

证书号第594008号



发明专利证书

发明名称：微孔率降低的铝硅合金

发明人：雷蒙德·J·多纳休；特伦斯·M·克利里
凯文·R·安德森

专利号：ZL 2005 1 0088536.4

专利申请日：2005年8月4日

专利权人：不伦瑞克公司

授权公告日：2010年1月27日

本发明经过本局依照中华人民共和国专利法进行审查，决定授予专利权，颁发本证书并在专利登记簿上予以登记。专利权自授权公告之日起生效。

本专利的专利权期限为二十年，自申请日起算。专利权人应当依照专利法及其实施细则规定缴纳年费。本专利的年费应当在每年08月04日前缴纳。未按照规定缴纳年费的，专利权自应当缴纳年费期满之日起终止。

专利书记载专利权登记时的法律状况。专利权的转移、质押、无效、终止、恢复和专利权人的姓名或名称、国籍、地址变更等事项记载在专利登记簿上。



局长

田力普



[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl.

C22C 21/02 (2006.01)

C22F 1/043 (2006.01)



[12] 发明专利说明书

专利号 ZL 200510088536.4

[45] 授权公告日 2010年1月27日

[11] 授权公告号 CN 100584978C

[22] 申请日 2005.8.4

[21] 申请号 200510088536.4

[30] 优先权

[32] 2005. 1. 25 [33] US [31] 11/042,252

[73] 专利权人 不伦瑞克公司

地址 美国威斯康星州

[72] 发明人 雷蒙德·J·多纳休

特伦斯·M·克利里

凯文·R·安德森

[56] 参考文献

JP9272940 A 1997.10.21

审查员 彭 敏

[74] 专利代理机构 中原信达知识产权代理有限责
任公司

代理人 杨本良 顾红霞

权利要求书 5 页 说明书 27 页 附图 5 页

[54] 发明名称

微孔率降低的铝硅合金

[57] 摘要

一种铝硅压铸合金，具有非常低的铁含量和相对较高的锡含量，用来防止在压铸过程中焊接在模具上。当存在铁时，本发明的合金还具有改性的共晶硅和改性的铁形态，从而导致低微孔率和高冲击性。该合金包含 6-22wt% 硅、0.05 至 0.20wt% 锡和余量的铝。优选的，本发明的合金以重量计包含有：6-20% 硅；0.05 至 0.10% 锡；最多 0.40% 并且最优选为 0.20% 铁；最多 4.5% 铜；最多 0.50% 锰；最多 0.60% 镁；最多 3.0% 锌；以及余量的铝。在从固溶温度冷却时，锡用来改变共晶硅结构并且在存在铁的情况下产生出铁相形态改变，从而有助于通过铝枝晶间基质增长。这又产生具有非常低的微孔隙缺陷的最终铸件产品。所含的锡还表现为即使在非常低的铁含量下也在熔融铸件的表面上形成锡原子不润湿单层，从而防止铸模焊接。

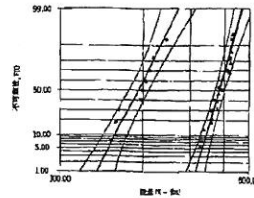


图 1 - 50
V6 / ALPHA 相区图

合金 - 组成 (%)
Si - 13%
Fe - 0.20%
Cu - 4.5%
Mn - 0.50%
Mg - 0.60%
Zn - 3.0%
Al - 余量

1. 一种铝硅模铸合金，它基本上由以下组分构成：6-20wt%Si；0.05至0.10wt%锶；最多0.20wt%铁；最多4.5wt%铜；最多0.50wt%锰；最多0.60wt%镁；最多3.0wt%锌；以及余量的铝，其中所述合金避免了焊接在模铸模具上。
2. 如权利要求1所述的铝硅模铸合金，其中所述合金不含晶粒细化剂。
3. 如权利要求1所述的铝硅模铸合金，其中共晶组分根据锶含量和模铸冷却速度而含有在11.6至14%范围内变动的硅。
4. 如权利要求1所述的铝硅模铸合金，其中所述合金具有改性的共晶硅微观结构。
5. 如权利要求1所述的铝硅模铸合金，其中所述合金具有共晶铝硅微观结构。
6. 如权利要求1所述的铝硅模铸合金，其中所述合金具有亚共晶铝硅微观结构。
7. 如权利要求1所述的铝硅模铸合金，其中所述合金具有过共晶铝硅微观结构。
8. 如权利要求1所述的铝硅模铸合金，其中所述合金基本上由以下组分构成：6-20wt%硅、0.05-0.10wt%锶、0.05-4.5wt%铜、0.05-0.50wt%锰、0.05-0.60wt%镁、最多3.0wt%锌和余量的铝。
9. 如权利要求1所述的铝硅模铸合金，其中所述合金基本上由以

下组分构成：8.75-9.25wt%硅、0.05-0.07wt%锶、最多 0.20wt%铜、0.25-0.35wt%锰、0.10-0.20wt%镁和余量的铝。

10. 如权利要求 9 所述的铝硅模铸合金，其中将所述合金进行模铸以形成船用螺旋桨。

11. 如权利要求 1 所述的铝硅模铸合金，其中该合金包括 0.35-0.45 wt%的镁。

12. 如权利要求 11 所述的铝硅模铸合金，其中将所述合金进行模铸以形成舷外马达组件的主动轴箱。

13. 如权利要求 11 所述的铝硅模铸合金，其中将所述合金进行模铸以形成舷外马达组件的齿轮箱。

14. 如权利要求 11 所述的铝硅模铸合金，其中将所述合金进行模铸以形成舷外船尾驱动马达组件的 Gimbel 环。

15. 如权利要求 1 所述的铝硅模铸合金，其中所述合金基本上由以下组分构成：6.5-12.5wt%硅、0.05-0.07wt%锶、2.0-4.5wt%铜、最多 0.50wt%锰、最多 0.3wt%镁和余量的铝。

16. 如权利要求 1 所述的铝硅模铸合金，其中所述合金基本上由以下组分构成：6.5-12.5wt%硅、0.05-0.07wt%锶、2.0-4.5wt%铜、最多 0.50wt%锰、最多 0.30wt%镁、最多 3.0wt%锌和余量的铝。

17. 如权利要求 1 所述的铝硅模铸合金，其中所述合金包括：6.0-11.5wt%硅、0.05-0.10wt%锶、最多 0.25wt%铜、最多 0.50wt%锰、最多 0.60wt%镁和余量的铝。

18. 一种铝硅模铸合金，其中所述合金基本上由以下组分构成：
16-22wt%硅、0.05-0.10wt%锶、最多 0.35wt%铁、最多 0.25wt%铜、最多 0.30wt%锰、最多 0.60wt%镁和余量的铝。

19. 如权利要求 18 所述的铝硅模铸合金，其中所述合金包含 18-20wt%的硅，并且还具具有过共晶微观结构。

20. 如权利要求 19 所述的铝硅模铸合金，其中将所述合金进行模铸以形成发动机主体。

21. 一种铝硅模铸合金，它包含：6-22wt%的硅、0.05-0.20wt%的锶，和余量铝，其中所述合金不含铁、钛和硼，并且其中所述合金避免了焊接在模铸模具上。

22. 一种铝硅模铸合金，它包含：6-22wt%硅、0.05-0.20wt%锶，最多 0.20wt%的铁，和余量铝，其中所述合金不含钛和硼，并且其中所述合金避免了焊接在模铸模具上。

23. 如权利要求 21 所述的铝硅模铸合金，其中所述锶组分提高了熔融合金在铸造期间的表面张力。

24. 如权利要求 21 所述的铝硅模铸合金，其中所述合金在铸造期间形成用来防止焊接在模铸模具上的表面单层。

25. 如权利要求 24 所述的铝硅模铸合金，其中所述单层包括 Al_4Sr 晶格，其中所述锶原子具有扩散离开单层从而形成用来防止该合金焊接在模铸模具上的动态单层的热动力趋势。

26. 如权利要求 21 所述的铝硅模铸合金，其中所述合金不含晶粒细化剂。

27. 一种铝硅模铸合金，它基本上由以下组分构成：65-93.95wt% 铝、6-22wt%硅、最多 0.60wt%镁、最多 0.49wt%锰、最多 0.20wt%铁、最多 4.5wt%铜、最多 3wt%锌以及余量的至少为 0.05wt%锶，其中所述合金基本上减少在模铸过程中焊接在模铸模具上的情况的发生。

28. 如权利要求 27 所述的铝硅模铸合金，其中所述铝含量为 68.81-93.95wt%。

29. 如权利要求 27 所述的铝硅模铸合金，其中所述铝含量为 68.810-93.949wt%，并且余量的锶至少为 0.051wt%。

30. 如权利要求 1 所述的铝硅模铸合金，其中所述锶含量为 0.051-0.100wt%，并且锰含量为最多 0.49wt%。

31. 如权利要求 18 所述的铝硅模铸合金，其中所述锶含量为 0.051-0.100wt%。

32. 如权利要求 21 所述的铝硅模铸合金，其中所述合金包含有 0.051-0.200wt%的锶。

33. 一种模铸铝硅合金的方法，该方法包括以下步骤：

制备出基本上由以下组分构成的铝硅合金：65-95.95wt%铝、6-22wt%硅、最多 0.20wt%铁、最多 0.49wt%锰、最多 0.60wt%镁、最多 4.5wt%铜、最多 3.0wt%锌以及余量的至少为 0.05wt%的锶；

