

[文章编号] 1004- 0609(2002) 05- 0972- 05

微量 Mn 对 Al-Mg-Si 合金微观组织与拉伸性能的影响^①

潘青林¹, 李绍禄², 邹景霞¹, 尹志民¹

(1. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083; 2. 湖南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410082)

[摘 要] 研究了微量 Mn 对 Al-Mg-Si 合金的微观组织与拉伸性能的影响。结果表明: 微量 Mn 在 Al-Mg-Si 合金中主要以粒状 $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ 弥散相的形式存在, 尺寸为 12~ 210 nm, 均匀、弥散分布在基体中, 有效地钉扎位错和亚晶界, 抑制合金热挤压变形过程中的再结晶; 均匀化处理过程中微量 Mn 可促进长针状 $\beta\text{-Al}_9\text{FeSi}$ 相向粒状 $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ 相转变, 这种含 Mn 的 α 相弥散颗粒可作为合金时效强化相 $\beta'(\text{Mg}_2\text{Si})$ 的非均匀成核位置, 促进 β' 相的析出, 从而强化合金, 使合金获得较好的强塑性配合。

[关键词] Al-Mg-Si 合金; 微观组织; 拉伸性能; 弥散相

[中图分类号] TG 146.2

[文献标识码] A

Al-Mg-Si 系合金因具有中等强度、优良的挤压加工性、耐蚀性和可焊性, 已广泛应用于现代建筑、交通运输和兵器等领域。随着运载工具和车辆朝高速化和轻量化方向发展, 对 Al-Mg-Si 系合金的性能提出了更高的要求。研究表明^[1~ 6]: 采用 Mn, Cr, Zr 等过渡族元素进行微合金化有利于改善该系合金的性能, 但对这些微合金化元素尤其是 Mn 在 Al-Mg-Si 合金中的存在形式与作用机理的研究却不多见。为此, 本文作者采用透射电镜 (TEM)、扫描电镜 (SEM) 和光学显微镜详细研究了微量 Mn 在 Al-Mg-Si 合金中不同处理态 (铸态、均匀化态、挤压态、时效态) 下的存在形态、分布特点及其对合金性能的影响, 探讨了微量 Mn 在 Al-Mg-Si 合金中的作用机制。

1 实验

以工业纯 Al、纯 Mg 和 AlSi、AlMn 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。

表 1 实验用合金的化学成分

Table 1 Chemical compositions of test alloys (mass fraction, %)

Alloy	Si	Mg	Mn	Fe	Al
A	0.66	0.63	0.29	0.17	Bal.
B	0.65	0.60	—	0.15	Bal.

合金在电阻炉内进行熔炼, 熔炼温度控制在 730~ 750 °C, 采用半连续铸造铸成 d 192 mm 的圆棒。铸锭经 580 °C, 4 h 均匀化退火处理后, 在 25 MN 挤压机上热挤压成 80 mm × 60 mm × 4 mm 的空心型材。挤压后型材采用在线强制风冷淬火至室温, 然后在 175 °C, 8 h 下进行时效处理 (T5 态)。时效后试样在 CS2210 型万能材料试验机上进行拉伸试验。金相样品经机械抛光后, 用氟硼酸水溶液电解抛光并阳极复膜, 在 POLYVAR—MET 金相显微镜下观察。透射电镜样品采用双喷电解减薄制取, 电解液为 30% (体积分数) 硝酸甲醇混合液, 电镜观察在日立 H-800 透射电镜上进行。在 AMARY KYKY-2800 扫描电镜上利用背散射电子像进行能谱分析 (EDAX)。

2 结果与讨论

2.1 合金的微观组织

图 1 所示为合金 A 在铸态下的 TEM 显微组织。由图 1 可以看出, 铸态下合金 A 中出现了较多的第二相粒子, 分布不均匀, 形貌大多数呈长针状、短棒状和多边形块状 (图 1(a))。为了确定这些第二相颗粒的组成, 对铸态下的合金进行了扫描电镜背散射电子像能谱分析, 分析结果表明, 长针状相为 $\beta\text{-Al}_9\text{FeSi}$, 短棒状相为含 Mn 的 $\text{Al}(\text{FeMn})\text{Si}$, 块状相为未溶解的 Mg_2Si 。

