

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl.

C22F 1/06 (2006.01)

C22C 23/06 (2006.01)



# [12] 发明专利说明书

专利号 ZL 03818939.9

[45] 授权公告日 2007 年 5 月 30 日

[11] 授权公告号 CN 1318632C

[22] 申请日 2003.6.20 [21] 申请号 03818939.9

[30] 优先权

[32] 2002. 6. 21 [33] AU [31] PS3112

[86] 国际申请 PCT/AU2003/000774 2003.6.20

[87] 国际公布 WO2004/001087 英 2003.12.31

[85] 进入国家阶段日期 2005.2.6

[73] 专利权人 铸造中心有限公司

地址 澳大利亚昆士兰

[72] 发明人 科琳·J·贝特尔斯

克里斯托弗·T·福伍德

[56] 参考文献

GB 1378281A 1974.12.27

审查员 王怀东

[74] 专利代理机构 北京市柳沈律师事务所

代理人 范明娥 巫肖南

权利要求书 2 页 说明书 13 页 附图 4 页

[54] 发明名称

抗蠕变镁合金

[57] 摘要

一种镁基合金，包含，按重量：1.4 - 1.9% 钹，0.8 - 1.2% 除钹以外的稀土元素，0.4 - 0.7% 锌，0.3 - 1% 锆，0 - 0.3% 锰，和 0 - 0.1% 氧化抑制元素，除了不可避免的杂质，其余为镁。

1. 一种镁基合金，包含，按重量：
  - 1.4-1.9%钆；
  - 0.8-1.2%除钆以外的原子序数为 57-71 的稀土元素；
  - 0.4-0.7%锌；
  - 0.3-1%锆；
  - 0-0.3%锰；和
  - 0-0.1%氧化抑止元素，其选自铍和钙；除了不可避免的杂质，其余为镁。
2. 权利要求 1 的合金，包含：
  - 不超过 0.15%钛，
  - 不超过 0.15%钪，
  - 不超过 0.1%铝，
  - 不超过 0.1%铜，
  - 不超过 0.1%镍，
  - 不超过 0.1%硅，
  - 不超过 0.1%银，
  - 不超过 0.1%钇，
  - 不超过 0.1%钆，
  - 不超过 0.01%铁，和
  - 不超过 0.005%铈。
3. 权利要求 1 或 2 的合金，其中镁含量为 95.5-97 重量%。
4. 如前述任一权利要求中的合金，其中钆含量为 1.6-1.8 重量%。
5. 如前述任一权利要求中的合金，其中除钆以外的原子序数为 57-71 的稀土元素的含量为 0.9-1.1 重量%。
6. 如前述任一权利要求中的合金，它包含多种除钆以外的原子序数为 57-71 的稀土元素，并且其中钪量超过除钆以外的稀土元素的重量的一半。
7. 如前述任一权利要求中的合金，其中锆含量多于 0.4 重量%。
8. 如前述任一权利要求中的合金，其中锌含量为 0.4-0.6 重量%。
9. 如前述任一权利要求中的合金，其显微结构包括通过一般连接的晶

间相在晶界处分离的镁基固溶体的等轴晶粒，晶粒在多于一个含镁和钆的惯态面上包含均匀分布的纳米尺寸的沉淀片晶，晶间相几乎完全由稀土元素、镁和少量锌组成，且稀土元素基本上为铈和/或镧。

10. 一种生产镁合金制品的方法，该方法包括如前述任一权利要求的从合金进行 T6 热处理而成为制品铸件。

11. 一种制造镁合金制品的方法，该方法包括的步骤为：

- (a) 在模具中凝固化如权利要求 1-9 中任一合金的铸件，
- (b) 在 500-550℃ 温度，加热凝固化铸件第一时间段，
- (c) 淬火铸件，并且
- (d) 在 200-230℃ 温度，时效化铸件第二时间段。

12. 一种制造由镁合金组成的铸件的方法，包括的步骤为：

- (i) 熔化如权利要求 1-9 中的任一合金，以形成熔融合金，
- (ii) 将熔融合金引入砂模或永久模具中，并使熔融合金凝固化，
- (iii) 从模具中取出获得的凝固化铸件，并

(iv) 在第一温度范围保持铸件第一时间段，在此期间铸件的部分晶间相溶解，随后在低于第一温度范围的第二温度范围保持铸件第二时间段，在此期间引起在铸件晶粒内和晶界上沉淀为纳米尺寸的沉淀片晶。

13. 如权利要求 12 的方法，其中第一温度范围为 500-550℃，第二温度范围为 200-230℃，第一时间段为 6-24 小时，且第二时间段为 3-24 小时。

14. 一种用于内燃机的汽缸体，由权利要求 10-13 中任一方法生产。

15. 一种用于内燃机的汽缸体，由权利要求 1-9 中任一镁合金形成。

## 抗蠕变镁合金

### 发明领域

本发明涉及镁(Mg)合金且，更特别地涉及在高温下抗蠕变的镁合金。

### 发明背景

镁合金已在需要对重量比具有高强度的结构材料的应用中使用了很多年。一般由镁合金制成的元件是类似体积的铝(Al)合金元件重量的约 70%。因此航空和航天工业是镁合金的主要客户，并且镁合金在现代防御的飞机和宇宙飞船的许多元件中使用。然而，一个阻止镁合金更广泛使用的限制是，当与铝合金相比时，它们一般在高温下的抗蠕变性较低。

