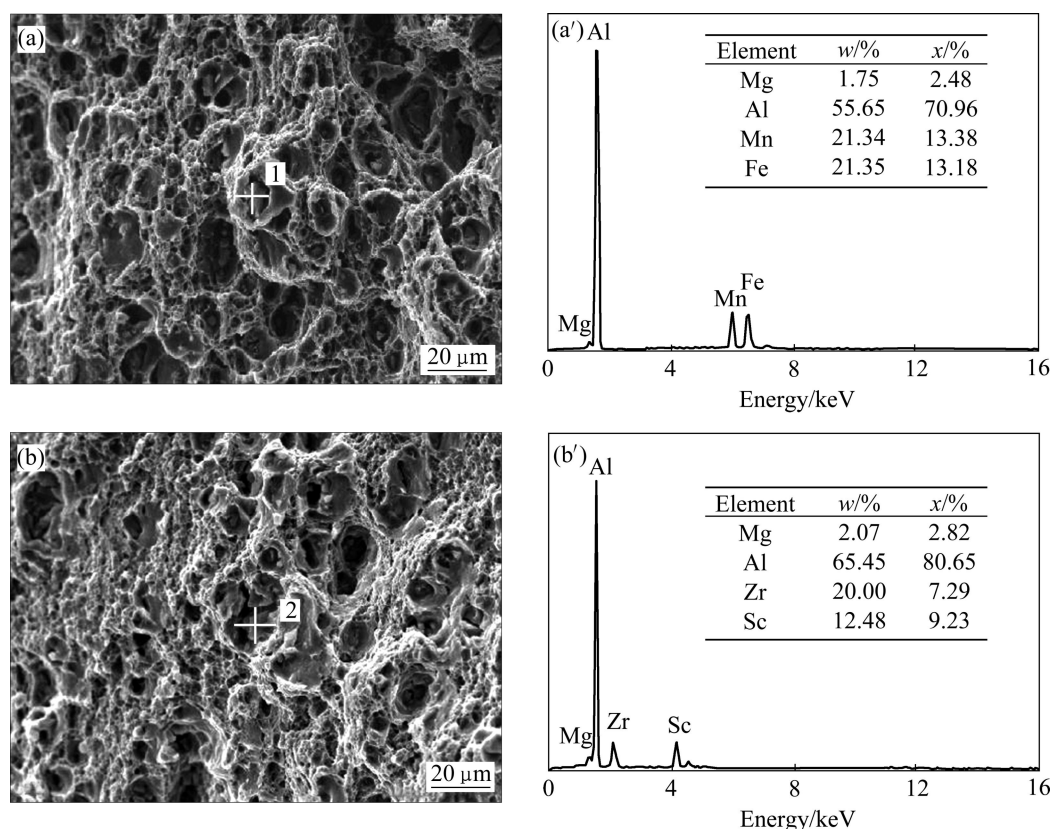


图5 350 °C、1 h 退火处理合金板材口形貌及能谱分析

Fig. 5 Fractographs(a), (b)) and EDS patterns((a'), (b')) of alloy sheets annealed at 350 °C for 1 h: (a), (a') Alloy A; (b), (b') Alloy B

3 讨论

3.1 微量 Sc、Zr 对 Al-Mg-Mn 合金再结晶行为的影响

由合金化原理可知, 合金元素在铝合金中可以以两种形式存在, 即固溶体和金属间化合物。根据 Hume-Rothery 规则^[7], 当溶质和溶剂的原子尺寸差超过 14%~15% 时, 合金体系只能形成固溶度很小的固溶体; 当二者电负性差 $\Delta\chi > 0.4 \sim 0.5$ 时, 有利于形成化合物而使固溶度减小。Sc 和 Zr 的原子半径和电负性与 Al 原子差别较大(见表 3), 室温条件下二者在铝合金固溶体中的溶解度非常小, 故合金在高温结晶后的冷却及随后的热加工过程中会析出大量细小、弥散、共格的 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子, 尺寸约为 10~30 nm, 室温下与基体的错配度为 0.99%~1.33%, 能够形成稳定的共格应力场。由上可知, Sc、Zr 合金元素在 Al-Mg-Mn 合金中以少量固溶体和大量细小的 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 第二相粒子这两种形式存在, 它们对该类合金的再结晶行为均有明显的影响。

