

# [12] 发明专利说明书

[21] ZL 专利号 97196874.8

[45] 授权公告日 2002 年 3 月 27 日

[11] 授权公告号 CN 1081678C

[22] 申请日 1997.7.4 [24] 颁证日 2002.3.27

[21] 申请号 97196874.8

[30] 优先权

[32] 1996.7.4 [33] AU [31] P00847

[86] 国际申请 PCT/AU97/00424 1997.7.4

[87] 国际公布 WO98/01591 英 1998.1.15

[85] 进入国家阶段日期 1999.1.29

[73] 专利权人 科马尔柯铝制品有限公司

地址 澳大利亚维多利亚

[72] 发明人 马尔科姆·J·库珀

[56] 参考文献

US3879194A 1975.4.22 \_

审查员 葛松生

[74] 专利代理机构 北京市柳沈律师事务所

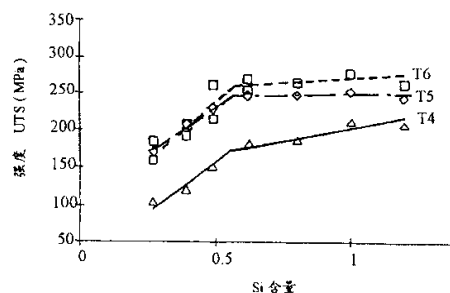
代理人 范明娥

权利要求书 2 页 说明书 12 页 附图页数 1 页

[54] 发明名称 6XXX 系列铝合金

[57] 摘要

公开一种含 Mg 和 Si 的 6XXX 系列铝合金。该 6XXX 系列铝合金的特征是,可用于形成 MgSi 析出物的 Mg 和 Si 是以 Mg 与 Si 之比在 0.8: 1 - 1.2: 1 间的值 (以原子量计) 存在。



ISSN 1008-4274

## 权 利 要 求 书

---

1. 含 Mg 和 Si 各 0.2-1.5%重量的 6XXX 系列铝合金，其特征在于，供形成 MgSi 析出物的 Mg 和 Si 的量，按 Mg 原子数与 Si 原子数之比，为  
5 0.8:1-1.2:1。