随着对控制国际燃料消耗和降低向大气有害排放的需要的增长，汽车制造厂被迫研发更有效的燃料车辆。降低整个车辆的重量是达到这个目的的关键。任何车辆重量的主要贡献者是发动机本身，并且发动机的最重要元件是汽缸体，其占全部发动机重量的 20-25%。在过去，重量的有效节约是通过引入铝合金汽缸体来代替传统的灰口铁汽缸体，并且如果使用可以经受在发动机操作中所产生的温度和压力的镁合金，则还可以降低约 40%。然而，这种合金的研发，在可行的镁汽缸体的生产线之前对所需高温机械性能与成本有效生产过程相结合考虑是必要的。近些年，对高温镁合金的研究主要集中在高压压铸(HPDC)处理路线上，并且已经开发了几种合金。HPDC 被认为是以达到所需高生产力速率来抵消可能的基底镁合金的高成本的最佳选择。然而，HPDC 不是汽缸体制造的必要的最佳方法并且，实际上，大多数汽缸体仍是通过重力或低压砂铸而精密铸造。

有两种主要的镁砂铸造合金种类。

基于镁-铝二元系的合金，通常具有少量用于改进强度和可铸性的添加剂锌(Zn)。这些合金具有足够的室温机械性能，但在高温下不能较好运行，并不适于超过 150°C 的温度。这些合金不包含昂贵的合金元素，并在不需要高温强度的地方广泛使用。

可通过添加锆(Zr)而晶粒细化的合金。在这组中主要的合金元素是锌、

钇(Y)、银(Ag)、钍(Th)和稀土(RE)元素如钕(Nd)。贯穿本说明书所表述“稀土”理解为具有原子序数 57 至 71, 即镧(La)至镥(Lu)的任何元素或元素的组合物。由于正确选择合金添加剂, 这组合金具有极好的室温及高温的机械性能。然而, 除了锌, 在这组中的合金添加剂, 包括晶粒细化剂, 是昂贵的, 导致这些合金限于在航空应用中。

在 USSR 开发的镁合金 ML10 已经在温度达到 250°C 的飞机铸件中使用了许多年。ML10 是基于 Mg-Nd-Zn-Zr 系研制的高强度镁合金。ML19 合金还包括钇。

发表在“科学和热处理”上的 Mukhina 等的题目为“高温下可铸造的含钕和钇的镁合金的微观结构及性能的研究”的文章指出 ML10 和 ML19 合金的一般成分(重量%)是:

	ML10	ML19
Nd	2.2-2.8	1.6-2.3
Y	零	1.4-2.2
Zr	0.4-1.0	0.4-1.0
Zn	0.1-0.7	0.1-0.6
Mg	余量	余量

杂质量为:

Fe	< 0.01
Si	< 0.03
Cu	< 0.03
Ni	< 0.005
Al	< 0.02
Be	< 0.01

已经开发的代用品在本领域公知的合金是 QE22(一种 Mg-Ag-Nd-Zr 系合金)和 EH21(一种 Mg-Nd-Zr-Th 系合金)。然而, 当这些可替换合金分别包含相当量的银和钍时, 制造是昂贵的。

抗热晶粒细化的镁合金可以通过 T6 热处理来加强, T6 热处理包括高温固溶处理, 接着淬火, 接着在高温下人工时效化。在淬火前的加热中, 剩余相进入固溶体中。在时效化过程, 析出呈精细分散的亚微粒子形式的难熔相, 并且这些在固溶体的晶粒内部产生显微不均匀性, 阻塞扩散并高温下的剪切过

程。这改善机械性能，即在高温下合金的极限长期强度及抗蠕变性。

迄今为止，难以以合理的成本获得具有所需高温(即 150-200°C)性能的砂铸镁合金。至少本发明的优选实施方案涉及这样一种合金，并且本发明特别地，但不是专门地，针对具有精密铸造操作的应用。