① [基金项目] 国家计委“九五”攻关资助项目 (计高技[1998]2445)
[作者简介] 潘青林 (1964-), 男, 教授, 博士。

[收稿日期] 2001- 11- 05; [修订日期] 2002- 01- 28

由于合金中 Mg 与 Si 含量之比小于形成 Mg_2Si 化合物的 Mg 与 Si 质量比 1.73, 所以还可观察到少量过剩 Si 相和三元共晶相($Al+Mg_2Si+Si$)的存在(图 1(b))。而未加 Mn 的合金 B 铸态下除无短棒状的含 Mn 的 $Al(FeMn)Si$ 相外, 其它的第二相均类似于合金 A, 但结晶时晶粒与合金 A 相比较为粗大。

两种合金铸锭经均匀化处理后的 TEM 组织见图 2。由图 2 可见, 合金 A 中粗大第二相粒子的形态、尺寸和分布经均匀化处理后发生了明显的变

化, 块状 Mg_2Si 相和低熔点的共晶组织均被溶解到基体中, 长针状 $\beta-Al_9FeSi$ 相和短棒状 $Al(FeMn)Si$ 相发生了转变, 形成了细小的粒状颗粒(图 2(a)), 尺寸为 12~210 nm, 均匀、弥散分布在 $\alpha(Al)$ 基体上, 经能谱分析确定, 这些颗粒为含 Mn 的弥散质点, 即 $\alpha-Al_{15}(FeMn)_3Si_2$ 相(图 2(b)), 这与 Zajac 和 Mulazimoglu 等^[7~9]的研究结果相符。而合金 B 中长针状 $\beta-Al_9FeSi$ 相经均匀化处理后基本上变成