2. 权利要求 1 的合金，其特征在于，Mg 与 Si 之比在 0.9 : 1 和 1.1 : 1 之间。

3. 权利要求 2 的合金，其特征在于，Mg 与 Si 之比为 1 : 1。

4. 上述任一项权利要求的合金，其特征在于，以重量%计，其成份含有：

Mg : 0.37-0.44

Si : 0.56-0.63

Fe : 最多 0.2

Cu : 最多 0.1

Mn : 最多 0.1

Cr : 最多 0.05

Zn : 最多 0.15

Ti : 最多 0.1

10 余量：Al 及不可避免的杂质。

5. 权利要求 1-3 中任一项的合金，其特征在于，以重量%计，其成份含有：

Mg : 0.53-0.64

Si : 0.75-0.84

Fe : 最多 0.2

Cu : 最多 0.1

Mn : 最多 0.1

Cr : 最多 0.05

Zn : 最多 0.15

Ti : 最多 0.1

余量：Al 及不可避免的杂质。

15 6. 权利要求 1-3 中任一项的合金，其特征在于，以重量%计，其成份含有：

i) Mg 和 Si，其含量在 Mg/Si 坐标图上的由下列坐标限定的区域内，该坐标图是以直线连成的：

Mg Si

0.35 0.48

5 0.35 0.58

0.44 0.7

0.58 0.7；及

ii) 以重量%计的下列元素

Fe：0.1-0.2

10 Cu：最多 0.1

Mn：最多 0.03

Cr：最多 0.03

Zn：最多 0.10

B：最多 0.06

15 余量：Al 及不可避免的杂质，每种最多 0.05，总量最多 0.10。

7. 用 6XXX 系列铝合金制造挤压产品的方法，它包括以下步骤：

i) 铸成含有如前述任一项权利要求所限定的 Mg 和 Si 各 0.2-1.5% 重量的 6XXX 系列铝合金坯料；

ii) 由该坯料挤压成最终产品形状；及

20 iii) 热处理该挤压产品，以使 MgSi 析出。

8. 用 6XXX 系列铝合金制造锻件的方法，它包括如下步骤：

i) 铸成含有如权利要求 1-6 所限定的 Mg 和 Si 各 0.2-1.5% 重量的 6XXX 系列铝合金坯料；

ii) 由该坯料锻成最终产品形状；

25 iii) 热处理该合金，以使 MgSi 析出。

9. 权利要求 8 的方法，它还包括用该坯料挤压成中间产物形状，然后锻成最终产物的形状。

# 说明书

## 6XXX 系列铝合金

5 本发明涉及 6XXX 系列铝合金、处理这类合金的方法及设计这类合金的方法。

6XXX 系列合金是铝基合金，它含镁(Mg)和硅(Si)，而 Mg 和 Si 一般各以 0.2-1.5 % (重量)的范围存在。

6XXX 系列合金被广泛地用于要求具有优良成形性、焊接性和挤压性的中 - 高强度的应用场合中。这些应用场合包括建筑/结构/电器用途的广泛范围。一般来说，将 6XXX 系列合金铸成坯，再经挤压而形成小圆棒或其它的外形，或经锻造(由挤压件或坯料)而成为大的部件。

6XXX 系列合金方面的沉淀硬化的常规理论认为：按照以下的顺序通过  $Mg_2Si$  的析出和生长发生硬化：

- 15
- i) 在时效前的延续期间形成 Si 原子团；
  - ii) 在加热至时效温度期间，形成 GPI 区；
  - iii) 形成 GPII 区- $\beta''$   $Mg_2Si$  析出；
  - iv) 通过从  $\beta''$  的转变形成  $\beta'$  析出物，并且取决于温度和时间，而随着  $\beta'$  量的增长而生长。
- 20
- v) 若发生过时效，则形成  $\beta$   $Mg_2Si$  析出物。

按照常规理论的结论：为生产 Mg 和 Si “平衡”的合金，在 6XXX 合金中形成的析出物中的 Mg 与 Si 之比约为 2(以原子量计)，标准的作法一直是计算加到 6XXX 合金中的 Mg 和 Si 的相对量，以使该合金含有的 Mg 与 Si 的原子量比为 2: 1。

25 在某些情况下，不是形成平衡的合金，而是设计一种含过量 Si 的合金来提交其强度是已知的。在这种情况下，任何不以  $Mg_2Si$  形式析出的，或不形成金属间化合物的 Si 是游离的，从而形成其它的相，如与其它元素的析出物，它们具有增加强化的作用。改变过量 Si 的量以产生合乎要求的强化作用 - 而加入 Si 量的限度常决定于诸如加 Si 对挤压性的影响这样的一些因素。

30 添加其它合金元素及 6XXX 合金的热处理程序也基于  $Mg_2Si$  的析出。如，可往合金中加锰(Mn)以产生一种 Mn 的分布，它起着不均匀成核位点的

作用，并增加形成 $\beta'$   $Mg_2Si$  条状物(rod)的机会。这明显地增加了挤压的塑性变形应力，但也加大了阻碍晶界的程度，因而减少了或甚至是阻止了再结晶，并且使晶带形成。

5 有多种不同的处理 6XXX 系合金铸坯的方案，以制造最终挤压或锻造产品。

10 举例来说，已知的是，使 6XXX 系合金坯料均匀化，以溶解铸出坯中以金属间化合物存在于晶间的最大可能量的 Mg 和 Si，从而产生超饱和的固溶体，由于冷却，它使金属间化合物和  $Mg_2Si$  均匀析出。它还破坏这种铸态组织，及转变金属间化合物  $AlFeSi$ 。这导致挤压屈服应力和最终性能的更大均匀性，并使机械性能得以充分改进。一般采用慢的，如 100-200  $^{\circ}C$ /时的冷却速度。

15 此外，利用感应加热在挤压前将坯料快速加热至所需温度是已知的。一般用气体加热使坯料达到约 300  $^{\circ}C$ ，然后用感应加热将坯料完全加热到挤压温度。这种用感应加热进行的快速加热使  $\beta'$   $Mg_2Si$  析出物没有充分的时间生长，因而为挤压提供了细的分散相。屈服应力因而明显下降。类似地，在采用很低的坯料温度时还可采用较快的挤压速度来保持同样的性能是可能的。