#### 发明概述

第一方面，本发明提供一种镁基合金，包含，以重量计：

1.4-1.9%钕，

0.8-1.2%除钕以外的稀土元素，

0.4-0.7%锌，

0.3-1%锆，

0-0.3%锰，和

0-0.1%氧化抑制元素，

除了不可避免的杂质以外，剩余的为镁。

第二方面，本发明提供一种镁合金，包含，以重量计：

1.4-1.9%钕，

0.8-1.2%除钕以外的稀土元素，

0.4-0.7%锌，

0.3-1%锆，

0-0.3%锰，

0-0.1%氧化抑制元素，

不超过 0.15%钛，

不超过 0.15%钪，

不超过 0.1%铝，

不超过 0.1%铜，

不超过 0.1%镍，

不超过 0.1%硅，

不超过 0.1%银，

不超过 0.1%钇，

不超过 0.1%钆，

不超过 0.01%铁，

不超过 0.005%锶，

除了不可避免的杂质以外，余量为镁。

优选地，根据本发明第二方面的合金：

(a) 包含小于 0.1%钛，更优选小于 0.05%钛，更优选小于 0.01%钛，且最优选基本上没有钛；

(b) 包含小于 0.1%钪，更优选小于 0.05%钪，更优选小于 0.01%钪，且最优选基本上没有钪；

(c) 包含小于 0.05%铝，更优选小于 0.02%铝，更优选小于 0.01%铝，且最优选基本上没有铝；

(d) 包含小于 0.05%铜，更优选小于 0.02%铜，更优选小于 0.01%铜，且最优选基本上没有铜；

(e) 包含小于 0.05%镍，更优选小于 0.02%镍，更优选小于 0.01%镍，且最优选基本上没有镍；

(f) 包含小于 0.05%硅，更优选小于 0.02%硅，更优选小于 0.01%硅，且最优选基本上没有硅；

(g) 包含小于 0.05%银，更优选小于 0.02%银，更优选小于 0.01%银，且最优选基本上没有银；

(h) 包含小于 0.05%钇，更优选小于 0.02%钇，更优选小于 0.01%钇，且最优选基本上没有钇；

(i) 包含小于 0.05%钆，更优选小于 0.02%钆，更优选小于 0.01%钆，且最优选基本上没有钆；

(j) 包含小于 0.005%铁，最优选基本上没有铁；且

(k) 包含小于 0.001%锶，最优选基本上没有锶。

优选地，根据本发明的合金包含至少 95%镁，更优选 95.5-97%镁，且最优选约 96.3%镁。

优选地，钆含量多于 1.5%，更优选多于 1.6%，更优选 1.6-1.8%，且最优选约 1.7%。钆成分可以从纯钆、含稀土混合物如混合稀土或其组合物中所含的钆中衍生。

优选地，除钆以外的稀土的含量为 0.9-1.1%，更优选大约 1%。优选地，除钆以外的稀土是铈(Ce)、镧(La)或其混合物。优选地，铈量超过除钆以外的稀土元素的重量的一半，更优选 60-80%，特别约 70%，余量为镧。除钆以外

的稀土可以从纯稀土、稀土混合物如混合稀土或其组合物中衍生。优选地，除钆以外的稀土是从含铈、镧、任选地钆、适量的镨(Pr)和痕量其它稀土的铈混合稀土中衍生。

在 Mg-Nd-Zn 合金中沉淀相的惯态面涉及锌含量，在 Zn 非常低的水平时为菱形的且在基面超过约 1wt% 的量。最佳强度结果是在促进两种惯态面组合的锌量时获得的。优选地，锌含量小于 0.65%，更优选 0.4-0.6%，更优选 0.45-0.55%，最优选大约 0.5%。

铁含量的降低可以通过添加锆来达到，锆从熔融合金中沉淀铁。因此，这里具体的锆含量是残余锆含量。然而，应该注意的是锆可以在两个不同阶段掺入。首先在合金的制造中，其次仅在铸造前合金的熔融中。

本发明合金的高温性能依赖于足够的晶粒细化，并且因此在熔融状态保持超过去除铁所需的锆的水平是必要的。为了所需抗张和耐压强度性能，晶粒尺寸优选小于 200 $\mu\text{m}$ ，更优选小于 150 $\mu\text{m}$ 。在本发明的合金中，抗蠕变性和晶粒尺寸的关系是反直觉的。传统的蠕变理论预测抗蠕变性将随着晶粒尺寸的减小而减小。然而，本发明的合金显示在晶粒尺寸为 200 $\mu\text{m}$  时抗蠕变性最小，并且在晶粒尺寸较小时抗蠕变性增加。对于最适合的抗蠕变性，晶粒尺寸优选为小于 100 $\mu\text{m}$ ，更优选为小于 50 $\mu\text{m}$ 。优选地，锆含量是达到满意去除铁所需的最小量并为了这个目的而足够的晶粒细化。一般，锆含量大于 0.4%，优选 0.4-0.6%，更优选大约 0.5%。

锰是合金中任选的成分，如果除了通过上述锆完成的还需要额外去除铁，特别是如果锆量相对低，例如低于 0.5wt% 时则合金中可以包括锰。

阻止或至少抑制熔融合金氧化的元素，如铍(Be)和钙(Ca)，是任选的成分，特别地当通过覆盖气体的大气控制不能实施足够的熔融保护的情况下可以包括这种成分。当铸造过程不包括封闭系统时，这是特别的情况。

理想地，不可避免的杂质含量为零，但认识到这基本上是不可能的。因此，优选不可避免的杂质的含量小于 0.15%，更优选小于 0.1%，更优选小于 0.01%，且最好小于 0.001%。

第三方面，本发明提供一种镁基合金，其显微结构包括通过一般邻接的晶间相在晶界上分离的镁基固溶体等轴晶粒，晶粒包含在多于一个含镁和钆的惯态面上均匀分布的纳米尺寸沉淀片晶，晶间相几乎完全由稀土元素、镁和少量锌组成，且稀土元素基本为铈和/或镧。



晶粒可以包含小球状和球型沉淀的簇。球状簇可以包括细小的棒状沉淀。球型沉淀可以主要是以 Zr:Zn 原子比约为 2:1 的锆和锌。棒状沉淀可以主要是以 Zr:Zn 原子比约为 2:1 的锆和锌。