将所述合金浇铸到传统的模铸模具中以生产出铸件；并且

从所述模具中取出该铸件，其中基本上减少了该铸件焊接在模铸模具上的情况的发生。

34. 如权利要求 33 所述的方法，其中制备出合金的步骤包括制备出

基本上包含有 68.810-93.949wt%的铝和余量的至少为 0.051wt%的锶的铝硅合金。

微孔率降低的铝硅合金

技术领域

本发明涉及一种铝硅合金，其具有降低的微孔率。

背景技术

铝硅(AlSi)合金在铸造业是公知的。金属学家一直在寻找具有高强度和高延展性的 AlSi 合金，它能够用来以相对较低的成本铸造各种零件。这里描述的是一种具有降低的微孔率、高的强度和延展性的 AlSi 合金，并且在用于模铸时不会焊接在模铸模具上。

大多数 AlSi 模铸合金含有镁(Mg)以提高合金的强度。但是，添加 Mg 也降低了合金的延展性。另外，在模铸固化过程中，含 Mg 的 AlSi 合金在熔融铸造目标的外表面上形成表面膜。

由于大部分铝合金都含有一些 Mg(通常小于 1wt%)，所以预计形成被称为“尖晶石”的 $MgO-Al_2O_3$ 的表面膜。在固化过程开始期间，尖晶石最初防止熔融铸造物体与模铸模具焊接在一起。但是，随着熔融铸造物体继续固化，运动的熔融金属伸展并且破坏尖晶石，从而暴露出新的铝，它会与金属模具焊接在一起。基本上，在模具中的铁(Fe)在热动力学上趋向溶解到无铁铝中。为了降低这种热动力驱动力，通常要增大铝合金的铁含量。因此，如果铝合金已经包含有所期望的铁(通常加入 1wt% 的 Fe)，铝合金不会具有相同的将铁原子溶解在模具中的趋向。因此，为了防止模具焊接，AlSi 合金并且甚至是含 Mg 的 AlSi 合金通常包含有用来防止合金焊接在模铸模具上的铁。显然，在这种合金的微观结构中，铁以细长针状相形式出现，已经发现其存在降低了 AlSi 的强度和延展性并且提高了微孔率。

固化范围，即使得合金固化的温度范围，为在液相线温度和恒定共晶温度之间的范围。固化范围越宽或越大，则合金在给定冷却速度下固化所需的时间越长。在经过该固化范围产生亚共晶(即，包含有 $<11.6\text{wt}\%\text{Si}$)AlSi合金的期间，首先形成铝树枝晶。随着时间消逝并且冷却过程进行，铝树枝晶长得越来越大，最终接触并且形成树枝晶网络。在这个时间段中，并且有时甚至在初生铝相的析出之前，细长铁针状相也形成并且会堵塞铝树枝晶网络的狭窄通道，从而限制了共晶液体的流动。这种现象会增大在最终铸造结构中出现微孔性的情况。

高的微孔率是不理想的，尤其在将该合金用于发动机本体时，因为高微孔率在所机加工的缸盖上侧上在O形环密封件下产生泄漏，并且降低了机加工螺纹承受扭矩的能力。另外，亚共晶AlSi合金发动机本体设计成在气缸内孔表面上具有用于耐磨的电沉积材料例如铬。微孔性妨碍了电沉积铬镀层的附着。

同样，采用高压模铸方法铸造的AlSi合金由于在缸孔母材中的微孔性而也导致多孔的表面结构，如果用在发动机部件中则尤为有害，因为它导致了高油耗。一般来说，过共晶(即，含有 $>11.6\text{wt}\%\text{Si}$)AlSi合金已经用来在娱乐造船业中生产用于舷外船尾驱动马达的发动机本体。因为它们具有高拉伸强度、高弹性模量、低热膨胀系数并且耐磨，从而这种合金是有利的。

另外，在机械部件中的微孔性是有害的，因为微孔性会降低合金的总体延展性。已经发现微孔性降低了AlSi铸件的延展性，而不管该工件是由过共晶、亚共晶、共晶或是改性的共晶AlSi合金铸成。

在美国制造的所有铸铝产品的接近70%是采用模铸工艺铸成的。如上所述，传统AlSi合金含有大约1wt%的铁以避免模具焊接。但是，添加铁与和铝一起使用的商业合金元素的任一种相比在更大程度上降低了机械性能，尤其是该合金的延展性。因此，在其中需要高机械性

能的合金的应用中通常不推荐使用模铸合金。可以使用费用高很多的工艺包括永久模铸工艺和砂型铸造工艺来满足模铸工艺通常不能满足的这些应用。因此，在铝协会（Aluminum Association）登记的所有 AlSi 模铸合金包含有 1.2 至 2.0wt% 铁，包括以下铝协会型号：343、360、A360、364、369、380、A380、B380、383、384、A384、385、413、A413 和 C443。

另外，试验已经表明，AlSi 合金的拉伸强度、延伸率和质量指标随着铁含量的增加而降低。例如，具有 10.8wt% 的 Si 和 0.29wt 的 %Fe 的 AlSi 合金具有大约 31100psi 的拉伸强度、14.0 的延伸率和 386MPa 的质量指标(即，静态韧性)。相反，具有 10.1wt% 的 Si 和 1.13wt%Fe 的 AlSi 合金具有大约 24500psi 的拉伸强度、2.5 的延伸率和 229MPa 的质量指标。另外，具有 10.2wt% 的 Si 和 2.08wt%Fe 的 AlSi 合金具有 11200psi 的拉伸强度、1.0 的延伸率和 77MPa 的质量指标。

因此，最好如此降低模铸 AlSi 合金的铁含量，从而降低铁针状相以便于枝晶间增长并且因此降低微孔率。但是，还重要的是，要防止模铸 AlSi 工件焊接在铸模上，即在传统上通过向合金添加铁来解决的问题。

另外，AlSi 合金尤其是亚共晶 AlSi 合金由于针状共晶硅相具有较大的不规则形状并且由于存在 β -(Fe,Al,Si) 型针状相所以通常具有较差的延展性。上述铁针状体和针状共晶硅堵塞了在初生铝树枝晶之间的枝晶间通道，并且妨碍了随后在固化过程中的增大，从而导致微孔性(如上所述)，并且还降低了机械性能例如延展性。已经认识到，可以通过添加少量钠(Na)或锶(Sr)对共晶硅相的生长进行改进，由此提高了亚共晶 AlSi 合金的延展性。这种改变还降低了微孔率，因为更小的共晶硅相结构便于枝晶间增长。

US5234514 涉及具有细化初生硅和改性的共晶的过共晶 AlSi 合

金。该 '514 专利涉及通过添加磷(P)和晶粒细化物质来改变初生硅相和共晶硅相。当从固溶体将该合金冷却至液相线温度以下的温度时,磷按照一般的方式用来析出磷化铝颗粒,它们用作初生硅的活性晶核,因此产生出其尺寸通常小于 30 微米的更小的细化初生硅颗粒。但是, '514 专利指出,该工艺不能用于用 P 和 Na 或 Sr 改性的过共晶 AlSi 合金,因为 Na 和 Sr 中和了磷的作用,并且合金的铁含量仍然造成铁相析出,这妨碍了枝晶间增长。

US6267829 涉及一种降低在含铁 AlSi 合金尤其是 Al-Si-Mn-Fe 合金中形成初生片晶状 β 相的方法。该 '829 专利没有考虑合金的快速冷却,因此没有考虑在其中给出的合金的模铸。该 '829 专利需要包含用于晶粒细化的钛(Ti)或锆(Zr)或钡(Ba)和用于共晶硅改性的 Sr、Na 或钡(Ba)。'829 专利的精神在于,通过形成 Al_8Fe_2Si 相来抑制初生片晶状 β 相。形成 Al_8Fe_2Si 相需要向熔体中加入硼(B),因为 Al_8Fe_2Si 相利于在混合硼化物上成核。因此, Ti 或 Zr 和 Sr、Na 或 Ba 和 B 是根据该 '829 专利教导的基本元素,而 Fe 为以至少 0.4wt%连续存在于所有组分中的元素。

US6364970 涉及一种亚共晶铝硅合金。根据该 '970 专利的合金包含有高达 0.15wt%的铁以及 30 至 300ppm(0.003 至 0.03wt%)的锶细化剂。本领域普通技术人员可以理解,对于用来改变共晶硅的这个最小量锶而言,绝对必要的是,与 Sr 反应并且中和它的磷(P)必须以少于 0.01wt%的量存在。'970 专利的亚共晶合金由于细化的共晶硅相并且由于向该合金添加了 Sr 所以具有高断裂强度。该合金还含有 0.5 至 0.8wt%的锰(Mn)。本领域普通技术人员将理解的是,加入 Mn 用来将铁相改变成“汉字”微观结构,并且防止模具焊接。在 '970 专利中所披露的合金在工业中被称为 Silafont 36。由 Aluminum-Verlag Marketing ,&Kommunikation GmbH 在 1999 年出版的铝手册,在卷 1: Fundamentals and Materials 的第 131 和 132 页讨论了 Silafont 36 和类似合金的优点以及局限性:“用传统铸造合金不能实现延展性,因为

残余 Fe 量较高。因此已经开发出新合金例如 $\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}$ (Magsimal-59) 和 $\text{AlSi}_8\text{MgMnSr}$ (Silafont 36), 其中将 Fe 含量降低至大约 0.15%。为了确保没有任何粘附(即, 焊接), 已经将 Mn 含量增大至 0.5 至 0.8%, 并且这具有另外的非常理想的改善热强度的效果”。