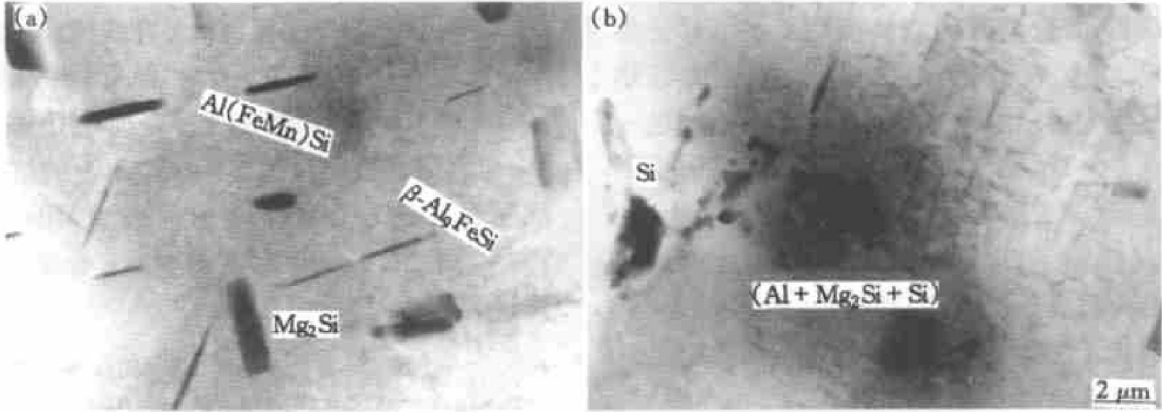


图 1 铸态合金 A 的 TEM 显微组织

Fig. 1 TEM micrographs of as-cast alloy A

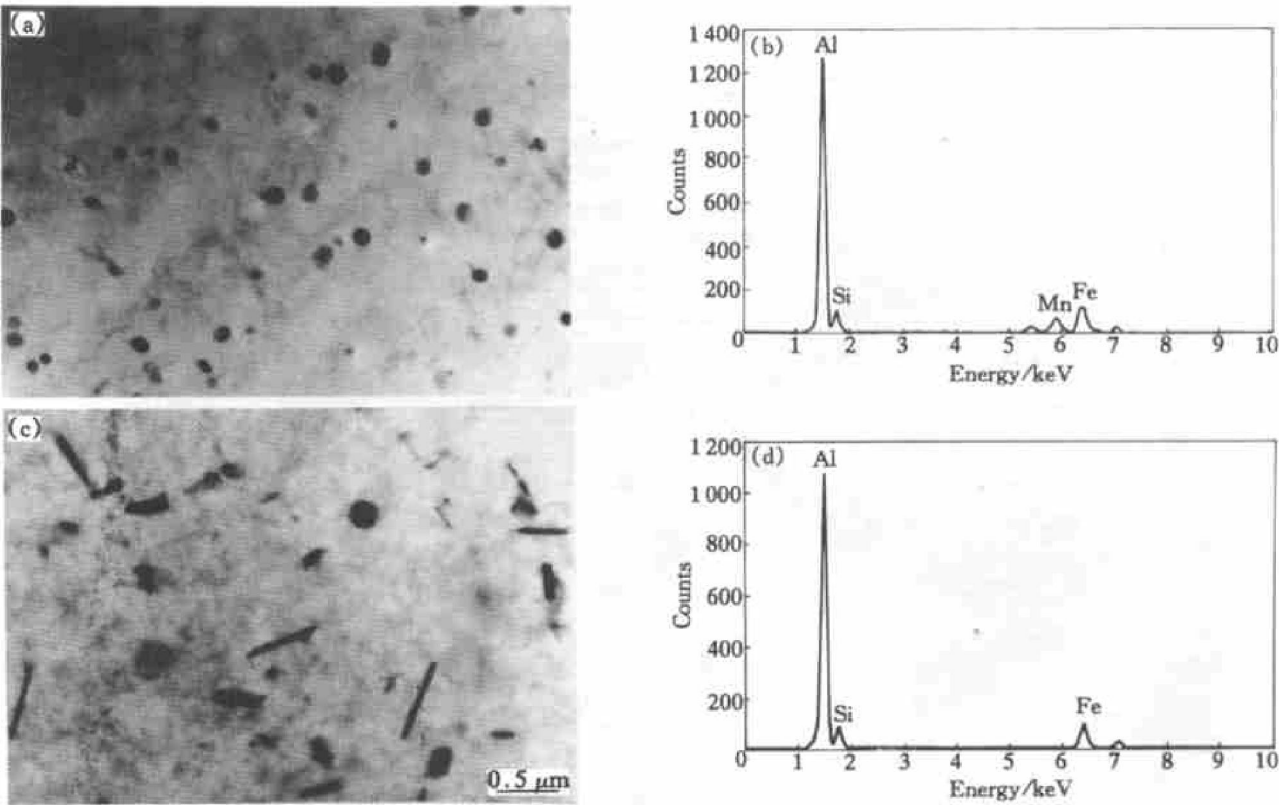


图 2 合金铸锭经均匀化后的 TEM 组织

Fig. 2 TEM micrographs of as-homogenized alloys

(a) —Alloy A; (b) —EDAX spectrum of $\alpha-Al_{15}(FeMn)_3Si_2$ dispersoids;
(c) —Alloy B; (d) —EDAX spectrum of $\beta-Al_9FeSi$ phase

了短棒状 AlFeSi (图 2(c), (d)), 粒状颗粒很少。由此可见, 在均匀化退火过程中, Mn 促进了 Al-Mg-Si 合金中长针状 β 相向粒状含 Mn 的 α 相的转变。已有研究表明^[9, 10]: β 相为单斜晶系, 对 Al-Mg-Si 合金的力学性能、挤压加工性能和加工材的表面质量会产生不利影响, 而 α 相为立方结构, 有利于改善合金的性能。

均匀化处理后的合金铸锭经热挤压变形后的晶粒组织如图 3 所示。从图 3 可见, 合金 A 经热挤压后晶粒沿挤压方向被拉长, 呈纤维状的未再结晶组织(图 3(a)), 而合金 B 经热挤压后发生了部分再结晶(图 3(b)), 表明含 Mn 的 Al-Mg-Si 合金在热挤压变形过程中再结晶被抑制。采用透射电镜进一步观察发现, 含 Mn 的 Al-Mg-Si 合金挤压后形成了大量的亚晶组织(图 3(c)), 弥散细小的含 Mn 的粒状 $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ 相分布在基体中, 强烈地钉扎合金中的亚晶界(图 3(c)) 和位错(图 3(d)), 从而有效地阻止了合金亚晶界的迁移与合并, 稳定亚晶粒结构, 抑制了合金的再结晶。