在本说明书中使用的术语“一般连接”的意思是至少大部分晶间相是连接的，但是在不同的连接部分之间可以存在一些间隙。

第四方面，本发明提供一种生产镁合金制品的方法，这个方法包括根据本发明的第一、第二或第三方面的合金，依照 T6 热处理成一种制品铸件。

第五方面，本发明提供一种制造镁合金制品的方法，该方法包括的步骤为：

- (a) 在模具中凝固化根据本发明第一、第二或第三方面合金的铸件，
- (b) 在 500-550℃ 温度、第一时间段下加热凝固的铸件，
- (c) 淬火铸件，
- (d) 在 200-230℃ 温度、第二时间段下时效化铸件。

优选地，第一时间段是 6-24 小时，第二时间段是 3-24 小时。

第六方面，本发明提供一种从镁合金制造铸件的方法，包括的步骤为：

- (i) 熔化根据本发明第一、第二或第三方面的合金，以形成熔融合金，
- (ii) 将熔融合金引入砂模或永久模具中，并使熔融合金凝固化，
- (iii) 从模具中取出获得的凝固化铸件，并

(iv) 保持铸件在第一温度范围以第一时间段，在此期间部分铸件的晶间相溶解，随后保持铸件在低于第一温度范围的第二温度范围以第二时间段内，在此期间导致纳米尺寸的沉淀片晶在铸件晶粒内和晶界上进行沉淀。

第一温度范围优选 500-550℃，第二温度范围优选 200-230℃，第一时间段优选为 6-24 小时，第二时间段优选 3-24 小时。

第七方面，本发明提供一种根据本发明第四、五或六方面的方法生产的用于内燃机的汽缸体。

第八方面，本发明提供一种根据本发明第一、二或三方面的镁合金形成的用于内燃机的汽缸体。

对汽缸体的具体依据如上述，但应该注意的是本发明的合金可以在其它高温应用中使用，也可以在低温应用中使用。

发明优选实施方案的描述

### 实施例 1

样品是从六种合金组合物(见表 1)在具有 5mm 到 25mm 阶厚的阶梯式板模中形成如图 1 所示铸件的重力铸件。加入除钕以外的稀土,如含有铈、镧和一些钕的铈基混合稀土。以其元素的形式加入额外的钕和锌。通过有专利权的 Mg-Zr 合金加入锆。在全部整铸模板的制备中使用标准的熔融处理过程。个别的样品再经过表 2 第 3 种的 T6 热处理,这提供最佳结果。在受控的大气环境中进行固溶体热处理,以阻止在热处理期间表面层的氧化。再检测和测试获得的热处理样品,以测定硬度、抗张强度、蠕变性能、抗腐蚀性、疲劳性能和螺栓载荷保持性能。详情情况示于下面的表 1 和 2 中。

表 1-组合物评估

组合物编号	Wt%Zn	Wt%Nd	Wt%除 Nd 以外的 RE	Wt%Zr	Wt%总 RE
对比-A	0.42	1.40	1.33	0.47	2.73
对比-B	0.85	2.04	1.13	0.503	3.17
对比-C	0.88	1.68	0.82	0.519	2.50
发明-1	0.41	1.63	0.8	0.459	2.43
发明-2	0.67	1.64	0.81	0.459	2.45
发明-3	0.55	1.70	0.94	0.55	2.64

表 2-T6 热处理评估

热处理编号	固溶体处理	淬火类型	时效化
0	525℃, 8 小时	80℃水	215℃, 16 小时
1	525℃, 8 小时	80℃水	215℃, 4 小时
2	525℃, 4 小时	80℃水	215℃, 150 分钟
3	525℃, 8 小时	80℃水 + 水淬火	215℃, 4 小时
4	525℃, 8 小时	空气	215℃, 4 小时
5	525℃, 8 小时	80℃水 + 水淬火	215℃, 8 小时
6	525℃, 8 小时	80℃水 + 水淬火	215℃, 150 分钟
7	525℃, 4 小时	80℃水 + 水淬火	215℃, 4 小时

下面的结论是从结果分析中得出的。

显微照片显示对比组合物 B 在晶界和三相点具有最大量的金属间相，这是与它具有最高的总稀土含量是相一致的。对比组合物 C 和发明组合物 1 具有最少量的金属间相，这也是与它们具有低的总稀土含量相一致的。发明组合物 2 的显微照片清楚地显示比任何其它组合物具有大得多的和更易变化的晶粒尺寸。这可能是由于这种组合物中略低的 Zr 含量。所有这六种组合物在接近晶粒中心处具有沉淀云，这在本说明书的其它地方描述为 Zr-Zn 化合物。

进行硬度测量，发明组合物 1 和 2 始终与发明组合物 3 一样好或优于发明组合物 3，表明 0.4-0.6wt% 的 Zn 量是可以接受的。对比组合物 C 始终具有低硬度值，表明高 Zn 和低稀土的结合是不太适合的。对比组合物 A 和 B 与发明组合物非常相似，这表明高 Zn 含量的有害效应可以通过非常高的稀土含量来补偿。然而，由于稀土金属的高成本，使得这在工业上没有吸引力。

在室温、100°C、150°C 和 177°C 下测定拉伸性能。选择组合物变量以便研究几种相互的作用，接着进行观察。

发明组合物 1，它的 Nd 含量类似于发明组合物 3，但 Zn 和其它稀土元素较低，其机械性能与发明组合物 3 一样好或优于发明组合物 3，这表明低 Zn 和/或稀土含量对机械性能的伤害不是必需的。