在使用期间, 舷外船用螺旋桨有时会与水下物体碰撞, 从而损坏这些螺旋桨。如果形成该螺旋桨的合金延展性较低, 则螺旋桨叶片在与尺寸相当大的水下物体碰撞的情况下可能断裂。高压模铸亚共晶 AlSi 合金在船用螺旋桨中具有有限的应用, 因为它们较脆并且延展性较差。由于延展性更大, 所以通常将铝镁合金用于船用螺旋桨。铝镁合金例如 AA514 是优选的, 因为它们具有高延展性和韧性。但是, 这种铝镁合金螺旋桨的可修复性有限。已经发现向 AlSi 合金添加镁会提高螺旋桨的强度同时降低延展性。因此, 对于螺旋桨而言, 含有镁的 AlSi 合金比传统的铝镁合金更不优选。并且还已经发现将铝镁合金模铸成螺旋桨明显更昂贵, 因为铸造温度明显更高并且因为废品率高得多。

由于成本和几何公差的原因, 通常采用高压模铸工艺来铸造用于舷外船尾驱动马达的螺旋桨。也可以采用更昂贵的半固态金属(SSM) 铸造工艺来铸造螺旋桨。在 SSM 工艺中, 以与在高压模铸中大体相同的方式, 在适当的温度下以半固态将合金注入到模具中。但是, 孔隙率更高, 并且注入速度比在传统压力模铸中低得多, 从而导致在压模装料期间出现很少涡流或不出现涡流。涡流的减少将相应的导致微孔率的降低。因此, 它对于模铸尤其是高压模铸船用螺旋桨而言是有利的。

不管如何铸造船用螺旋桨, 这些螺旋桨在它们在工作期间与水下物体碰撞时规则地断裂成许多大的螺旋桨叶片片段。这是由于如上所述的传统螺旋桨合金的脆性。因此, 由于掉落的片段丢失在螺旋桨工作的水底所以不能修复受损的螺旋桨叶片。而且, 在传统的模铸 AlSi

合金中所固有的脆性使得难以有效的通过锤锻重构螺旋桨。因此，最好提供一种在与水下物体撞击时仅仅弯曲而不会断裂的螺旋桨。

舷外组件(从顶至底，垂直地)由发动机、主动轴箱、也被称为齿轮箱的下单元和其上安装着螺旋桨的水平螺旋桨轴构成。该舷外组件通过旋转托架连接在船的横梁构架上。当船高速行驶时，如果下单元与水下物体碰撞，则存在安全问题。在该情况下，旋转托架和/或主动轴箱会出故障并且使得舷外组件和其旋转螺旋桨进入船中，并且对船的操作人员造成严重伤害。因此，在本领域中的共同安全要求是，舷外组件必须在 40mph 的速度下经受连续与水下物体进行两次碰撞并且仍然能够工作。另外，随着舷外组件变得越来越庞大，这种要求变得越来越难以满足。因此，通常认可的是，由于传统模铸 AlSi 合金的延展性和冲击强度较低，所以尤其在模铸主动轴箱的情况下大于 225HP 的舷外在满足工业要求方面存在问题。因此，非常理想的是能够如此模铸出具有足够冲击强度的主动轴箱，从而该主动轴箱可以更廉价地制造出。同样，由于相同的原因，制造出齿轮箱和船尾驱动 Gimbel 环也是有利的。

发明内容

本发明涉及一种模铸亚共晶和/或过共晶 AlSi 合金，该合金以重量计优选包含有：6-20%Si；0.05 至 0.10%锶；最多 0.40%并且优选最多小于 0.20%铁；最多 4.5%铜；最多 0.50%锰；最多 0.6%镁；最多 3.0%锌；以及余量的铝。最优选的是，本发明的合金不含有铁、钛和硼，但是这些元素能够以痕量级的水平存在。

令人惊讶的是，本发明的合金在模铸过程中不会焊接在模铸模具上。该独特的合金由于模铸冷却速度以及锶含量而具有可以从 11.6wt% 至 14wt%变动的硅的共晶组分并且可以具有改性的共晶、亚共晶或过共晶铝硅微观结构。本发明的合金没有初生片晶状 β -Al₃FeSi 相颗粒和晶粒细化颗粒例如硼化钛，这两者都对合金的机械性能和延展性不

利。

最优选的是，上述模铸合金包含有 6-20wt%硅、0.05-0.10wt%锶、最多 0.20wt%铁、0.05-4.50wt%铜、0.05-0.50wt%锰、0.05-0.6wt%镁、最多 3.0wt%锌和余量的铝。

根据本发明的合金可以用来制造多种不同的铸造金属物品，包括但不限于船用螺旋桨、主动轴箱、Gimbel 环和发动机本体。如果使用该合金来模铸船用螺旋桨，则该合金优选包含有 8.75-9.25wt%硅、0.05-0.07wt%锶、最多 0.3wt%铁、最多 0.20wt%铜、0.25-0.35wt%锰、0.10-0.20wt%镁和余量的铝。如果使用该合金来模铸用于舷外马达组件的主动轴箱、齿轮箱或 Gimbel 环，则优选的是将镁范围改变为 0.35-0.45wt%的镁。更低的镁组分提供了螺旋桨叶片所需的更高的延展性，而更高的镁组分提高了拉伸强度和刚度。

对于模铸其中要求较低的微孔率和较低的铁含量但是必须考虑金相质量或组分的其它类型产品而言，根据情况，以下优选组分中的一个可以是最优的：

(a) 6.5-12.5wt%硅、0.05-0.07wt%锶、优选最多 0.35 并且最优选 0.20wt%铁、2.0-4.5wt%铜、最多 0.50wt%锰、最多 0.30wt%镁和余量的铝；

(b) 6.5-12.5wt%硅、0.05-0.10wt%锶、优选最多 0.35 并且最优选 0.20wt%铁、2.0-4.5wt%铜、最多 0.5wt%锰、最多 0.3wt%镁、最多 3.0wt%锌和余量的铝；

(c) 6.0-11.5wt%硅、0.05-0.10wt%锶、优选最多 0.35 并且最优选 0.20wt%铁、最多 0.25wt%铜、最多 0.50wt%锰、最多 0.60wt%镁和余量的铝。

本领域普通技术人员将理解的是，上面的组分在许多 AlSi 合金上施加了新发现的并且令人惊讶的结果，即具有高锶含量和低碳含量

的 AlSi 合金具有更好的机械性能并且不会焊接在模铸模具上, 包括但不限于以下铝协会型号: 343、360、A360、364、369、380、A380、B380、383、384、A384、385、413、A413 和 C443。铁含量低于最多 0.40wt%, 优选 0.35wt% 并且最优选最多低于 0.20wt%, 而锆含量为 0.05-0.20wt%, 优选 0.05-0.10wt% 并且最优选为 0.05-0.07wt%。

因此, 本发明考虑了包含有 6-22wt% 硅、0.05-0.20wt% 锆和铝的 AlSi 模铸合金, 其中该合金基本上不含有铁、钛和硼, 从而这些合金在模铸过程中不会焊接在模铸模具上。

根据本发明的合金对于过共晶发动机本体或其它发动机部件而言还可以形成有低微孔率和高强度。该合金包含有 16-22wt% 硅, 并且优选包含有 18-20wt% 硅, 从而该合金包括一种过共晶微观结构。该合金还包含有 0.05-0.10wt% 锆、最多 0.35wt% 铁、最多 0.25wt% 铜、最多 0.30wt% 锰、0.60wt% 镁和余量的铝。具有低量铁和高量锆的该合金具有更小的微孔率和更高的机械性能, 因为高锆含量和高冷却速度使得初生硅形状为球形, 并且改变了共晶硅。相反, 如果冷却速度不快, 初生硅将为枝晶, 并且如果加入磷, 则不会改变共晶硅。

非常意外的, 已经发现用在本发明合金中的非常高含量的锆影响了微观结构并且增大了枝晶间增长。认为加入非常高含量的锆通过其在枝晶间增大上的影响而导致改性的共晶硅。还没有想到的是, 如果在合金中存在铁, 则加入非常高含量的锆引起铁相形态的变化。具体地说, 将传统铁形态独特的针状结构降低至更小的块状颗粒。

改性共晶硅的存在和铁相形态变化在枝晶间增大上具有明显作用。由于共晶硅和铁相颗粒更小, 所以有利于液态铝穿过铝枝晶间网络的运动。已经发现这种增强的枝晶间增大明显降低了在铸造发动机主体中的微孔率。

微孔性是不理想的，因为它在发动机主体的机加工缸盖上侧上的 O 形环密封件下面产生泄漏，降低了螺纹的扭矩承受能力，并且严重损害了镀覆气缸孔或母气缸孔应用的能力。因此，具有明显微孔性的发动机主体被报废。微孔率的降低导致主体的废品率降低，这反过来导致更经济地生产铸造发动机主体。

意外发现，本发明的合金即使在合金组分中存在少量或没有铁时也不会焊接在模铸模具上。甚至在铁降低至最多 0.2wt% 的情况下，通过添加 0.05 至 0.20wt% 并且优选为 0.05-0.10wt% 的非常高含量的锶也可以解决模具焊接问题。认为高锶组分提高了在模铸期间铝在熔融合金中的表面张力，并且形成了用来防止熔融合金焊接在模具上的表面膜或单层。该不润湿单层包括具有锶原子的不稳定 Al_4Sr 晶格，这些锶原子具有从表面单层扩散出的热动力趋势。