图 4 所示为两种实验合金挤压型材经在线风淬时效处理后(T5 态)的 TEM 组织。由图 4 可以看出, 合金 A 基体中析出了大量细小时效沉淀相 β

(Mg_2Si), 并且析出密度较大, 而未加 Mn 的合金 B 时效沉淀相 β 析出很少, 这主要是由于合金 A 中含 Mn 的 α 相弥散质点可作为 β 相时效过程中的非均匀成核位置而诱发其成核, 从而加速了 β 相的析出^[4, 5]。 β 相是 Al-Mg-Si 系合金的主要强化相^[11], 密排六方结构, 点阵常数 $a=7.05 \text{ \AA}$, $c=4.05 \text{ \AA}$, 与 $\alpha(\text{Al})$ 基体保持半共格关系, 其位向关系为: $(001)_{\beta} // (110)_{\text{Al}}$, $[110]_{\beta} // [001]_{\text{Al}}$ 。

2.2 合金的拉伸性能

两种实验合金挤压型材经在线风淬, 接着于 175°C 时效 8 h(T5 态)后的室温拉伸力学性能见表 2。

由表 2 可知, 在 Al-Mg-Si 合金中添加微量的 Mn 可显著提高合金的强度, 合金 A 的抗拉强度 σ_b 和屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 提高幅度分别达 56 MPa 和 73 MPa。可见, 添加微量 Mn 能使 Al-Mg-Si 合金获得较好的强度和塑性配合。

表 2 实验合金 T5 态下的拉伸性能

Table 2 Tensile properties of alloy A and alloy B

Alloy	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\delta/\%$
A	260	235	10.8
B	204	162	13.7