对比组合物 A 和发明组合物 1 具有非常类似的低 Zn 含量，同时对比组合物 A 具有较低 Nd 含量，较高其它稀土含量和较高总稀土含量。在室温下，发明组合物 1 具有更好的屈服应力和略高的延伸性，这与额外的 Nd 提供加固性和较少 Ce/La 晶界金属间是相一致的。在高温下，保持室温趋势。

发明组合物 1、2 和对比组合物 C 成分上非常相似，除了在对组合物 C 中 Zn 含量较高。对比组合物 C 含有比发明组合物 1 或 2 略高的 Nd 和其它稀土含量。在室温和高温下均发现随着 Zn 含量的增加，屈服应力降低，延伸性增加。在 0.4 和 0.67%Zn 之间的屈服应力下降最显著。

对比组合物 B 和 C 都含有非常类似(高)的 Zn 含量，对比组合物 B 含有比对比组合物 C 含有更高的总稀土含量(源于较高的 Nd 和较高的 Ce/La)。在所有温度下，对比组合物 B 的屈服应力和延伸性始终优于对比组合物 C；这两个性质极大影响蠕变行为。

对所有组合物在 90Mpa 的恒负载和 150°C 及 177°C 温度下进行蠕变测试。稳定状态的蠕变速率列于表 3 中。

表 3

	稳定状态的蠕变速率( $S^{-1}$ )	
	90Mpa 150℃	90Mpa 170℃
对比组合物 A	$7.05 \times 10^{-11}$	$3.6 \times 10^{-10}$
对比组合物 B	$2.66 \times 10^{-11}$	$1.67 \times 10^{-10}$
对比组合物 C	$4.07 \times 10^{-11}$	$2.5 \times 10^{-10}$
发明组合物 1	$5.56 \times 10^{-11}$	$5.31 \times 10^{-10}$
发明组合物 2	$2.59 \times 10^{-11}$	$3.6 \times 10^{-10}$
发明组合物 3	$2.80 \times 10^{-11}$	$1.40 \times 10^{-10}$

当对比不同抗蠕变镁合金时,通常引用 100 小时后给出 0.1%蠕变应变的应力。在 150℃、90Mpa 下 100 小时后,六种组合物中一个也没有这个等级的蠕变应变。类似地,在 177℃时,在 100 小时后没有一个组合物超过这个值,虽然达到的蠕变应变在测试时间长得多时超过该值。在 150℃时,所有六种组合物就其蠕变行为方面是可以接受的。

在拉伸结果中值得注意的锌影响在 150℃的蠕变结果中也是明显的,特别是就初蠕变延伸来说,发明组合物 1 优于发明组合物 2,还优于对比组合物 C。稳态蠕变速率在这三种组合物中是类似的。含有最高 Zn 含量但也含有高稀土含量的对比组合物 B 也是可以接受的,这又表明高 Zn 含量的有害作用可以通过高稀土含量抵消。

对比组合物 A 具有比发明组合物 1 更高的初响应,和略高的稳定态蠕变速率,这表明虽然 1.4%的 Nd 水平是可以接受的,但是 1.5%是优选最小值,1.6%更为优选的。

## 实施例 2

### 实验过程

如图 1 所示,从重力铸造阶梯式板制备称为 SC1(96.3%Mg, 1.7%Nd, 1.0%RE(Ce:La 为 70:30), 0.5%Zn 和 0.5%Zr)的合金样品。以也含有一些 Nd 的 Ce 基混合稀土加入 Ce 和 La。以其元素形式加入额外的 Nd 和 Zn。通过有专利权的 Mg-Zr 中间合金加入锆。测定从 15mm 阶切下的样品的机械性能,

这里获得的晶粒尺寸大约为  $40\mu\text{m}$ 。在全部整铸模板的制备过程中使用标准熔融操作程序和受控的环境热处理条件。

显微结构-用于金相学检验的样品是用金刚石研磨膏抛光至  $1\mu\text{m}$ ，接着用  $0.05\mu\text{m}$  硅胶抛光。在乙二醇和水中的硝酸溶液中进行蚀刻大约 12 秒。

拉伸和压力测试-根据 ASTM E8 在 20、100、150 和  $177^\circ\text{C}$  下，在空气中使用 Instron Testing Machine 测定拉伸性能。测试之前，样品在温度中保持 10 分钟。测试样品具有矩形横截面( $6\text{mm} \times 3\text{mm}$ )，标准长度为  $25\text{mm}$ (图 2(a))。在同样的温度下根据 ASTM E9 使用直径为  $15\text{mm}$ 、长为  $30\text{mm}$  的柱形样品测定压缩屈服强度。在室温和高温下使用压电超声复合振荡技术(PUCOT) [Robinson, WH 和 Edgar A, 对音速和超音速的 IEEE 处理, SU21(2), 1974, 98-105] 测定合金的弹性模量。

蠕变测试-在 150 和  $177^\circ\text{C}$  温度下，46、60、75 和  $90\text{Mpa}$  应力下的恒负载仪器中，在温度受控的硅油浴内测定蠕变行为。测试样品是与在拉伸测试中使用的样品的几何形状相同，并且从样品的标准长度直接测定在蠕变中的延伸。