3.1.1 Sc、Zr 合金元素形成的固溶体对合金再结晶行为的影响

由于溶质原子与溶剂原子存在尺寸和价电子数等方面的差别, 使周围溶剂原子在一定范围内产生点阵畸变, 形成畸变能, 导致固溶体能量增加, 从而使晶体结构处于不稳定状态; 同时, 晶体内的各种晶体缺陷也会造成晶体的内应力和能量分布的不均匀, 使晶体结构处于不稳定状态。但是, 当溶质原子与晶体缺陷相结合时, 二者之间会产生明显的交互作用(如溶质原子与空位的复合, 与位错之间的交互作用等), 降低点阵畸变减少晶体缺陷, 从而降低整个系统的能量, 使晶体结构趋于相对稳定的状态。溶质原子与溶剂原子的尺寸和价电子数差别越大, 则溶质原子与晶体缺陷的结合能越大, 交互作用越强烈, 从而能更有效地阻碍这些缺陷运动, 抑制回复过程的进行及亚晶在退火时的形成和长大, 使合金的再结晶温度显著提高。

此外, 再结晶形核时要通过原子的扩散形成新的表面, 由于溶质原子与溶剂原子的各种差异, 在合金中添加微量的 Sc、Zr 会增加形核时的表面能与扩散激活能, 抑制再结晶形核, 所以也会提高合金的再结晶温度。

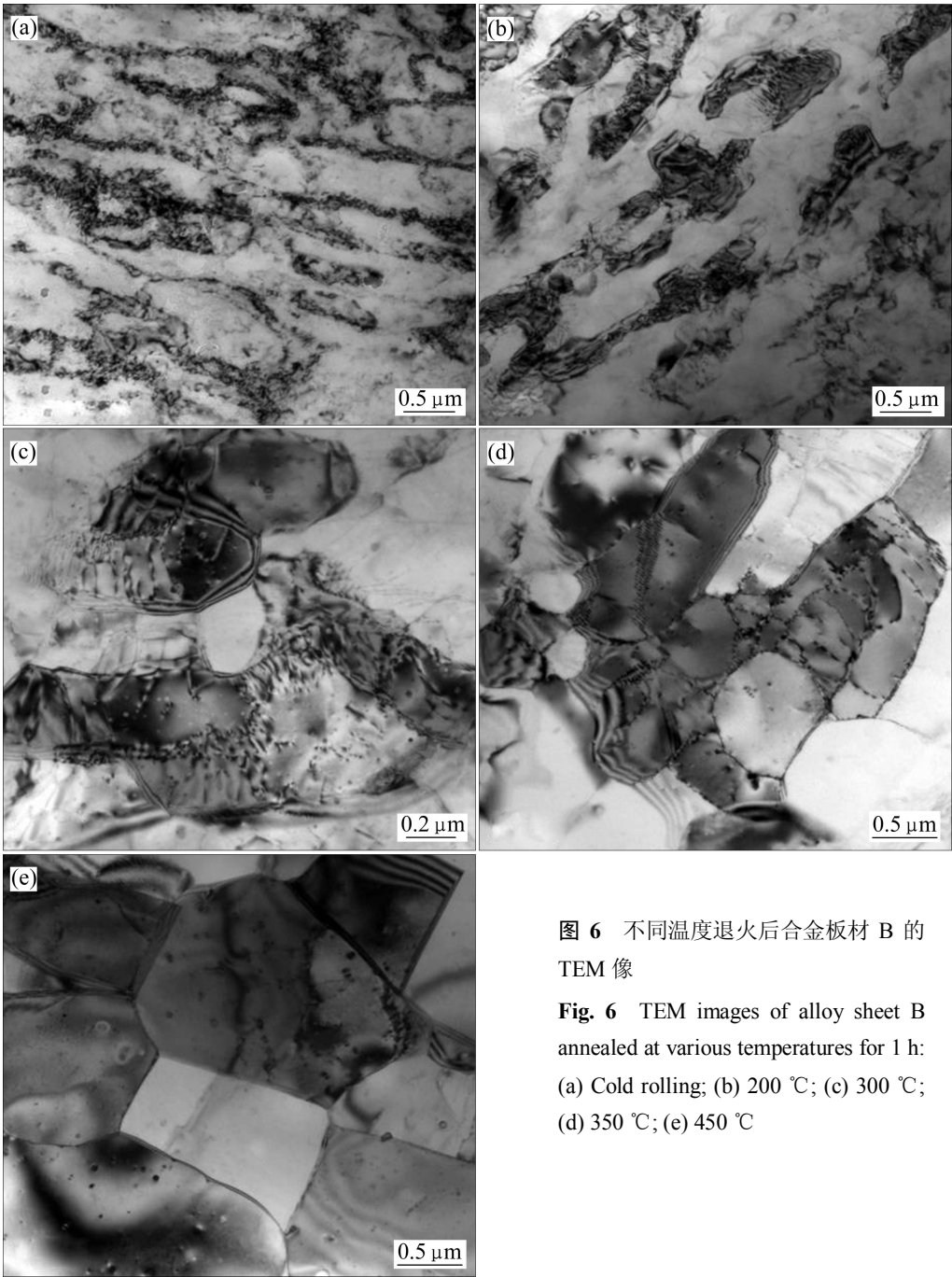


图 6 不同温度退火后合金板材 B 的 TEM 像

Fig. 6 TEM images of alloy sheet B annealed at various temperatures for 1 h: (a) Cold rolling; (b) 200 °C; (c) 300 °C; (d) 350 °C; (e) 450 °C