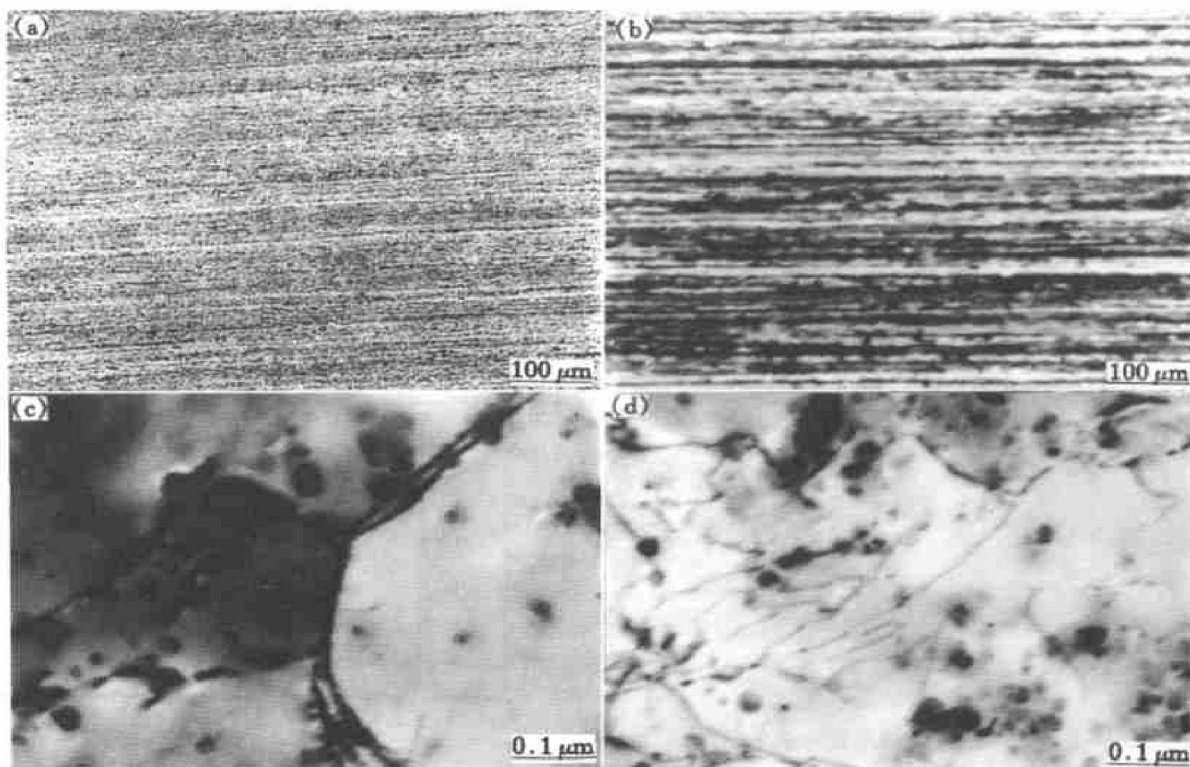


图 3 实验合金挤压态下的显微组织

Fig. 3 Microstructures of as-extruded alloys

(a) —Alloy A; (b) —Alloy B; (c) — α dispersoids pinning subgrain boundary;
(d) — α dispersoids pinning dislocations

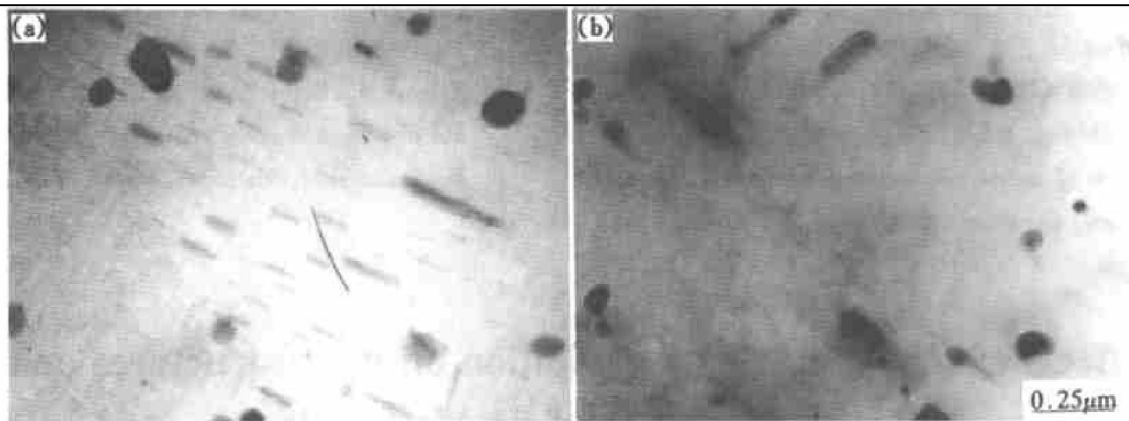


图 4 实验合金时效态下的 TEM 组织

Fig. 4 TEM micrographs of aged (T5) alloy A(a) and alloy B(b)

上述微观组织研究结果表明, 含 Mn 的 Al-Mg-Si 合金的强化作用主要来源于以下 3 个方面: 一是含 Mn 的 α 弥散相在变形过程中强烈地钉扎位错, 阻碍位错的运动(图 3(d)), 使位错滑移分布均匀^[12], 并且所需的切应力大大提高, 同时阻碍亚晶界的迁移与合并(图 3(c)), 对变形组织中的亚结构具有稳定化作用, 从而对合金产生显著的亚结构强化; 二是含 Mn 的 α 相颗粒在 Al-Mg-Si 合金中以弥散细小方式析出(图 2(a)), 其本身对合金也具有一定的弥散强化作用^[1, 2]; 此外, 含 Mn 的 α 相弥散相质点可促进 Al-Mg-Si 合金中主要强化相 β' 在时效过程中的析出(图 4(a)), 这对合金具有显著的时效强化作用。因此, 含 Mn 的 α 弥散相所产生的亚结构强化和弥散析出强化以及主要强化相 β' 的时效强化是 Al-Mg-Si-Mn 合金强度高的主要原因。

3 结论

1) 微量 Mn 在 Al-Mg-Si 合金中主要以粒状含 Mn 的 α -Al₁₅(FeMn)₃Si₂ 弥散相的形式存在, 这些弥散相质点可阻止合金在热挤压变形过程中的再结晶, 并促进时效强化相 β' (Mg₂Si) 的析出。

2) 含 Mn 的 Al-Mg-Si 合金铸锭经均匀化处理, 可使针状 β -Al₉FeSi 相完全转变为粒状含 Mn 的 α 弥散相, 从而消除了粗大针状结晶相对合金性能有害影响。