20 进而，根据被挤压的合金，改变挤压后的急冷速度也是已知的。合金的一个所期望的特点是，它具有低的对急冷的敏感性，即它可以随着缓慢的冷却而达到完美的性能。这特点的好处是可将变形减至最小，性能更为均匀及不需淬火设备。

对于合金的选择、均匀化，坯料加热及淬火有已知的操作规范，而这些在很大程度上都是在常用合金系统范围内，根据经验的优化过程。举例来说，在均匀化后，推荐诸如阶段冷却、慢冷和快冷之类的实际措施。

25 表 1 中列出了 6XXX 系列中几种合金的合金规范。

表 1： 6XXX 系列铝合金的合金规范。来自 “ Aluminium Standards, Data and Design Wrought Products ”, the Aluminium Council of Australia.

合金	成份(%重量)							
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
6060	.3-.6	.1-.3	.1	.1	.35-.6	.05	.15	.1
6063	.2-.6	.35	.1	.1	.45-.9	.1	.1	.1

6061	.4-.8	.7	.15-.4	.15	.8-1.2	.04-.35	.25	.15
6082	.7-1.3	.5	.1	.4-.1	.6-1.2	.25	.2	.1
6101	.3-.7	.5	.1	.03	.35-.8	.03	.1	-
6262	.4-.8	.7	.15-.4	.15	.8-1.2	.04-.14	.25	.15
6351	.7-1.3	.5	.1	.4-.8	.4-.8	-	.2	.2

在上表中，除非述及的是一种范围外，所述的量都是最大浓度。

现已发现：6XXX 系列合金的时效硬化，不是如整个行业先前所认为的那样，是因  $Mg_2Si$  析出而发生的，而是通过  $MgSi$  析出而发生的。

所发现的  $MgSi$  析出机理包括  $Mg: Si$  为 1(按原子量计)，而不是先前所认为的为 2，的  $\beta'$   $MgSi$  析出物的成核及生长，该机理包括以下顺序：

i) 形成分开的  $Mg$  和  $Si$  原子团；

ii) 在低温时效时，随着  $Mg: Si$  比的增加，而最终达到 1 的  $Mg$  和  $Si$  原子的共原子团；

iii) 形成  $Mg: Si$  比接近 1 的，组织不详的小析出物；

10 iv) 这些析出物转变成该比值为 1 的  $\beta''$   $MgSi$ ；

v) 在时效的下一阶段中，形成  $Mg$  与  $Si$  之比为 1 的  $\beta'$  和  $\beta''$ 。

上述发现的一个结果是：按常规理论，生产的目前商用 6XXX 合金所根据的理论是这些合金，就  $Mg$  和  $Si$  作为  $Mg_2Si$  析出而言是平衡的，但实际上是不平衡的。

15 此外，明显的是，本申请人已发现，如本申请人现在所知的那样，用  $Mg$  和  $Si$  平衡的 6XXX 合金可以得到更好的性能。这些令人感兴趣的性能，例如，包括可挤压性、可锻性、导电性、强度及机加工性能。

20 按照本发明，提供一种含  $Mg$  和  $Si$  的 6XXX 系列的铝合金，其特征是，其中  $Mg$  和  $Si$  可用来形成以  $Mg: Si$  在 0.8: 1 和 1.2: 1(基于原子重量) 之间的量存在的  $MgSi$  析出物。

理解的是：对于任何给定的 6XXX 系列的铝合金而言，可用来形成  $Mg/Si$  析出物的  $Mg$  和  $Si$  的量将小于加到该合金组合物中的这些元素的总量。其原因在于：留在溶体中的  $Mg$  和  $Si$  总有一定比例(一般很小)，而与加入到该合金的其它元素如铁( $Fe$ )和铜( $Cu$ )一起析出的  $Mg$  和  $Si$  也有一定比例。

25 还应理解的是：含有用于形成  $MgSi$  析出物的镁和硅，其量要使  $Mg$  和  $Si$  之比在 0.8: 1 和 1.2: 1 之间的 6XXX 系列铝合金，就  $Mg$  和  $Si$  而言是