附图的简要说明

下面将参照附图针对一些实施例对本发明进行说明，在这些附图中：

图 1 为一图表，说明了由 AA514 和根据本发明的合金制造出的螺旋桨的比较冲击强度。

图 2 为一图表，说明了根据本发明的合金相对于 AA 514 和 Silafont 36 的比较冲击强度。

图 3 为来美国金属协会的图表，说明了添加元素在铝的表面张力上的作用。

图 4 为受到静载荷直到失效的由 XK360 合金制成的主动轴箱的立体图。

图 5 为受到与图 4 的主动轴箱相同并且更高的静载荷的由根据本发明的合金制成的主动轴箱的立体图。

从下面的详细说明中将了解本发明的各个其它特征、目的和优点。

具体实施方式

本发明的优选AlSi模铸合金以重量百分比计具有以下组分：

元素	百分比范围
硅	6至20%
锶	0.05至0.10%
铁	最多0.40%
锰	最多0.50%
镁	最多0.60%
铜	最多4.5%
锌	最多3.0%
铝	余量

最优选的是，本发明的AlSi模铸合金具有以下组分和重量百分比：

元素	百分比范围
硅	6至20%
锶	0.05至0.10%
铁	最多0.20%
铜	0.05%至4.5%
锰	最多0.05%至0.5%
镁	0.05至0.6%
锌	最多3.0%
铝	余量

为了模铸出根据本发明的船用螺旋桨，最优选的AlSi模铸合金具有以下组分和重量百分比：

元素	百分比范围
硅	8.75至9.75%
锶	0.05至0.07%

铁	最多0.30%
铜	最多0.20%
锰	0.025%至0.35%
镁	0.10至0.20%
铝	余量

为了模铸出用于舷外马达组件的主动轴箱、齿轮箱或Gimbel环，用于根据本发明的模铸AlSi合金的优选组分以重量计如下：

元素	百分比范围
硅	6.0至12.5%
锶	0.05至0.10%
铁	最多0.35%
铜	最多4.5%
锰	最多0.50%
镁	最多0.60%
铝	余量

锶百分比可以变窄至0.05至0.07wt%以在经济上优化模具焊接保护并且改变可以存在于合金中的铁的痕量。根据金属学家希望在铸件上施加的防腐蚀性能，铜组分可以在2.0至4.5wt%的范围中，或者可以最多为0.25wt%。最后，镁最多为0.30wt%，因为防止模具焊接不需要镁，并且较低量的镁提高了合金的延展性。

对于过共晶铝硅合金发动机主体可以根据本发明构成AlSi合金，该AlSi合金具有以下组分和重量百分比。

元素	百分比范围
硅	16.0至22%
锶	0.05至0.10%
铁	最多0.35%

铜	最多0.25%
锰	最多0.30%
镁	最多0.60%
铝	余量

优选的是，该合金包含有18至20wt%硅，并且还包括过共晶微观结构，并且圆形初生硅颗粒嵌入在具有改性共晶硅相的共晶中。相反，磷细化的模铸过共晶AlSi合金包含有嵌入在共晶中的多边形初生硅颗粒，其中共晶硅相没有改变。因此，本发明产生出用于过共晶合金的独特微观结构。

本领域普通技术人员从上面给出的组分中将知道，对于本发明中的铝合金存在许多种硅百分比。因为快速模铸冷却速度并且因为高铈含量，所以认为根据本发明的AlSi合金的共晶组分可以有11.6至14wt%的硅。因此，合金的微观结构可以为改性的共晶硅相、共晶的铝-硅微观结构、亚共晶铝-硅微观结构或过共晶铝-硅微观结构。

另外，上面规定为模铸合金的所有AlSi合金没有晶粒细化，并且因此基本上不含有任何晶粒细化元素例如钛、硼或磷。

由于将根据本发明的铝合金从熔体冷却至低于液相线温度的温度，所以铝树枝晶开始出现。随着温度降低并且固化进行，树枝晶其尺寸长大并且开始形成枝晶间网络基质。另外，如果存在铁，则铁相在固化期间或者在初生铝析出之前同时形成。

根据本发明，高含量铈明显改变了合金的微观结构并且促进了不润湿条件以避免焊接，因为铈提高了铝合金熔体的表面张力。添加0.05至0.20wt%优选0.05至0.10wt%并且最优选为0.05至0.07wt%的铈有效改变了共晶硅，并且提供了用铈原子覆盖熔融表面的单层，这有效地产生出不润湿条件以避免焊接在模铸模具上。在传统的未改性亚共晶AlSi

合金中，共晶硅颗粒较大并且形状不规则。这种大共晶硅颗粒沉淀到在固化结构中的大针状硅晶体中，从而使得该合金变脆。添加锶通过有效地减小共晶硅的尺寸而改变了共晶硅相，并且提高了铝的表面张力。

另外，非常意外的是，添加在0.05至0.20wt%的范围的锶在存在铁的情况下改变了铁相形状形态。一般来说，铁相形态其形状为针状。添加锶通过将微观结构的铁针状体改变成更小的块状颗粒来改变铁相形态。

改性共晶硅和铁相形态变化的存在在枝晶间增大上具有明显作用。共晶硅颗粒的尺寸减小与铁相结构的尺寸减小一起大大有利于液态金属在冷却期间运动穿过枝晶间铝网络。因此，已经发现增强的枝晶间增大明显减小了在铸造发动机主体中的微孔率。

在冷却的AlSi合金产品的微观结构中的微孔率降低大大减少了不能满足孔隙率规定的主体数目。微孔性是不理想的，因为它导致O形环密封件泄漏、螺纹强度降低、在生产期间不能金属镀覆的表面以及对于母缸孔用途而言出现高油耗。因此，具有明显微孔性缺陷的发动机主体被报废。在当前发明的合金中，预期仅仅通过使用该新颖的合金就可以降低高达70%的废品率。不能满足孔隙率规定的主体的减少对应于报废主体量的减少，这反过来导致更经济地生产铸造发动机主体。

另外，存在于该合金组分中的其它元素有助于最终铸件的独特物理品质。具体地说，消除晶粒细化元素防止了在这些元素和高反应性的锶之间出现有害的相互反应。

虽然铁含量相当低，但是本发明的AlSi压铸合金还具有在压铸过程中不会焊接在模具上的没有预料到的益处。通常将大约1wt%的铁加

入到AlSi模铸合金中以防止铁从模铸模具溶解到熔融铝中的热动力趋势。用本发明的基本上无铁的合金制成的模铸件其枝晶臂间距小于永久模具或砂型模铸件，并且其机械性能优于在永久模具铸造或砂型铸造过程中生产出的产品。

在模铸过程中，表面层氧化物膜在合金铸造出并且暴露于周围环境时在熔融铸造物体的外表面上形成。当模铸AlSi合金时，形成氧化铝 Al_2O_3 膜。如果合金包含有Mg，则该薄膜为尖晶石 $MgO-Al_2O_3$ 。如果合金包含有高于2%的Mg，则该薄膜为氧化镁 MgO 。由于大部分铝模铸合金包含有一些镁，但是含量小于1%，所以预期在大多数铝合金上的薄膜为尖晶石。这些合金焊接在模铸模具上，因为在刚模铸出的合金中的运动熔融金属使该薄膜破裂并且使新的铝暴露于含铁模具上，这导致焊接。

显示出作为温度函数的氧化物的自由能形成的Ellingham图表确认，族IIA的碱土金属元素(即，铍、镁、钙、锶、钡和镭)如此稳定地形成氧化物，从而可以将氧化铝还原成铝并且该新的氧化物形成在铝合金的表面上。因此，在其中镁和铁的含量非常低的本发明的合金中，铝-锶氧化物代替了保护性氧化铝或者甚至尖晶石薄膜，从而防止模具焊接。

对添加除了锶之外的碱土金属元素进行测试以察看这些元素是否提供了与锶所提供的保护相同的保护。例如，添加以重量计50ppm的铍，虽然对健康非常有害，但是使得在铝-镁合金熔体上的薄膜保护性能明显改善，从而导致减小了氧化损失。但是，虽然氧化物涂层抗氧化损失性能得到改善，但是含有铍的模铸合金在模铸过程中存在焊接问题。因此，预计高含量的铍不能提供与锶所提供的相同的抗焊接性。对于钡和镭同样推测出相同不完成特征。因此，尽管IIA族的其它元素具有所期望的相同化学性能，但是只有含有锶的模铸合金表现为不会焊接在模铸模具上的结果。

认为在具有高锶浓度(即, 0.05至0.20wt%)和低铁含量的AlSi合金时, 将生产出其上具有更厚氧化物薄膜的合金熔体。另外, 氧化物薄膜的熔融侧被“润湿”, 这意味着该薄膜与液态熔体形成理想的原子接触。这样, 该氧化物薄膜将非常好地附着在熔体上, 因此该界面将不是体积缺陷例如缩松或气孔的理想成核位置。相反, 在模铸过程中一开始与空气接触的氧化物薄膜的外表面将继续具有相关的附着气体层。氧化物薄膜的整个“干燥”侧在它浸没时不容易知道, 因此将有效地去除与之接触的任意空气的任意氧含量, 由此使得锶氧化物继续长大。因此, 该气体薄膜将最终消失, 从而导致模具和涂有锶氧化物的熔融铝接触。实际上, 改变了驱动热动力以便焊接在模具界面处, 并且在这些界面处形成有动态氧化物阻挡层或单层。