疲劳测试-在 25 和  $120^\circ\text{C}$  下，在空气中测定  $10^6$  和  $10^7$  周期的疲劳强度。样品具有圆形横截面，直径为  $5\text{mm}$ ，标准长度为  $10\text{mm}$ (图 2(b))，抛光至  $1\mu\text{m}$ ，这近似相应于在主轴承-汽缸体的最高受力部分的表面抛光。样品是在完全相反的拉伸-压缩(即零平均应力)下轴向地加载，且测试频率为  $60\text{Hz}$ ，相应于标称操作条件。有几个用于评定给定寿命的疲劳强度方法，并且这里使用阶梯方法(BS 3518 部分 5)。

螺栓载荷保持(BLR)测试-可使用螺栓载荷维持测试以模拟在压缩装载下使用中可能发生的松弛。测试方法[Patterson K 和 Fairchild S SAE 技术论文 970326]包括应用初始负载( $8\text{kN}$  下)，通过由两个同样的凸起部组成的组件， $15\text{mm}$  厚且外径为  $16\text{mm}$ ，由测试材料制成和具有以张力仪装备的高强度 M8 螺栓(图 3)。持续测量在高温( $150^\circ\text{C}$  和  $177^\circ\text{C}$ )下超过 100 小时负载的变化。两个重要的负载，依据限定的 BLR 行为，在环境温度的初始负载， $P_I$ ，和返回环境条件后完成测试的负载， $P_F$ 。这两个值的比( $P_F / P_I$ )是合金螺栓载荷保持行为的量度。通常是在螺栓组件加热至测试温度时，初始负载增加。这是螺栓组件的热膨胀与在合金凸起部产生变形相结合的结果。

导热性-在直径为  $30\text{mm}$ 、长为  $30\text{mm}$  的样品上测定导热性。

抗蚀性-室温下使用标准盐水浸渍测试,比较 AZ91 与 SC1 的抗蚀性。测试是在具有使用 1M NaOH 溶液稳定 pH 至 11.0 的盐水环境中(3.5%NaCl 溶液)进行,超过七天。使用铬酸冲洗,接着用乙醇冲洗,从试样中去除腐蚀产品。

### 结果和讨论

显微结构-作为砂铸合金,SC1 需要 T6 处理(在受控大气下固溶体热处理,冷或热水淬火,且高温退火)以完全发展其机械性能。建议的热处理制度是在铸造后,机械性能需求和工业可接受的存放时间之间的平衡。如图 4 所示,SC1 的 T6 显微结构包含由在晶界和三相点的镁-稀土金属间相(B)锁定的  $\alpha$ -Mg 相晶粒(A)。在大部分晶粒中心区域内有棒状沉淀簇(C)。金属间相, B, 的化学计量接近为  $Mg_{12}(La_{0.43}Ce_{0.57})$ 。

拉伸和抗压强度-图 5(a)显示作为温度函数的拉伸性能(0.2%的屈服强度和极限拉伸强度)和压力屈服强度两者。图 5(b)显示作为温度函数的拉伸延伸。应该注意的是 SC1 的机械性能在高温下非常稳定,其拉伸和压缩时的屈服强度在室温至 177°C 之间相对地不变化。SC1 的室温性能没有一点与大部分其它镁砂铸合金一样高,但高至 177°C 时这些性能的稳定性的稳定性,使得这种合金在发动机的汽缸体中的应用特别诱人。

弹性模量测定的结果列于表 4 中,应该注意的是弹性模量显示在 177°C 的下降小于 10%,超过室温的值。

表 4-使用 PUCO 技术测定的 SC1 的弹性模量

杨氏模量(GPa)		
25°C	100°C	177°C
45.8±0.3	43.9±0.3	41.9±0.3

蠕变和螺栓载荷保持行为-SC1 的显微结构在高至 177°C 时非常稳定,这与晶界金属间相的形成和分布一起是达到必要的抗蠕变性的一个重要因素。使用是在 100 小时后在温度下产生 0.1%蠕变应变的应力的蠕变应变作为抗蠕变性的量度是任意的,但是对于比较合金行为仍是一种有用的方法。使用这个概念,SC1 的行为可以与 A319(图 6)的行为相比,并且很清楚两种合金在 150 至 177°C 温度范围内的蠕变响应是非常相似的。然而更重要的是,应

该注意的是在 150 和 177℃ 下在 100 小时后 SC1 产生 0.1%蠕变应变的所需应力接近该材料的拉伸屈服强度(0.2%偏差)。

对 SC1、A319 和 AE42 在 150℃ 和 8kN 负载下的一般螺栓载荷保持曲线如图 7(a)所示。SC1 是在 T6 条件下, A319 作为砂模铸件, AE42 是高压铸件(即所有三种合金在它们的正常操作条件下)。发生在测试开始时的负载增长是螺栓组件的热膨胀低于在合金凸起部的屈服变形的最终结果。两个重要的负载是在环境温度的初始负载  $P_i$ (在这情况下是 8kN), 和在返回环境条件后完成测试的负载  $P_f$ 。这两个值的比作为合金的螺栓载荷保持行为的量度, 并在这种情况下用于 150 和 177℃ 比较 SC1 和压铸件 AE42(图 7(b))。在高温下螺栓载荷保持行为还反映这种合金的高温稳定性, 并且很清楚在这个方面 SC1 与铝合金 A319 一样好, 且优于 AE42。