“平衡”的，而且是符合所发现的 MgSi 析出机理的。

Mg: Si 之比值在 0.9: 1 和 1.1: 1 之间是可取的。

Mg 与 Si 之比为 1: 1 则尤为可取。

按照本发明，还提供了用 6XXX 系列铝合金制造挤压产品的方法，它

5 包括如下步骤:

i) 铸成含 Mg 和 Si 的 6XXX 系铝合金的坯料，所述 Mg 和 Si 的含量如上所述;

i) 用该坯料挤压成最终产品的形状; 及

iii) 热处理该挤压产品，以使 MgSi 析出。

10 该热处理步骤可以是任何适宜的热处理。

按照本发明，还提供了用 6XXX 系铝合金制造锻件的方法，它包括如下步骤:

i) 铸成含 Mg 和 Si 的 6XXX 系铝合金的坯料，所述 Mg 和 Si 的含量如上所述;

15 ii) 用该坯料锻成最终产品的形状; 及

iii) 热处理该合金，以使 MgSi 析出。

该热处理步骤可以是任何适宜的热处理。

在前段中述及的方法可包括用坯料挤压成中间产物的形状，然后锻成最终产品的形状。

20 为研究本发明，本申请人进行了一系列实验，并对 8 种 6XXX 系列的铝合金(列于表 2 和 3 中)和含有常规的 0.48 % (重量)的 Mg、分别含有 0.8、1.0 及 1.2 % (重量)的 Si 以及表 2 中所列量级的其它元素的其它的 6XXX 系列铝合金 I.J.K 进行了计算机模拟。

表 2: 合金成份

	A	B	C	D	E	F	G	H
Al	余量	余量	余量	余量	余量	余量	余量	余量
Si	0.39	0.53	0.27	0.40	0.49	0.77	0.62	0.84
Mg	0.48	0.70	0.49	0.72	0.47	0.74	0.48	0.67
Ti	0.016	0.020	0.009	0.012	0.014	0.020	0.015	0.028
Fe	0.12	0.15	0.10	0.12	0.13	0.22	0.12	0.12
其它	最多 0.05	最多 0.05	最多 0.05	最多 0.05	最多 0.05	最多 0.05	最多 0.05	最多 0.05

表 3 综述了该合金的处理条件及后续的热处理。

表 3: 处理条件

处理步骤	说明
铸造	<ul style="list-style-type: none"> <li>· VDC(垂直直接急冷)铸造坯料</li> <li>· <math>\phi</math> 178mm 坯料</li> </ul>
均匀化	<ul style="list-style-type: none"> <li>· 在 570 °C, 均匀化 2 小时</li> <li>· 均匀化后通过机加工将坯料直径减至 <math>\phi</math> 127</li> </ul>
预热	<ul style="list-style-type: none"> <li>· 预热至 450 °C 的坯料温度</li> </ul>
挤压	<ul style="list-style-type: none"> <li>· 用 880Vst Cheng Hua 压机挤压</li> <li>· 挤压比: (1 : 56)</li> <li>· 截面外形尺寸: 40mm <math>\times</math> 6mm</li> <li>· 模具及容器温度: 430 °C</li> <li>· 挤压出口速度: 20-40m/分</li> </ul>
热处理	<ul style="list-style-type: none"> <li>· T4</li> <li>· T5</li> <li>· T6</li> </ul>

实验工作确定, 由于 MgSi 量增加, 性能一般有所改进。这在图 1 中已表明, 它是由实验工作中导出的抗拉强度与 MgSi 重量百分比的关系曲线。

5 屈服应力和 MgSi 的重量百分比间的关系遵循类似的趋势。

该实验工作还确定, 按已发现的 MgSi 析出机理选择合金成份以形成平衡的合金而获得最佳性能。这在图 2 中得以说明, 该图是从对合金 A、C、E、I、J 及 K 的所作的实验工作导出的抗拉性能与 Si 含量间的关系曲线, 指出, 上述合金都含 0.48 % (重量)量级的 Mg。这些合金样品经受 T4、T5  
10 和 T6 热处理程序。测量该合金的抗拉性能, 然后再针对 Si 含量绘出曲线。