表 3 铝、钪和锆的原子半径和电负性

Table 3 Atomic radius and electricity negative of Al, Sc and Zr atoms

Element	Atomic radius/nm	Radius relative difference/%	Electricity negative	Electricity negative difference
Al	0.182		1.61	
Sc	0.209	14.8	1.36	0.25
Zr	0.216	18.7	1.33	0.28

3.1.2 Sc、Zr 合金元素形成的 Al₃(Sc, Zr)第二相粒子对合金再结晶行为的影响

第二相粒子是促进还是阻碍再结晶，主要取决于第二相粒子在基体中的分布和大小。一般认为^[8]，在粒子间距和粒子直径较大($\lambda \geq 1 \mu\text{m}$, $d \geq 0.3 \mu\text{m}$)的情况下，第二相粒子促进再结晶，而在粒子间距和粒子直径较小($\lambda < 1 \mu\text{m}$, $d < 0.3 \mu\text{m}$)的情况下，第二相粒子阻碍再结晶。由图 7(a)可知，Al-Mg-Mn-Sc-Zr 合金经 350 °C 退火 1 h 后，可以清晰地观察到大量呈豆瓣状与基体共格的 Al₃(Sc, Zr)粒子，Al₃(Sc, Zr)粒子平均间距

$\lambda \approx 0.065 \mu\text{m}$ ($\ll 1 \mu\text{m}$), 粒子平均直径 $d \approx 0.1 \mu\text{m}$ ($< 0.3 \mu\text{m}$), 此时 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子将阻碍再结晶。由图 7(b) 可知, Al-Mg-Mn-Sc-Zr 合金经 350°C 退火 1 h 后, 第二相粒子强烈地钉扎亚晶界, 阻碍亚晶界的运动, 使亚晶界呈波浪状向前迁移。合金经 450°C 退火 1 h 后, $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子平均间距 $\lambda \approx 0.1 \mu\text{m}$ ($< 1 \mu\text{m}$), 粒子平均直径 $d \approx 0.15 \mu\text{m}$ ($< 0.3 \mu\text{m}$), $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子仍呈豆瓣状与基体共格, 基本没有粗化(见图 7(c))。研究表明^[9-12], $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子与基体的共格性能够在 550°C 时仍得以保留, 对位错和亚晶界有强烈的钉扎作用, 能有效地阻止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。

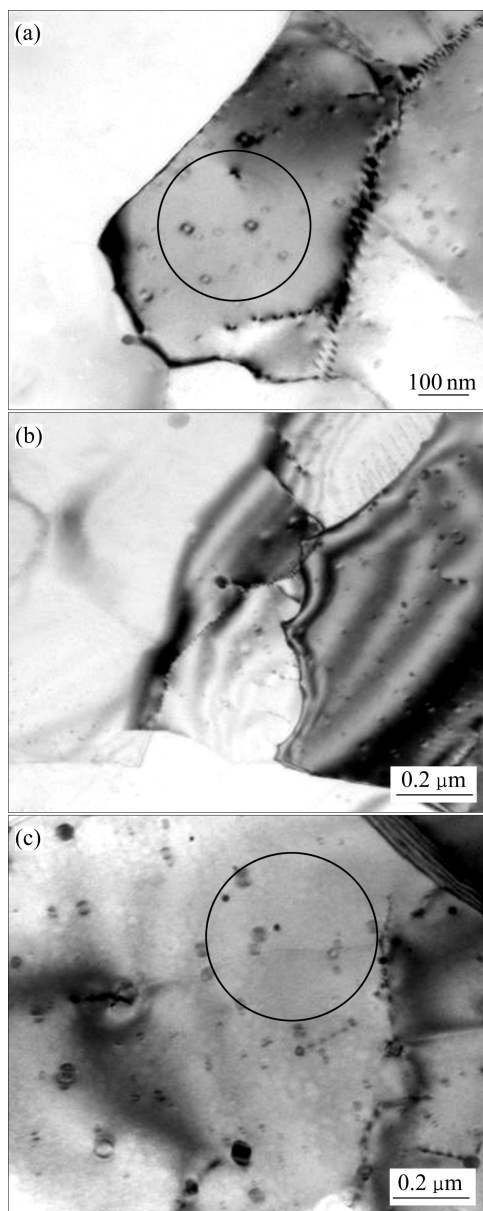


图 7 不同退火温度 1 h 后 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子的 TEM 像

Fig. 7 TEM images of $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ particles annealed at various temperatures for 1 h: (a), (b) 350°C ; (c) 450°C