疲劳性能-发动机汽缸体在运行中连续地经受周期应力, 因此需要确保用于汽缸体的所选材料可以经受得住这种疲劳负载。SC1 在  $10^6$  和  $10^7$  周期的疲劳强度是在 24 和 120℃ 测定的, 并且在表 5 中引用的数据是给出断裂 50%可能性的应力。极限代表断裂 10%和 90%可能性的应力。应该注意的是这些结果是对  $10^7$  周期的最大值, 而不是在设计标准中具体的  $5 \times 10^7$ 。但是, 对于合金需要达到的目标, 这强度是足够高的。

表 5-两种温度下 SC1 的疲劳强度(R=-1)

温度	疲劳强度(MPa)	
	$10^6$ 周期	$10^7$ 周期
24℃	~80	75 ± 18
120℃	74 ± 9	71 ± 7

-表示仅有 12 种样品被检测, 而不是标准所需的 15 种。

腐蚀性-合金内部和外部的腐蚀行为是极为重要的。在内表面的腐蚀可以通过使用适当发动机冷却剂与仔细地设计相结合来控制, 以确保所有金属成分与冷却剂液体接触的兼容性。外表面的抗蚀性极大依赖于合金本身的成分。没有一个试验可以测定在所有环境中合金的抗蚀性, 因此使用标准盐水浸渍试验比较 SC1 和 AZ91。这两种合金在 T6 热处理条件下, 并发现这个时间过程中 SC1 的平均重量损失速率为  $0.864\text{mg/cm}^2/\text{天}$ , AZ91 为  $0.443\text{mg/cm}^2/\text{天}$ 。

天。

导热性-发现 SC1 的导热性为 102 W/mK, 这略低于在设计标准中的原来的规定值。然而, 利用这个信息, 不难修改发动机汽缸体的设计, 以适应导热性值。

## 结论

SC1 符合下列说明:

- 0.2%屈服强度在室温下为 120Mpa 和在 177°C 下为 110Mpa 。
- 在 150°C 和 177°C 的抗蠕变性可与 A139 相比。
- 室温下, 疲劳极限超过 50Mpa。

结合较高温度机械性能和计算的成本效率, 建议 SC1 作为发动机汽缸体材料是商业可行的选择。

在下面的权利要求书和前面的发明描述中, 除了由于语言表达或必要含意的上下文需要不同的地方, 词“包含(comprise)”或变体如“包含(comprises)”或“包含(comprising)”是用于包含的意思, 是说明状态特征的存在, 但不排除在本发明的不同实施方案中存在或额外的其它特征。

很显然, 虽然这里提到公开的现有技术, 但是这些参考不能构成允许任何这些文件在澳大利亚或任何其它国家技术中形成公知常识部分。



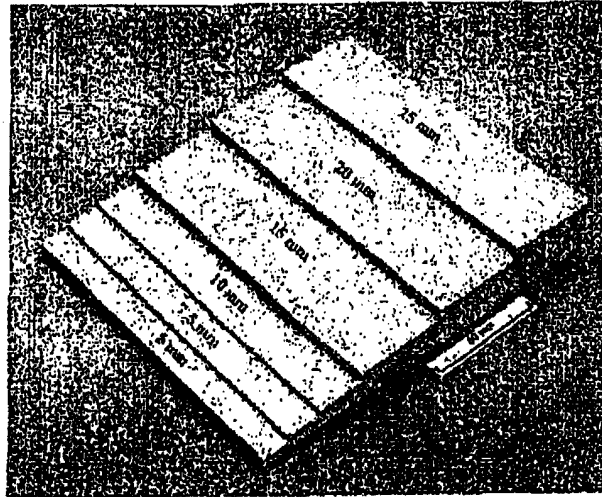


图 1

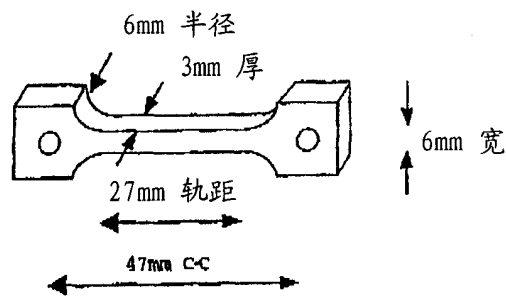


图 2 (a)

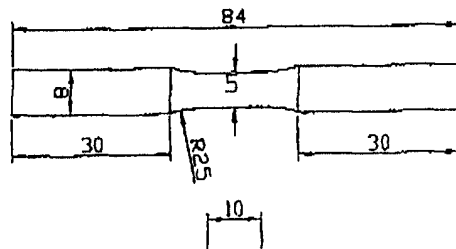


图 2 (b)