图 2 表明, 对于每种热处理程序而言, 抗拉强度都随 Si 含量的升高而升高, 直至 Si 含量达到 0.5-0.6 % (重量)时为止, 对被测试的合金而言, 它符合于按所发现的 MgSi 析出机理的平衡合金, 而且还表明, 当 Si 含量进一步提高时, 抗拉性能只有有限的提高。换言之, 该实验工作确定, 平衡  
15 合金的形成明显有益于抗拉性能, 而过量的 Si, 尽管使抗拉性能提高, 但没有明显的作用。这是一个重要的发现, 因为在很多应用场合中由于平衡合金所取得的抗拉性能是足够的, 因而不需要过量的 Si, 从而避免了挤压



高 Si 含量合金时的困难。

5 一般说来，该实验工作确定：所发现的 MgSi 析出机理可将合金元素的添加量，从先前的添加水平降下来，而又不降低该合金的性能，而且在很多情况下还改善这些性能。就后一点而言，假如挤压性和导电性随合金元素添加量的增加而下降，则随之而来的是添加量降至最小的合金元素有明显优点。

在其它的实验工作中，本申请人发现，按被发现的析出机理的平衡合金提供了比超高 Si 含量合金更好的耐平均温度和耐高温的性能。

本发明有广泛的应用范围，这包括，但不限于以下的用途：

10 1) 一般目的合金

表 4 列出了符合本发明的，基于所发现的 MgSi 析出机理的一般目的的 6XXX 系列铝合金的 Mg 和 Si 含量

表 4：对基于被发现的 MgSi 析出机理的一般目的铝合金所推荐的 Mg 和 Si 含量

平衡的	
Mg	Si
0.37-0.44	0.56-0.63
0.53-0.64	0.75-0.84
0.70-0.83	0.92-1.07
0.86-1.00	1.10-1.29

15 因此，另一方面，本发明提供了一种合金成份，它含有：

Mg	:	0.37-0.44
Si	:	0.56-0.63
Fe	:	最多 0.2
Cu	:	最多 0.1
Mn	:	最多 0.1
Cr	:	最多 0.05
Zn	:	最多 0.15
Ti	:	最多 0.1
余量	:	Al 及不可避免的杂质。

再一方面，本发明提供一种合金成份，它含有：

Mg	:	0.53-0.64
Si	:	0.75-0.84
Fe	:	最多 0.2
Cu	:	最多 0.1
Mn	:	最多 0.1
Cr	:	最多 0.05
Zn	:	最多 0.15
Ti	:	最多 0.1
余量	:	A1 及不可避免的杂质。

又一方面，本发明提供一种合金成份，它含有：

Mg	:	0.70-0.83
Si	:	0.92-1.07
Fe	:	最多 0.2
Cu	:	最多 0.1
Mn	:	最多 0.1
Cr	:	最多 0.05
Zn	:	最多 0.15
Ti	:	最多 0.1
余量	:	A1 及不可避免的杂质。

再一方面，本发明提供一种合金成份，它含有：

Mg	:	0.86-1.00
Si	:	1.10-1.20
Fe	:	最多 0.2
Cu	:	最多 0.1
Mn	:	最多 0.1
Cr	:	最多 0.05
Zn	:	最多 0.15
Ti	:	最多 0.1
余量	:	A1 及不可避免的杂质。

5

## 2) 电导体合金

这些合金按传统经过过时效，以保证所有的 Mg 和 Si 作为  $\beta$   $Mg_2Si$  从

基体中析出。这使得通过该基体的导电率为最大。但，为补偿因过时效而产生的性能损失，需要较大的截面以保持强度。

基于现有的对时效硬化工艺的认识不理解的是，为何具有半连续的 $\beta'$ （它占有与不连续的 $\beta$ 相似的体积份额）的峰值时效状态没有象过时效状态下一样低的电阻率。利用这种被发现的 $MgSi$ 机理，可知， $Mg_2Si$ “平衡”的合金含有过量的 $Mg$ ，它以峰值时效状态存于基体中，因而这就降低了导电率。

用根据被发现的 $MgSi$ 析出机理正确平衡的合金，就无需以过时效来保证所有的 $Mg$ 和 $Si$ 从溶体中析出—峰值时效状态满足这一要求。由于这种状态提供较大的强度，可采用较小的截面，即只需要较小位置或较小的地下管线的较轻的电缆。