由于 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子在合金各个晶粒之间的分布存在差异, 晶粒中无 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子的区域会优先发生再结晶, 随着退火温度的升高, 晶粒中那些包含细小弥散 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子的区域也开始发生再结晶, 再结晶分数随着温度的升高逐渐增加。因而, 添加微量的 Sc 和 Zr 能使 Al-Mg-Mn 合金的再结晶起始温度尤其是再结晶终了温度大幅度提高, 再结晶发生的温度区间变宽, 再结晶行为受到强烈阻碍。

3.2 微量 Sc、Zr 对 Al-Mg-Mn 合金力学性能的影响

实验结果表明, 添加 Sc 和 Zr 的 Al-Mg-Mn 合金强度、硬度有很大的提高, 特别是经过高温退火后还能保持较高的硬度, 这主要是来自于 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子对铸态合金的细晶强化、第二相强化作用和退火过程中对亚结构的稳定作用。

初生的 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 相能起到直接细化铸态晶粒的效果, 并且 Zr 在合金中可以有效地促进含 Sc 的弥散、细小二次化合物 Al_3Sc 相析出, 并能部分取代 Al_3Sc 相中的部分 Sc 原子, 在均匀化退火过程中析出纳米级二次 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 相质点^[13-16], 这些细小的质点弥散在基体中, 分布也比较密集, 对位错和亚晶界具有强烈地钉扎作用, 使位错滑移所需切应力大大提高而难以启动, 从而引起合金的强化。由于 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 相硬度较高, 位错通过颗粒时需要采用 Orowan 绕过机制^[17]。 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 相析出强化引起的屈服强度增量可以描述为^[18]:

$$\Delta\sigma_{0.2} = 0.2Gb \frac{2}{\lambda} \ln(r/b)$$

式中: G 为弹性模量; b 为 Burgers 矢量的大小; r 为颗粒平均半径; λ 为颗粒之间的平均距离。第二相质点的析出强化效果主要由其尺寸和体积分数来决定, 尺寸越小, 体积分数越高, 合金的析出强化效应越大。

此外, 这些质点对位错和亚晶界具有强烈的钉扎作用(见图 6(c)和 7(b)), 同时对形变组织中的亚结构具有强烈的稳定化作用, 使合金在变形过程中形成由位错缠结而构成的胞状组织, 在随后的退火处理中, 这些胞状组织发生回复形成由二维位错网络组成的亚晶界, 从而对合金起到强烈的亚结构强化作用。

4 结论

1) 添加微量的 Sc 和 Zr 后, Al-Mg-Mn 合金的再结晶起始温度, 尤其是再结晶终了温度大幅度提高,

再结晶发生的温度区间变宽, 再结晶行为受到强烈阻碍。

2) Sc 和 Zr 元素在 Al-Mg-Mn 合金中主要以大量 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 复合相质点的形式存在, $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 质点与基体共格, 且非常细小、弥散地分布在基体中, 该质点具有显著的抑制合金再结晶和提高合金强度的作用。

3) 添加微量的 Sc 和 Zr 后, Al-Mg-Mn 合金的强度和硬度均大幅度提高, 且仍保持着良好的塑性。经 300 °C 退火 1 h 后, 合金能获得最佳综合力学性能, 分别为 $\sigma_b=436 \text{ MPa}$, $\sigma_{0.2}=327 \text{ MPa}$, $\delta=16.7\%$ 。