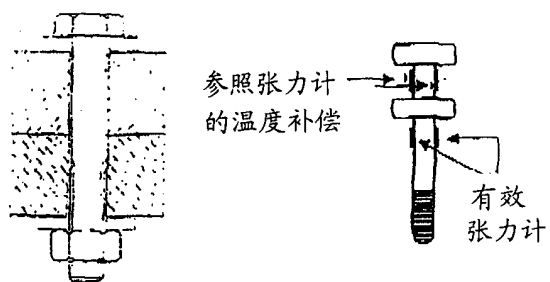


图 3



图 4

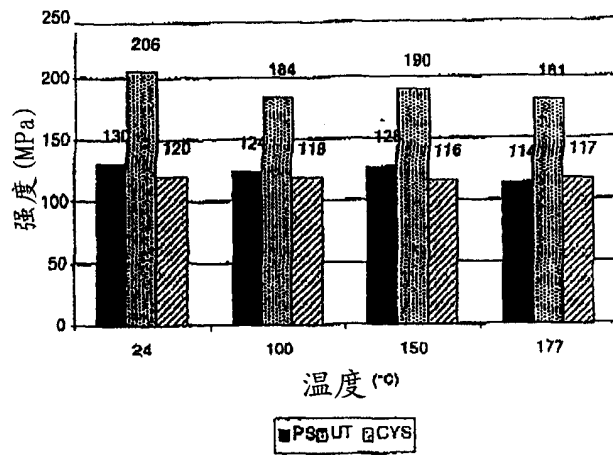


图 5(a)

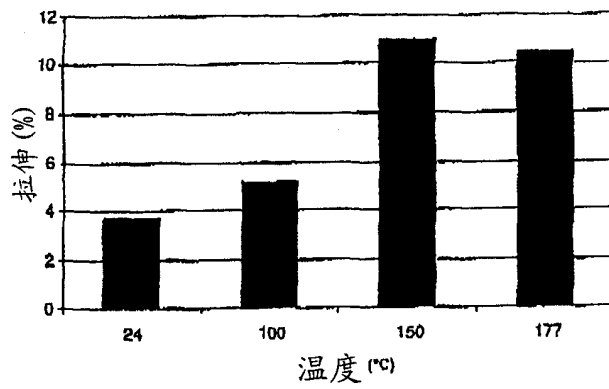


图 5(b)

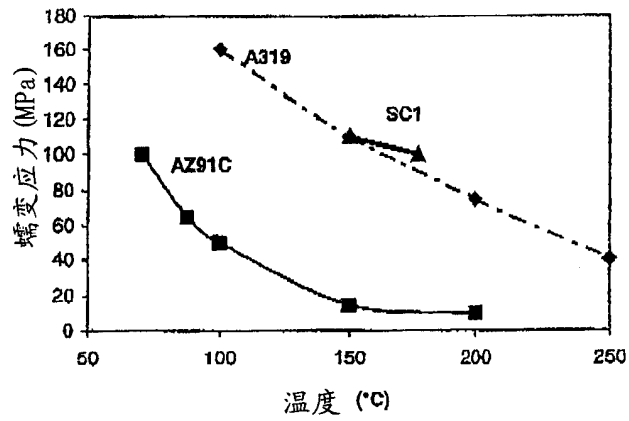


图 6

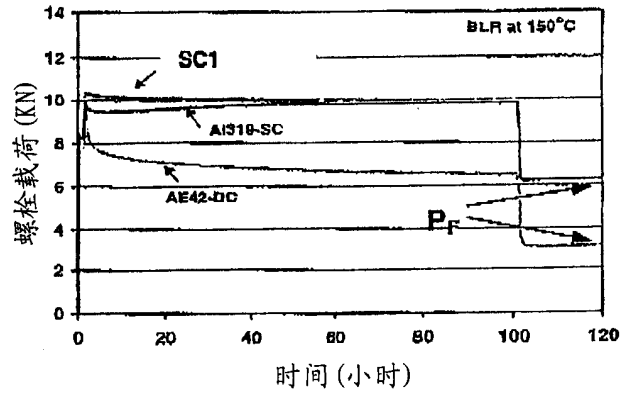


图 7(a)

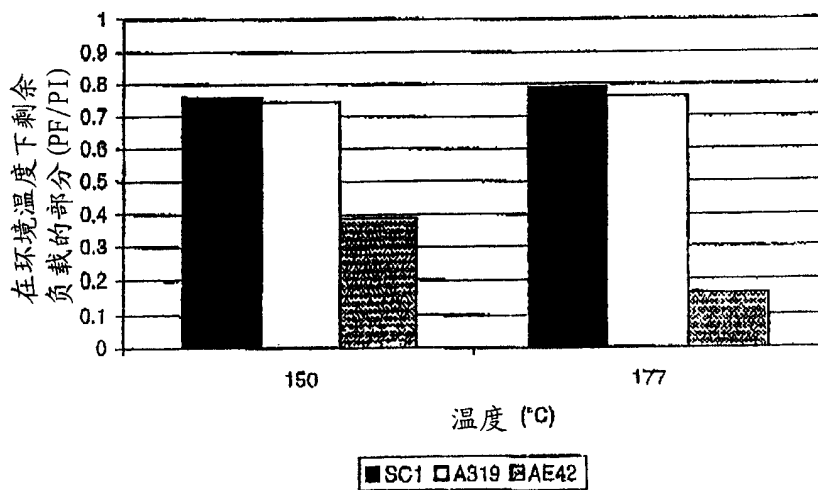


图 7(b)