3) 在 Al-Mg-Si 合金中添加微量 Mn, 可大大提高合金的强度, 其强化作用主要来源于含 Mn 弥散相质点的亚结构强化和弥散析出强化以及 β' (Mg₂Si) 相的时效强化。

[REFERENCES]

- [1] Krakow A L, Kety Z S. Effect of extrusion temperature and manganese content on structure and properties of the AlMgSiMn alloy[J]. Aluminium, 1984(8): 606.
- [2] Lee D H, Park J H, Nam S W. Enhancement of mechanical properties of Al-Mg-Si alloys by means of manganese dispersoid[J]. Mater Sci Technol, 1999, 15 (4): 450.
- [3] Onurlu S, Tekin A. Effect of heat treatment on insoluble intermetallic phases present in an AA6063 alloy[J]. J Mater Sci, 1994, 29: 1652.
- [4] Lodgaard L, Ryum N. Precipitation of chromium containing dispersoids in Al-Mg-Si alloys[J]. Mater Sci Technol, 2000, 16 (7): 599.
- [5] Lodgaard L, Ryum N. Precipitation of dispersoids containing Mn and/or Cr in Al-Mg-Si alloys[J]. Mater Sci Eng, 2000, A238: 144 .
- [6] Latkowski A. Correlation between natural and artificial ageing in the AlMgSi and AlMgSiMn alloys[J]. Aluminium, 1985, 61(3): 209.
- [7] Zajac S, Hutchinson B, Johansson A, et al. Microstructure control and extrudability of Al-Mg-Si alloys microalloyed with manganese[J]. Mater Sci Technol, 1994, 10 (6): 323.
- [8] Mulazimoglu M H, Zaluska A, Gruzleski J E, et al. Electron microscope study of Al-Fe-Si intermetallics in 6201 aluminum alloy[J]. Metall Mater Tran, 1996, 27A: 929.
- [9] Hidetoshi U, Seiichi H, Hideo Y. Effect of manganese on n value of Al-Mg-Si alloys[J]. Sumitomo Light Met Tech Rep, 1997, 38(1): 1.
- [10] Tanihata H, Sugawara T, Matsuda K, et al. Effect of casting and homogenizing treatment conditions on the formation of Al-Fe-Si intermetallic compounds in 6063

- Al-Mg-Si alloys[J]. J Mater Sci, 1999, 34: 1205.
- [11] 王志伟, 汪明朴, 王正安, 等. 在线挤压淬火对地铁列车用 6005A 合金力学性能及微观组织的影响[J]. 中国有色金属学报, 2001, 11(4): 603.
- WANG Zhiwei, WANG Mingpu, WANG Zheng'an, et al. Effects of on-line extrusion quenching technique on mechanical properties and microscopic structure of 6005A alloys employed in underground railway trains [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2001, 11(4): 603.
- [12] Edwards L, Busby A K, Martin J W. Effect of aging and dispersoid contents on fatigue crack growth in Al-Mg-Si alloys[J]. Mater Sci Technol, 1986, 2: 823.

Effects of minor manganese addition on microstructures and tensile properties of Al-Mg-Si alloys

PAN Qing-lin¹, LI Shao-lu², ZOU Jing-xia¹, YIN Zhi-min¹

- (1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;
2. School of Materials Science and Engineering, Hunan University, Changsha 410082, China)

[Abstract] The effects of minor addition of manganese on microstructure and tensile properties of Al-Mg-Si alloys are studied. The results show that minor Mn mainly exists in the form of spherical $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ dispersoids which can effectively pin dislocations and subgrain boundaries, inhibit the recrystallization of Mn-containing Al-Mg-Si alloys during hot extrusion as well as improve β' strengthening phase to precipitate in the process of ageing. The transformation of platelike $\beta\text{-Al}_9\text{FeSi}$ to spherical $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ phase during homogenization is markedly accelerated by the addition of minor Mn in the Al-Mg-Si alloys. The addition of manganese significantly increases the strength of Al-Mg-Si alloys and make the alloy get a superior combination of strength and ductility.

[Key words] Al-Mg-Si alloy; microstructures; tensile properties; dispersoids

(编辑 彭超群)