REFERENCES

- [1] FILATOV Y A, YELAGIN V I, ZAKHAROV V V. New Al-Mg-Sc alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2000, 280(1): 97–101.
- [2] GABRIEL M N, ALAN J A. Precipitation of Al_3Sc in binary Al-Sc alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2001, 318(1/2): 144–154.
- [3] MIURA Y, SHIOYAMA T, HARA D. Recrystallization of Al-3Mg and Al-3Mg-0.2Sc alloys[J]. *Materials Science Forum*, 1996, 217-222: 505–510.
- [4] BEREZINA A L, CHUISTOV K V, KOLOBNEV N I, KHOKHLATOVA L B, MONASTYRSKAYA T A. Sc in aluminum alloys[J]. *Materials Science Forum*, 2002, 396/402: 741–746.
- [5] LANCZOWSKI B, HACK T, WIESER D, TEMPUS G, FISCHER G, BECKER J, FOLKERS K, BRAUN R, LUTJERING G. Al-Mg-Sc alloys for transportation technology[J]. *Materials Science Forum*, 2000, 331/337: 957–964.
- [6] DOUGHERTY L M, ROBERTSON I M, VETRANO J S. Direct observation of the behavior of grain boundaries during continuous dynamic recrystallization in an Al-4Mg-0.3Sc alloy[J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(15): 4367–4378.
- [7] HUME-ROTHERY W, SMALLMAN R E, HAWORTH C W. The structure of metals and alloys[M]. London: The Metals and Metallurgy Trust, 1988: 233–248.
- [8] 李 超. 金属学原理[M]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 1989: 321–325.
LI Chao. Fundamentals of metallurgy[M]. Harbin: Harbin Institute of Technology Press, 1989: 321–325.
- [9] 赵卫涛, 闫德胜, 戎利建. 变形 Al-Mg-Sc-Zr 合金退火组织的 TEM 观察[J]. *金属学报*, 2005, 41(11): 1150–1154.
ZHAO Wei-tao, YAN De-sheng, RONG Li-jian. The observation of annealing microstructure of deformed Al-Mg-Sc-Zr alloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2005, 41(11): 1150–1154.
- [10] 尹志民, 朱大鹏, 姜 峰. Al-Mg-Mn 和 Al-Mg-Mn-Sc-Zr 合金的再结晶[J]. *材料工程*, 2004(6): 3–6.
YIN Zhi-min, ZHU Da-peng, JIANG Feng. Recrystallization of Al-Mg-Mn and Al-Mg-Mn-Sc-Zr alloys[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2004(6): 3–6.
- [11] OCENASEK V, SLAMOVA M. Resistance to recrystallization due to Sc and Zr addition to Al-Mg alloys[J]. *Materials Characterization*, 2001, 47(2): 157–162.
- [12] DOHERTY R D, HUGHES D A, HUMPHREYS F J, JONAS J J, JUUL JENSEN D, KASSNER M E, KING W E, MCNELLEY T R, MCQUEEN H J, ROLLETT A D. Current issues in recrystallization: A review[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1997, 238(2): 219–274.
- [13] 杜 刚, 闫德胜, 戎利建. 中间退火温度对多道次冷轧 Al-Mg-Sc-Zr 合金力学性能的影响[J]. *金属学报*, 2008, 44(10): 1209–1212.
DU Gang, YAN De-sheng, RONG Li-jian. Influence of intermediate annealing temperatures on mechanical properties of repeatedly cold-rolled Al-Mg-Sc-Zr alloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2008, 44(10): 1209–1212.
- [14] 张永红, 尹志民. 微量 Sc、Zr 对 Al-Mg 合金的组织 and 力学性能的影响[J]. *稀土*, 2002, 23(3): 29–32.
ZHANG Yong-hong, YIN Zhi-min. Effect of limited content Sc and Zr on microstructure and tensile property of Al-Mg alloy[J]. *Chinese Rare Earths*, 2002, 23(3): 29–32.
- [15] 尹志民, 高拥政, 潘清林, 张永红, 尹松波. 微量 Sc 和 Zr 对 Al-Mg 合金铸态组织的晶粒细化作用[J]. *中国有色金属学报*, 1997, 7(4): 75–78.
YIN Zhi-min, GAO Yong-zheng, PAN Qing-lin, ZHANG Yong-hong, YIN Song-bo. Effect of trace Sc and Zr on grain refinement of as-cast Al-Mg alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 1997, 7(4): 75–78.
- [16] 杜 刚, 杨 文, 闫德胜, 戎利建. Al-Mg-Sc-Zr 合金中初生相的析出行为[J]. *中国有色金属学报*, 2010, 20(6): 1083–1087.
DU Gang, YANG Wen, YAN De-sheng, RONG Li-jian. Precipitation behaviors of primary phases in Al-Mg-Sc-Zr alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2010, 20(6): 1083–1087.
- [17] ROYSET J, RYUM N. Scandium in aluminium alloys[J]. *International Materials Reviews*, 2005, 50(1): 19–44.
- [18] 黄乾尧, 李汉康. 高温合金[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2000: 22–26.
HUANG Qian-yao, LI Han-kang. Superalloys[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2000: 22–26.

(编辑 龙怀中)