因而，按另一方面，本发明提供一种合金成分，它含有：

i)  $Mg$ 和 $Si$ ，它们的含量由在 $Mg/Si$ 坐标图的下列坐标以直线连成的坐标限定的区域：

$Mg$	$Si$
0.35	0.48
0.35	0.58
0.44	0.7
0.58	0.7；及

ii) 下列元素：

$Fe$ ：0.1-0.2

$Cu$ ：最多 0.1

$Mn$ ：最多 0.03

$Cr$ ：最多 0.03

$Zn$ ：最多 0.10

$B$ ：最多 0.06

余量： $Al$ 及不可避免的杂质(每种最多 0.05，总量最多 0.10)

3) 易切削合金：

将合金 6262 设计成含 $Pb$ 和 $Bi$ 添加剂的 $Mg_2Si$ “平衡”合金，以便改善其机加工性能。这些添加剂的效果由于 $Bi$ 损失于硬的 $Bi_2Mg_3$ 颗粒中而降。因为该合金被认为是 $Mg_2Si$ 平衡的，所以被认为形成有害的 $Bi_2Mg_3$ 是

不可避免的。

但，基于被发现的 MgSi 析出机理，实际上在该合金中有过量的 Mg。因此，通过降低 Mg 含量可避免形成  $\text{Bi}_2\text{Mg}_3$ ，从而提高机加工性能。此外，对于同样的机加工性能可用较低的 Pb/Bi 添加量，这对环保更有益，而且易于回收使用。

#### 4) 含 Cu 添加剂的高强度合金。

为使 6XXX 合金强度增加，加入 Cu 是已知的。

由于腐蚀问题 Cu 不能以  $> 0.1\%$  的量向  $\text{Mg}_2\text{Si}$  的超 Si 量的合金(6351, 6282)中加入。但，由于这些合金实际上接近于是 MgSi 平衡的，所以 AlCuMg 的增强效果未被体现出来。反之，Cu 可能形成降低耐腐蚀性的粗的析出物。因而，通过多加 Mg 就可多加 Cu 以提高强度，而又不会损害耐腐蚀性能。

为研究本发明的其它用途，本申请人按表 5 中所列的 6061 合金成份对含 Cu 的高强度合金进行了一系列实验。

表 5： 6061 合金

元素	B	A	C
Al	余量	余量	余量
Si	0.70	0.62	0.80
Fe	0.19	0.20	0.20
Cu	0.35	0.25	0.30
Mn	0.01	0.13	0.01
Mg	1.06	0.87	0.80
Cu	0.05	0.11	0.05
Ti	0.02	0.02	0.015

该合金具有可用来以 MgSi 析出的 Mg 与 Si 之比(按原子量计)，它从合金 A 降到合金 C。

合金 A 和 B 是市售的合金。合金 C 是在被发现的 MgSi 机理的基础上作为平衡的合金被选出的。

6061 合金经均匀化，铸造而形成不同零件，然后经 T6 热处理。

T6 处理后测量该合金的抗拉和硬度性能。结果归纳于表 6 中。

表 6: 6061 合金的性能

	A	B	C
零件 1		118 维氏硬度(相当于 HRH 110), UTS 325Mpa	126 维氏硬度(相当于 HRH > 110), UTS 352Mpa
零件 2	109 维氏硬度(相当于 HRH 108), US 306 Mpa	120 维氏硬度(相当于 HRH 110), UTS 345 Mpa	
零件 3			113 维氏硬度(相当于 HRH 109)

表 6 中的结果表明, 按被发现的 MgSi 机理而被平衡的合金 C 的抗拉强度和硬度性能优于常规合金 A 和 B 的这些性能。

如上所述, 本发明还提供了处理 6XXX 系列铝合金的方法。过程的可变性可通过在对后续处理最不敏感的条件下, 适当选择的 Mg: Si 之比供料而减至最少。为充分体现这一点, 及体现被发现的 MgSi 析出机理的其它优点, 应采用下列合金处理方案中的至少一种:

1. 均匀化后的淬火速度。为防止 MgSi 析出物长得过大需要快的淬火速度(即, >400 °C/时)。为使 MgSi 在挤压前和挤压时的坯料加热过程中完全重溶, 这是最重要的。不这样, 则不会得到最大可能量的 Mg 和 Si 在时效时形成增强的析出物 MgSi, 而且 MgSi 的平衡被改变, 从而不能充分体现这种平衡的利益。

2. 坯料预热方法。为防止均匀化后的 Mg<sub>2</sub>Si 析出物变粗到它们不能在挤压时重溶这一点, 需要快速加热(如感应加热)。

3. 一种具有提高挤压性及挤压速度的另一种优点的可能的的方法是, 将坯料加热到 Mg<sub>2</sub>Si 和 MgSi 的溶线温度(即, 加热到 500 °C), 从而使残留的任何 MgSi 充分溶解, 然后将坯料冷至所需的挤压温度。

上述工艺适用于符合本发明的所有合金。

因此, 本发明还提供以下的方法:

a) 处理 6XXX 系铝合金的方法, 它包括均匀化热处理, 然后从该均匀化温度快速急冷 - 最好是该快速急冷将用 > 400 °C/时的冷却速度。

b) 挤压包含 6XXX 系列铝合金的被挤压原料的方法, 该方法包括将原料

迅速加热以防该原料中的均匀化后的  $Mg_2Si$  析出物变粗，然后挤压所述的原料；及

c) 挤压包含 Mg 和 Si 的 6XXX 系列铝合金的被挤原料的方法，该法包括将所述合金加热至  $Mg_2Si$  和  $MgSi$  溶线温度以上，然后使此原料冷却至挤压温

5 度，并挤压所述原料。

上述(b)和(c)中的原料最好是坯料。

本发明还提供确定 6XXX 系列铝合金中的 Mg 和 Si 最佳含量的方法，它包括的步骤是：

a) 制备数个含不同 Mg 和 Si 量的合金的试验试样；

10 b) 按照最终用户的热处理技术要求热处理所述试样；

c) 分析所述试样，以确定其中  $Mg_2Si$  和  $MgSi$  的含量；

d) 对所述试样进行测试，以确定所述试样的一种或几种机械性能；

e) 分析于上述步骤(c)和(d)中所得的结果，并根据对步骤(c)和(d)的结果的分析及析出顺序(包括  $MgSi$  的析出)导出 6XXX 合金中的 Mg 和 Si 含量模式及

15 该合金的热处理参数，以推断在按热处理工艺处理过的给定的 6XXX 合金中所产生的微观组织。

该方法可任选地包括，使用特定用途的机械性能要求，导出一种模型，以便由此模型确定在该合金中所需的 Mg 和 Si 含量。

20 计算具体合金的最优 Mg 和 Si 含量的程序包括几种可用来确定可用于沉淀强化的 Mg 和 Si 含量的技术。这些技术是，TEM 显微镜检查法、DSC 或 DTA 分析、导电率和硬度。然后可通过选择适宜的合金成份，而将这信息用来将性能和挤压性扩大到极大。

在分析挤压试样及其相关的热(处理)历史的基础上可制定合金规范。

25 TEM 结果(与原子探针场离子显微镜检测(APFIM)结果相关)将用于确定  $Mg_2Si$  和  $MgSi$  含量。PSC/DTA 有助于区分这些析出物。通过导电率实验将鉴定基体中的 Mg(或 Si)含量。这些信息将用于为这些合金及工艺制订析出和微观组织的详细方案。然后可对此合金进行改进，以便按该详细方案可用来确定最终组织，说明合金和工艺变化的知识使这种作业的挤压性和机械性能优化。

30 APFIM 相关性是必要的，因为 TEM 本身不能分辨  $Mg_2Si$  和  $MgSi$  间的区别，即 TEM 结果的分析需要在来自 APFIM 的结果基础上的解释。

还有，对来自 TEM、DSC/DTA、导电性和硬度试验的结果的解释不是简单明了的。由于 MgSi 析出机理及如何处理的知识对此有影响，所以将此挤压分析“转回”到合金规范是可能的。