在热动力学上, 在无限稀释中, 随着熔体的摩尔分数的增大, 从其纯组分中形成任意熔体的自由能以无限的速度降低。这相当于说明, 一直存在纯物质相互溶解以形成熔体的热动力驱动力。因此, 未合金化的铝具有强热动力趋势以将在一般用于模铸过程中的钢模具中的铁溶解到该熔体中。这也说明了为什么金属学家向模铸AlSi合金加入大约1%铁, 因为这个添加量大大降低了铝从模具中将更多铁融入到该熔体中的趋势。这个熔体的问题在于, 用来避免模具焊接的铁降低了模铸铝合金的机械性能尤其是延展性和冲击性能。这是因为其在铝中的溶解度非常低(大约为38ppm)的铁在微观结构中以“针状”相形态出现。可以通过加入锰将该针状形态改变成“汉字”形态。添加锰通过改变铁相的针状形态帮助提高延展性和冲击性能, 但是不会提供与在AlSi模铸合金中所采用的低锰和稍高的铁一样的优点, 因为改性的锰-铁相在微观结构中仍然是“应力梯级”。实际上, Backerud等人的US6267829指出了, 含铁金属间颗粒的总量随着所加入的锰量增加而增加, 并且从Paul N.Creapeau(没有日期)的“The Effects of Iron in Aluminum-Silicon Casting Alloys-A Critical Review”中进一步引证,

Creapeau已经估计出对于每个重量百分比总量(%Fe+%Mn+Cr)形成3.3体积百分比的金属间，并且延展性相应降低。

为了说明这一点，根据US6364970的合金(即，Silafont 36)为具有以下组分的模铸件：9.51wt%硅；0.13wt%镁；0.65wt%锰；0.12wt%铁；0.02wt%铜；0.04wt%钛；0.023wt%锶；以及余量的铝。在下落冲击试验中将该高锰AlSi合金与具有以下化学成分的本发明的合金进行比较：9.50wt%硅；0.14wt%镁；0.28wt%锰；0.20wt%铁；0.12wt%铜；0.0682wt%锶；痕量钛；以及余量的铝。如在图2中所示一样，还将这两种合金与AA514进行比较。尽管对于具有高锰的合金组分而言铁更低这个事实，并且尽管这种合金具有高锰含量以改变铁相形态这个事实，但是下落冲击性能与根据本发明的合金明显不一样。发现具有67%的更高铁含量和57%的更低锰含量的本发明的合金具有高得多的冲击性能。参见图2。结果由于200%更高的锶含量而导致更高的冲击性能。

公知的是，这些相(液相或固相)的表面在行为上与相同相的主体通常不同，因为在相界处和附近出现迅速的结构变化。因此，这些表面具有与之相关的更高能量。通过减小表面积并且通过降低表面能量来减小与这些表面相关的过大能量。由于整个材料只有一小部分与该表面相关，所以使该表面饱和只需要非常少量的杂质。Sumanth Shankar和Makhlouf M.Makhlouf在WPI Advanced Casting Research Center, 2004年5月25日 Report No.Pr.04-1 题目为“Evolution of the Eutectic Microstructure During Solidification of Hypoeutectic Aluminum Silicon Alloys”中已经报导，230ppm的锶使固体/液体表面能量(γ)在598摄氏度下从0.55N/m增大至1.62N/m；在593摄氏度下从1.03N/m增大至2.08N/m；在588摄氏度下从1.39N/m增大至2.59N/m；并且在583摄氏度下从2.24N/m增大至3.06N/m。对于恒定的锶含量，这些表面能测量值的自然对数如下随着以开氏温度为单位的温度的自然对数线性变化：

改性的Al-Si合金： $\ln\gamma = -36.728\ln(T) + 249.14$ ； R^2 拟合参数=0.9911

未改性的AlSi合金: $\ln\gamma = -80.042\ln(T) + 541.48$; R^2 拟合参数=0.9928

根据这些表面能测量值, 显然大约200ppm的锶可以使固体/液体表面能加倍或为三倍。因此, Shankar/Makhlouf发现说明, 0.05至0.10wt%的锶可以增大合金的表面能一个等级。因此, 与锶添加相关的表面能增大有利于熔融铝和钢模具的不润湿。该性能可以类似于或相当于水银(Hg)液滴的行为对水的行为, 后者扩散并且“润湿”表面。

由于焊接最容易在利于润湿的条件下在模铸过程中出现, 所以使用含有高含量锶的AlSi模铸合金的部分益处是由锶在固体/液体表面能上的作用而产生出的不润湿条件。还假设锶在液态铝熔体中与氧的高反应性是影响低铁或无铁AlSi合金的因素, 从而趋向用来溶解铁并且与钢焊接的热动力不会形成。

根据界面的热力学处理, Gibbs吸附方程式(即, Gibbs吸附等温线)表示这样一个事实, 即可以通过测量作为溶质浓度的函数的金属表面张力来获取溶质和液态金属的吸附和解吸附性能。根据Gibbs吸附方程式, 在恒定温度和压力下在双组分系统中的溶质的逾限表面浓度(excess surface concentration)由下式给出:

$$\Gamma_s = \frac{-d\gamma}{RTd(\ln a_s)}$$

其中 Γ_s 为单位表面面积的溶质的逾限表面浓度,

γ 为表面张力, a_s 为溶质“s”在该系统中的活性, R 为气体常数, 并且 T 为以开氏温度为单位的绝对温度。在稀释溶液中, 溶质活性 a_s 可以由溶质的重量百分比浓度代替。因此, 在较低的溶质浓度下, 即对于在本发明的合金中的锶而言, 采取 Γ_s 来等同于每单位界面面积的溶质表面浓度。如Gibbs吸附方程式所示一样, 可以从试验确定的斜率获取逾限表面浓度 Γ_s :

用于 $\frac{d\gamma}{d(\ln x)}$ 的 $\frac{d\gamma}{d(\ln a_s)}$ 曲线, 其中 x 为重量百分比。

由Shankar和Makhlouf针对四个不同温度的未改性和改性AlSi合金仔细得到的表面张力测量值确定, 添加230ppm的锶对于改性合金而言与未改性合金相比使铝等温表面张力上升得明显更高。另外, Shankar和Makhlouf的用于表面张力的温度依赖性的拟合参数 R^2 对于未改性的AlSi合金为0.9928, 并且对于改性AlSi合金为0.9911, 这表示优良的拟合。

将Shankar和Makhlouf的教导应用于本发明表明锶提高了铝的表面张力。对Shankar和Makhlouf的数据进一步观察表明以下情况:

温度(K)	871	866	861	856
表面张力的变化(N/m)(改性的减去未改性的)	1.07	1.05	1.20	0.82

因此, 表面张力中的平均变化为1.035N/m, 并且变化系数只有15%。由于在Shankar和Makhlouf的研究中的未改性合金其锶含量比改性合金低两个数量级, 大约为0.00023wt%, 所以下式成立:

$$\frac{dy}{d\ln(x)} = \frac{1.035}{(\ln 0.0230 - \ln 0.00023)} = \frac{1.035}{4.605} = 0.225 \text{ N/m}$$

将该信息应用于其中R等于8.31451J/K/摩尔并且其中平均温度等于863.5K的Gibbs吸附方程式, 则锶原子的逾限浓度 $\Gamma_s = \frac{-dy}{RTd\ln(x)} = \frac{0.225}{(8.31451)(863.5)} = 31.3 \times 10^{-6}$ 摩尔/ m^2 。因此, 在该表面处每个锶原子的面积为 $(31.3 \times 10^{-6} \text{ 摩尔}/\text{m}^2)(6.02 \times 10^{23} \text{ 原子}/\text{摩尔})$ 的倒数, 这为 $5.31 \times 10^{-20} \text{ m}^2/\text{原子}$ 或5.31平方埃/原子。

在锶原子的紧密充填的单层(对于 Sr^{+2} 离子而言, Pauling原子半径 $r=1.13 \times 10^{-10} \text{ m}$)中的极限浓度估计为 $2\sqrt{3}r^2 = 4.42 \times 10^{-20} \text{ m}^2/\text{原子}$ 。这对应于 $37.54 \times 10^{-6} \text{ 摩尔}/\text{m}^2$ 。与在单层中的 $31.3 \times 10^{-6} \text{ 摩尔}/\text{m}^2$ 的表面锶浓度的比较表明形成83.4%覆盖的不完全单层, 或者在单层中的紧密充填的假设不正确。

本领域普通技术人员将知道，上面的假设是对在1个大气压的压力下的230ppm的锶浓度提出的。本发明提出了500-1000ppm的锶浓度，从而确保由表面单层完全覆盖。另外，假设知道铝-锶相图并且少说锶在铝中的溶解度非常有限，预计在合金的微观结构中出现 Al_4Sr 正方晶相。 Al_4Sr 正方晶相具有4.31埃的晶格参数和7.05埃的c-晶格参数。因此，预计该 Al_4Sr 正方晶相对于任何界面在固态中不会具有紧密充填平面。但是，本发明的表面单层和AlSi合金的说明属于处于液态而非固态的合金。还有，在模铸中在液体上施加了高压，从而结合了LeChatelier原理。该原理表明，如果通过施加力使系统偏移平衡，则该系统将沿着减小那个力的方向运动。因此，因为与主体相比在表面层中出现了迅速结构变化，所以假设模铸压力足以使得在熔融合金的表面处的锶原子液态单层紧密充填。

本领域普通技术人员知道的是，当元素表现为在表面层中聚集在铝上时，则伴随着出现表面张力降低。在图3中显示出这种情况。图3为从由 American Society for Metals 在 1984 年出版的题目为“Aluminum, Properties and Physical Metallurgy”的文章，第209页中获得的图。图3表明，显然除了锶之外的所有元素在它们溶解在铝中时表现为会降低铝的表面张力。令人惊讶的是，在稀释溶液中，即使高表面张力溶质例如高熔点金属预计在铝熔体的表面张力上具有很小的影响。

与这种普遍现象相反，D.A.Olsen和D.C.Johnson,(J.Phys.Chem.67, 2529,1963; 由T.Iida和Roderick I.L.Guthrie在Physical Properties of Liquid Metals中所报导,Clarendon Press Oxford,1988)已经研究了作为铊含量的函数的汞-铊汞合金的表面张力，并且发现在铊含量大于共晶组分的含量的情况下汞合金的表面张力增大。作者解释，如果在形成化合物的熔体中存在表面层中比在主体中更不稳定的组分，则该混合物的表面张力会高于纯组分的表面张力。因此，作者总结出，汞-铊化合物形

成为在汞合金的主体中聚集。这种化合物的形成将除去在表面层中的铊原子，由此提高了表面张力值。

采用类似的推理，在本发明中提出铝-铊化合物 Al_4Sr 与汞-铊化合物一样由于热动力原因而在表面单层中不稳定，具体地说是因为铊原子想要扩散离开表面单层。还提出为了避免模具焊接，由于优选为500-1000ppm的铊含量而具有接近100%覆盖的铊原子的紧密充填单层以动态的方式就位。还假设表面单层的动态特征部分是因为模铸的高压而出现的。紧密充填表面单层产生出不润湿条件，并且使得焊接明显更难出现，从而在本发明的合金中消除了需要铁来防止模具焊接的要求。

当使用本发明的AlSi合金来铸造发动机主体时，该合金在其物理性能方面显示出明显优点。在铸造条件下，在0.15wt%镁下，屈服强度为17KSI，极限拉伸强度为35KSI，并且在2英寸中的延伸率为11%。在0.30wt%镁下，屈服强度为18KSI，极限拉伸强度为39KSI，并且在2英寸中的延伸率至少为9%。在0.45wt%镁下，屈服强度为21KSI，极限拉伸强度为42KSI，并且在2英寸中的延伸率为6%。

在340°F下使含有0.30wt%镁的该铸造合金时效四到八个小时提供了至少28KSI的屈服强度、45KSI的极限拉伸强度和至少为9%的在2英寸中的延伸率。通过这种T5热处理条件，与铸造条件相比不会出现任何延展性损失，并且极限拉伸强度提高了15%，同时屈服强度提高了50%。通过T5处理，不会影响固溶热处理。

在340°F下时效四至八个小时的T6热处理条件与铸造条件相比使屈服强度提高至35KSI，提高了接近100%，并且与铸造条件相比没有任何延展性损失。但是，在该T6热处理条件下，固溶热处理受到影响，并且在固溶热处理期间会出现一些起泡泡。

在固溶热处理的情况下在400°F下时效四至八个小时的T7热处理条件和在没有固溶热处理的情况下在室温下时效四至八个小时的T4热处理条件与铸造条件相比使在2英寸中的延伸率提高了100%以上，同时保持了铸造条件的等同屈服强度。

可以采用本发明的亚共晶AlSi合金来铸造用于舷外船尾驱动船用马达的发动机主体。当铸造这些发动机时，该合金的镁含量为0.0-0.6wt%并且优选保持在0.20-0.50wt%的范围中。

实施例1

制备出具有以下以重量百分比计的组分的合金：11.1%硅；0.61%镁；0.85%铁；0.09%铜；0.22%锰；0.16%钛；0.055%锶；以及余量的铝。然后用这种合金生产出36个四缸铸造发动机主体。

使用具有以下以重量百分比计的组分的合金制备出对照批量：11.1%硅；0.61%镁；0.85%铁；0.09%铜；0.22%锰；0.16%钛；以及余量的铝。值得注意的是，在该合金中没有加入锶。然后使用1200吨模铸机在与第一合金的发动机主体相同的条件下模铸出38个四缸铸造发动机主体。在两组发动机主体之间的唯一差别在于，第一组包含有0.055wt%锶，而对照批量不含有任何锶。

对该对照批量和含锶的批量进行机加工，并且根据严格孔隙率规定观察所有机加工表面、螺纹孔和定位销孔，所述孔隙率规定对于特定M6、M8和M9螺纹只允许其尺寸超出两个螺距延伸的孔隙的两种情况。

38个对照批量的发动机主体产生出8个具有微孔隙缺陷的发动机主体，百分比为21.1%。在具有缺陷的这八个发动机主体中，其中七个不符合孔隙率规定。那七个发动机主体被报废，表示该对照批量的废品率为18.4%。

作为比较,含有锆的批量在36个发动机主体中产生出四个具有缺陷的发动机主体,百分比为11.1%。在这四个发动机主体中,根据孔隙率规定只有两个需要废弃。因此,该含锆批量的废品率为5.6%。

从18.4至5.6%的70%废品率降低幅度是没有预料到的非常有用的结果,这表明高锆含量在降低孔隙率中的作用。这个废品率降低对于非常经济地生产铸造发动机主体而言是关键的。

实施例2

制备出具有以下以重量百分比计的组分的合金: 10.9%硅; 0.63%镁; 0.87%铁; 0.08%铜; 0.24%锰; 0.14%钛; 0.060%锆; 以及余量的铝。然后用该合金生产出40个2.5L V-6双冲程发动机主体。

使用具有以下以重量百分比计的组分的合金制备出对照批量: 10.9%硅; 0.63%镁; 0.87%铁; 0.08%铜; 0.24%锰; 0.14%钛; 以及余量的铝。显然没有向该合金添加任何锆。用该合金制备出33个2.5L V-6双冲程发动机主体。

这两个批量在相同的条件下使用2500吨模铸机同时进行模铸,并且顺序编号。在这两批之间的唯一差别在于,第一批量包含有0.060wt%锆,而对照批量不含有任何锆。将这两批一起机加工。

检查这些发动机的缸盖上侧的微孔隙缺陷。修复具有直径为0.010英寸至0.060英寸的微孔隙缺陷的发动机主体。废弃其微孔隙缺陷直径大于0.060英寸的发动机主体。由于必须将O形环密封件设置在发动机主体的缸盖上侧上,所以这个严格的孔隙率标准是必须的。任何明显的微孔隙缺陷将为在O形环密封件下面的泄漏提供机会。

33个对照批量发动机主体产生出16个由于微孔隙缺陷而要废弃的发动机主体，百分比为48%。作为比较，那批40个的含锆的发动机主体产生出14个由于微孔隙缺陷而要废弃的发动机主体，百分比为35%。

在该实施例中废品率降幅从48%到35%为27%。由于微孔隙缺陷而导致的这个废品率降低表明添加锆具有非常有用同时没有想到的结果。降低微孔隙缺陷的这个基本作用是明显的，并且导致对于非常经济地生产铸造发动机主体关键的废品率降低。

实施例3

制备出具有以下以重量百分比计的组分的合金：11.3%硅；0.63%镁；0.81%铁；0.10%铜；0.25%锰；0.11%钛；0.064%锆；以及余量的铝。然后用该合金生产出37个2L四冲程发动机主体。

使用具有以下以重量百分比计的组分的合金制备出对照批量11.3%硅；0.63%镁；0.81%铁；0.10%铜；0.25%锰；0.11%钛；以及余量的铝。显然没有向该合金添加任何锆。用该合金制备出25个2L四双冲程发动机主体。

使用与前两个实施例不同的模铸机在相同条件下模铸出这两个批量。这两个批量同时铸造出并且顺序编号。在这两批之间的唯一差别在于，第一批量包含有0.064wt%锆，而对照批量不含有任何锆。

检查这些发动机的缸盖上侧的微孔隙缺陷。观察所有机加工表面、螺纹孔和定位销孔。修复具有直径为0.010英寸至0.060英寸的微孔隙缺陷的发动机主体。废弃其微孔隙缺陷直径大于0.060英寸的发动机主体。

25个对照批量发动机主体产生出20个具有缺陷的发动机主体，百分比为80.0%。废弃6个有缺陷的发动机主体，从而废品率为24.0%。

相比较, 那批37个含锶发动机主体产生出28个具有微孔隙缺陷的发动机主体, 百分比为75.7%。这37个发动机主体中只有5个必须废弃, 废品率为13.5%。

根据非常严格的孔隙率规定该实施例的废品率降低幅度从24%到13.5为44%。虽然, 0.010wt%的锶足以生产出上面所述的共晶硅相改变, 但是这个锶量不足以降低上述孔隙率水平或废品率。因此, 在上面试验中所确定的结果是没有预料到的, 尤其是报废发动机主体的降低幅度。

实施例4

还可以将本发明的AlSi合金用于铸造用在娱乐船工业中的船用舷外船尾驱动马达的螺旋桨。通常使用铝镁合金尤其是AA514来模铸螺旋桨。当本发明的合金用于模铸船用螺旋桨时, 该合金优选含有: 8.75-9.25wt%硅; 0.05-0.07wt%锶; 最多0.3%铁; 最多0.20%铜; 0.25-0.35wt%锰; 0.10-0.20wt%镁; 以及余量的铝, 从而提供用在螺旋桨中的可延展并且耐用的同时不会焊接在模铸模具上的合金。高延展性在螺旋桨中是理想的, 从而螺旋桨在与水下物体撞击时将弯曲而不会断裂。因此, 更容易修复受损的螺旋桨叶片。这些螺旋桨在与水下物体碰撞时不会断裂成片段并且可以通过锤锻恢复原状。