5 以这些选择方案，可望通过将铝的热处理史及其显微组织修整得最适于锻造工艺，而能开发出用于锻造用途的不同的优选合金。

本文所述的发明，除特别述及以外，都可改变和修饰这是可以理解的。应知，本发明包括所有落入本发明精神和范围内的这类改变和修饰。

# 说明书附图

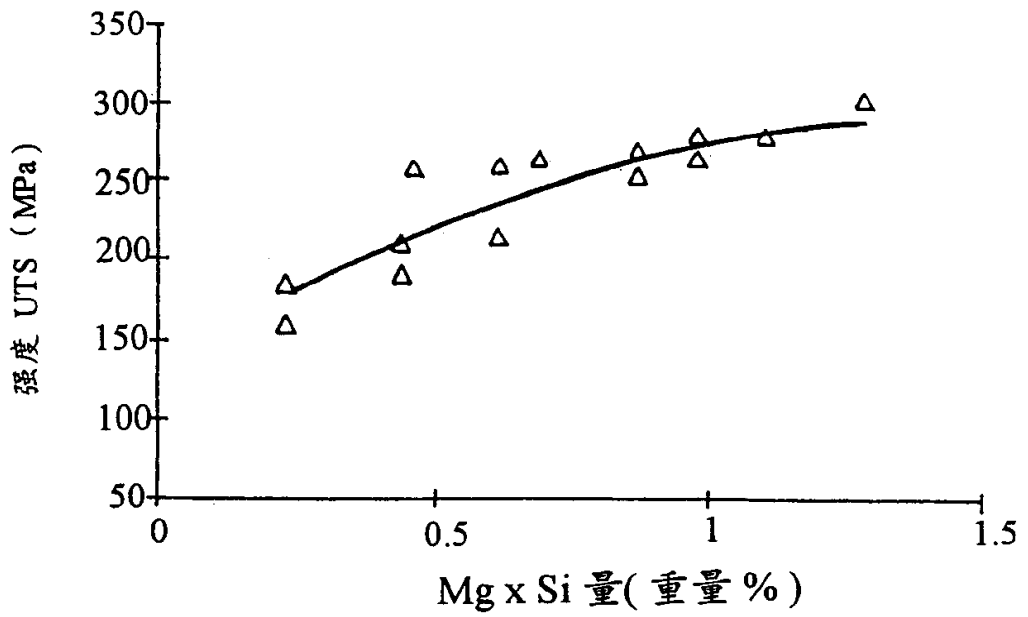


图 1

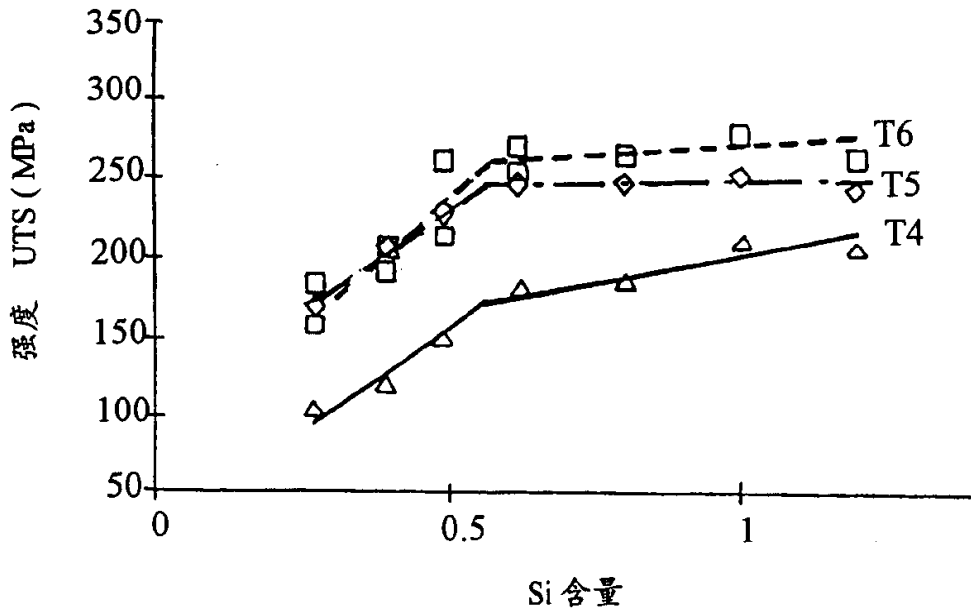


图 2