图1给出了在1260°F下铸造出的本发明合金的冲击性能与在相同温度下铸造出的AA 514的冲击性能的比较。用具有以下以重量百分比计的特定组分的AA514合金铸造出这些螺旋桨: 最多0.6%硅; 3.5-4.5%镁; 最多0.9%铁; 最多0.15%铜; 0.4-0.6%锰; 最多0.1%锌; 余量的铝。用来铸造螺旋桨的本发明合金具有以重量百分比计的以下组分: 8.75-9.75%硅; 最多0.20%铁; 0.05-0.07%锶; 最多0.15%铜; 0.25-0.35%锰; 0.10-0.20%镁; 最多0.10%锌; 痕量的锡; 以及余量的铝。

分别针对每种合金生产出两批V6/Alpha螺旋桨。在900吨模铸机中模铸出这些螺旋桨。AA514合金在1320°F下铸造，而根据本发明的合金在1320°F和1260°F下铸造。生产出的V6/Alpha螺旋桨具有大约为11磅的注射重量。随后对来自每批的螺旋桨进行下落冲击试验以测量出冲击性能。如图1所示一样，用本发明的新合金模铸出的螺旋桨在工作性能上比传统的AA514合金好400英尺·磅至200英尺·磅。

随后，模铸出250000个以上的螺旋桨，从具有大约为3磅注射重量的小型螺旋桨、具有7磅注射重量的中型50-60HP螺旋桨到具有11磅注射重量的大型V-6 Alpha螺旋桨的范围内。用根据本发明的合金模铸出的250000个模铸螺旋桨没有一个具有焊接问题。这确实不寻常，因为该新型螺旋桨合金含铁量非常低并且本领域普通技术人员将预计存在焊接问题。

实施例5

用具有以下以重量百分比计的组分的XK360合金模铸出用于275HP四冲程舷外发动机的主动轴箱：10.5-11.5%硅；最多1.3%铁；最多0.15%铜；0.20-0.30%锰；0.55-0.70%镁；痕量锌、镍、锡、铅；以及余量的铝。

根据本发明用具有以下以重量百分比计的组分的合金生产出第二批用于275HP四冲程舷外发动机的主动轴箱：8.75-9.75wt%硅；最多0.20%铁；0.05-0.07wt%锆；最多0.15%铜；0.25-0.35wt%锰；0.35-0.45wt%镁；0.10%锌；痕量铁；以及余量的铝。这些主动轴箱在两个不同的1600吨模铸机上在1260°F下铸造出，并且具有大约为50磅的注射重量。

对这两批主动轴箱进行“圆木冲击”试验，其中使主动轴箱与水下物体连续撞击，从而模拟舷外组件与位于水下的圆木碰撞。用本发明的合金制作出的主动轴箱在50mph下通过该圆木冲击试验，而用

XK360合金铸造出的主动轴箱在35mph下失败。这两个速度的比值的平方表明，本发明的合金具有比XK360合金高两倍以上冲击能量。

对用上述两批制造出的主动轴箱进行这样的试验，其中将主动轴箱的底部用螺栓连接在可动基底上并且对该主动轴箱的顶部/前部进行静态加载直到出现失效。在图4和5中显示出从该试验中获得的结果。XK360主动轴箱(图4)以快速传播模式突然失效。如预期的一样，裂纹开始在其中应力最高的主动轴箱的前面开始，并且在几个毫秒内(在图中向上)延伸至主动轴箱的后面。相反，用根据本发明的合金制成的主动轴箱(图5)按照更缓慢更稳定的方式失效。裂纹首先在具有圆孔特征的部分的周边处开始并且该裂纹在长大至大约2英寸之后停止。随后，在主动轴箱的前侧上开始(与XK360的裂纹起始处类似)，并且该第二裂纹在它停止之前长大几个英寸。用根据本发明的合金制成的主动轴箱(图5)能够承受为XK360合金(图4)两倍的静态韧性(即在满载排水量曲线下面的区域)。另外，在承受两倍静态韧性之后，比使XK360主动轴箱失效的负载更高的负载下，用根据本发明的合金制造出的主动轴箱(图5)完全没有想到仍然是完整的。该试验重复进行二十多次，并且继续重复了如上所述的这些结果。

在回顾上面所述试验的这些结果中，认识到本发明的合金承受的静态韧性和冲击性能约为模铸XK360合金的两倍。因此，本领域普通技术人员将认识到，本发明合金显示出为已经在传统上用于主动轴20年的合金XK360两倍的静态韧性和冲击性能。

在1600吨模铸机上在1260°F下用本发明的合金铸造出大约10000个主动轴箱。焊接可能发生的表面积大约超过1600平方英寸。尽管这个较大的表面积，并且尽管该合金的铁含量非常低，但是在铸件中没有出现焊接。这些模具在热和冷的条件下运行，并且发现本发明的合金更喜好热运行环境。但是，在热和冷的条件中都没有观察到模具焊接。

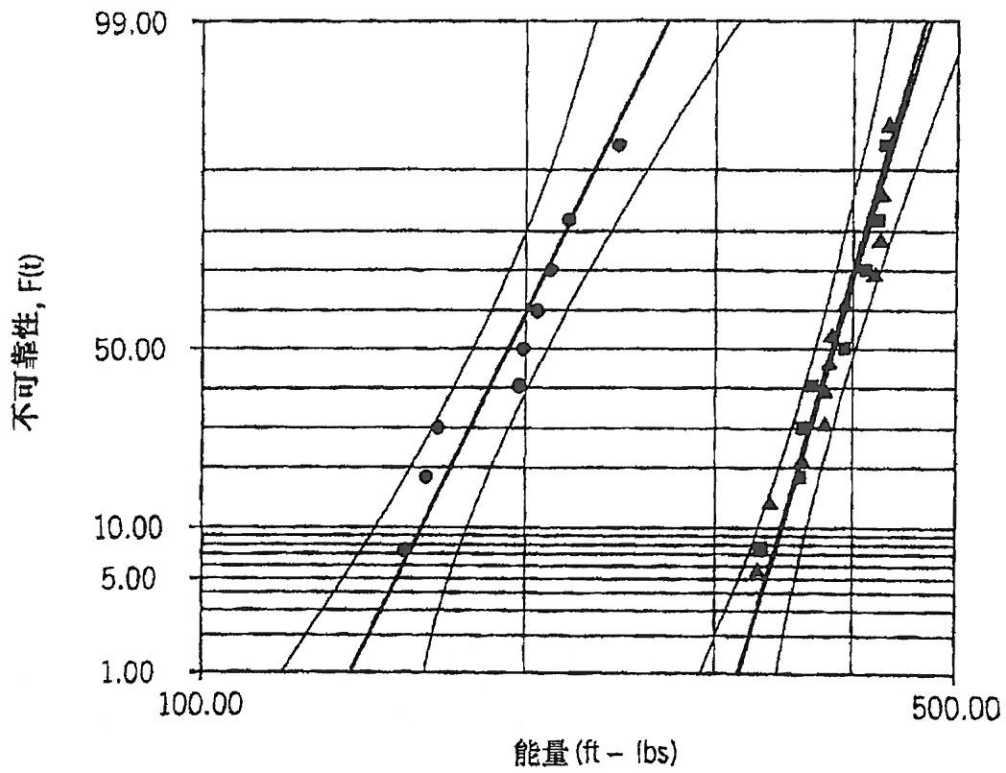
实施例6

用以下特定合金成分模铸出大约50-150个螺旋桨，并且尽管铁含量较低，但是也没有观察到焊接在模铸模具上：a)5.96wt%硅、0.19wt%铁、0.081wt%锶、0.17wt%铜、0.31wt%锰、0.39wt%镁、余量的铝；b)6.45wt%硅、0.23wt%铁、0.070wt%锶、4.50wt%铜、0.46wt%锰、0.27wt%镁、2.89wt%锌、余量的铝；c)6.68wt%硅、0.24wt%铁、0.054wt%锶、3.10wt%铜、0.41wt%锰、0.29wt%镁、余量的铝；d)7.23wt%硅、0.20wt%铁、0.072wt%锶、0.21wt%铜、0.45wt%锰、0.31wt%镁、余量的铝；e)7.01wt%硅、0.12wt%铁、0.069wt%锶、0.10wt%铜、0.33wt%锰、0.61wt%镁、余量的铝；f)11.31wt%硅、0.25wt%铁、0.096wt%锶、0.20wt%铜、0.28wt%锰、0.31wt%镁、余量的铝；g)12.21wt%硅、0.24wt%铁、0.051wt%锶、3.52wt%铜、0.53wt%锰、0.30wt%镁、余量的铝。

实施例7

用根据本发明的以下过共晶AlSi合金组分模铸出大约100个螺旋桨：19.60wt%硅、0.21wt%铁、0.062wt%锶、0.19wt%铜、0.29wt%锰、0.55wt%镁、余量的铝。在所有这些螺旋桨模铸件中，尽管铁含量较低，也没有观察到焊接到模铸模具上。与嵌入在未改性共晶结构中的通常没有锶并且具有磷细化微观结构的等轴初生硅晶粒不同，上述合金在模铸时具有以球形形式的初生硅，并且共晶结构被改变。受到锶影响的结构预计具有比没有锶的微观结构更大的冲击性能。

本领域普通技术人员应该了解的是，在这里所述的本发明包含有几个特征，并且可以作出只体现在这里所披露的一些特征的在这里所述的优选实施方案的变型。本领域普通技术人员还可以了解各种其它组合和变型或替换。这各种替换和其它实施方案被认为落入在下面权利要求的范围内，这些权利要求具体指出并且清楚主张了被当作本发明的主题。



$\mu 1=5.2648, \sigma 1=0.1453$
 $\mu 2=5.9581, \sigma 2=0.0884$
 $\mu 3=5.9546, \sigma 3=0.0851$

V6 / ALPHA 螺旋桨的冲击强度

合金—温度 (°F)

514 - 1320

◆ L2 MLE - SRM MED
 F=9 / S=0

本发明的合金 - 1260

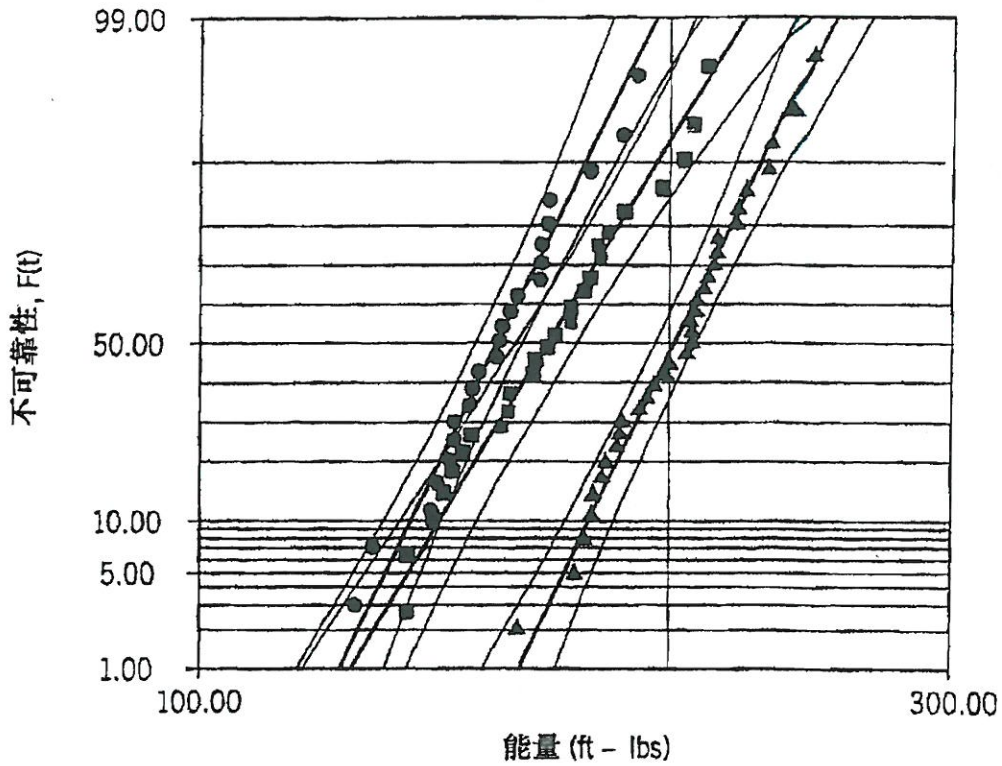
▲ L2 MLE - SRM MED
 F=12 / S=0

本发明的合金 - 1320

■ L2 MLE - SRM MED
 F=9 / S=0

CB[FM]@90.00%
 2-SIDED-B[T1]

图1



$\mu 1 = 5.0478, \sigma 1 = 0.0984$
 $\mu 2 = 5.3055, \sigma 2 = 0.0966$
 $\mu 3 = 5.1217, \sigma 3 = 0.1229$

AA514, SILAFONT 36 和本发明合金的冲击强度比较

合金-温度

514 - 1320

◆
 L2 MLE - SRM ME
 F=23 /S=0

本发明的合金 - 1260

▲
 L2 MLE - RRM MED
 F=33 /S=0

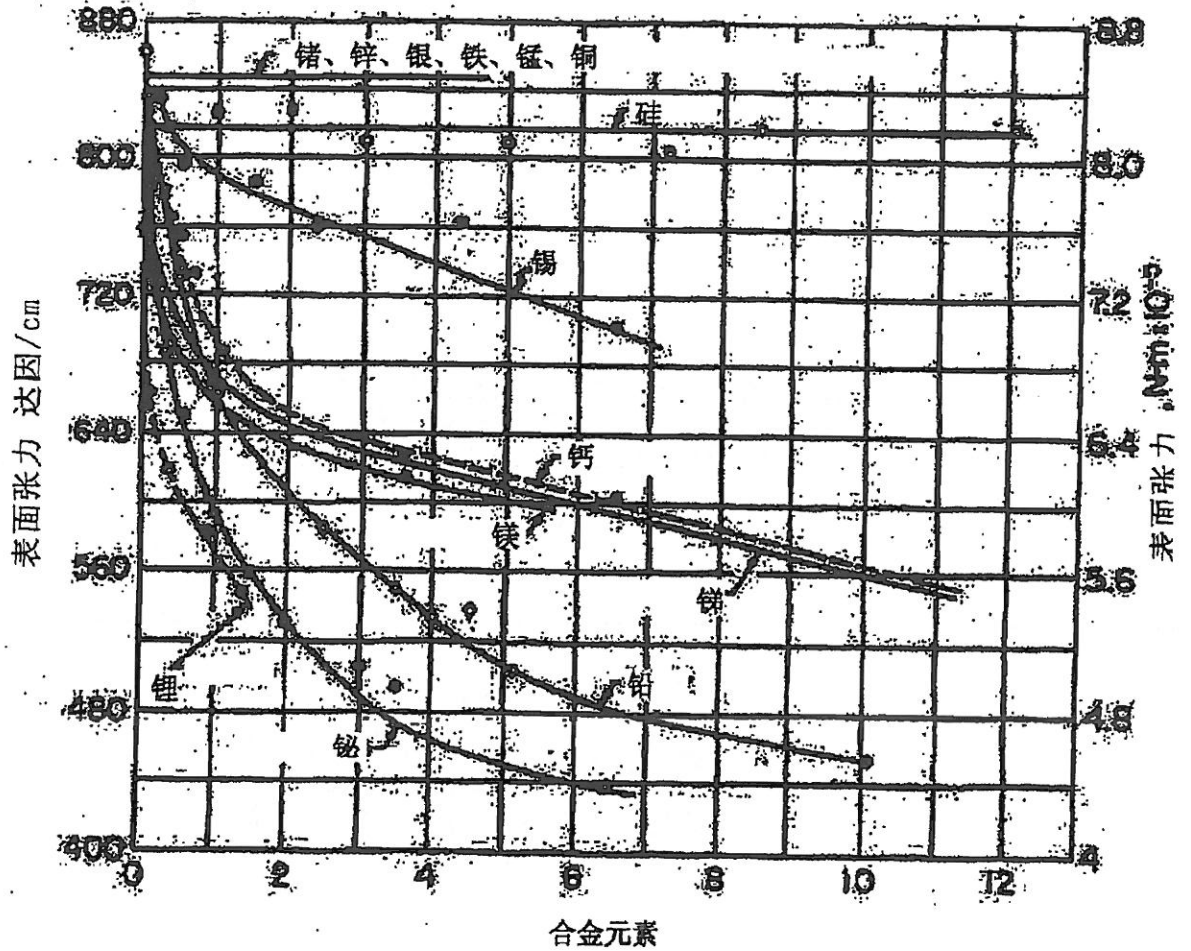
SILAFONT 36 - 1260

■
 L2 MLE - SRM MED
 F=26 /S=0

CB[FM]@90.00%
 2-SIDED-B[T1]

图2

图3



在氩气中在700至740℃ (1290至1360°F) 下添加元素在
99.99%铅的表面张力上的影响

(A.M. Korol'kov, Otdelenie Tekhnicheskik Nauk, Vol 2, 1956, P35-42)

图4

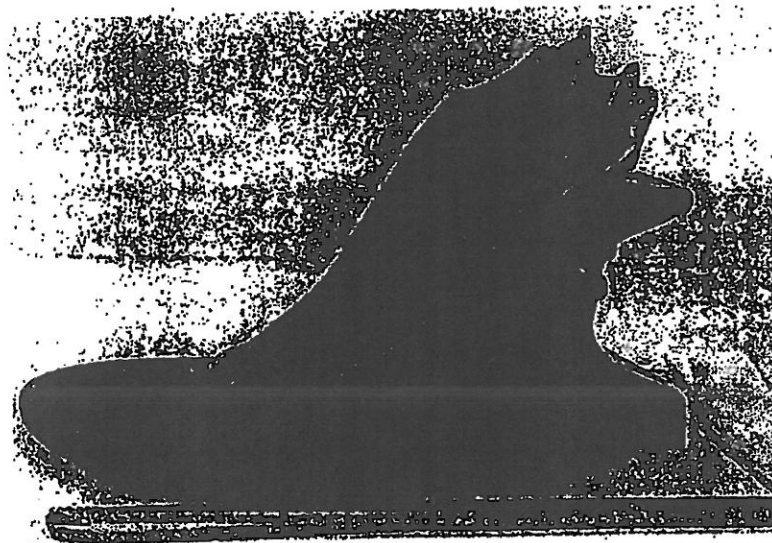


图5

