

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl.



# [12] 发明专利说明书

C22F 1/04 (2006.01)

C22F 1/043 (2006.01)

C22C 21/02 (2006.01)

专利号 ZL 02821786.1

[45] 授权公告日 2008年2月6日

[11] 授权公告号 CN 100366782C

[22] 申请日 2002.11.5 [21] 申请号 02821786.1

[30] 优先权

[32] 2001.11.5 [33] AT [31] A1733/2001

[86] 国际申请 PCT/AT2002/000309 2002.11.5

[87] 国际公布 WO2003/040423 德 2003.5.15

[85] 进入国家阶段日期 2004.4.30

[73] 专利权人 萨尔茨堡炼铝厂股份公司

地址 奥地利伦德

[72] 发明人 E·奥里斯 P·乌戈维策尔

J·沃雷尔

[56] 参考文献

JP7-166285A 1995.6.27

CN1221047A 1999.6.30

EP1057900A1 2000.12.6

JP11-613A 1999.1.6

JP5-263203A 1993.10.12

审查员 卢立明

[74] 专利代理机构 中国专利代理(香港)有限公司

代理人 刘维升 马崇德

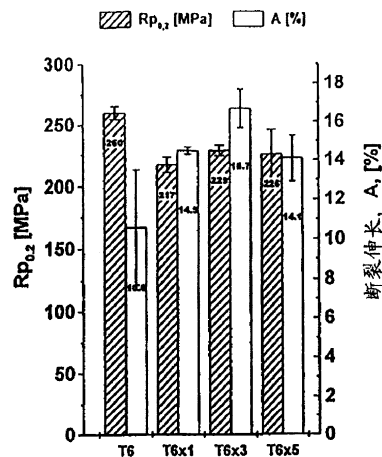
权利要求书3页 说明书9页 附图4页

[54] 发明名称

机械性能改善的铝-硅-合金

[57] 摘要

本发明涉及一种基本上由 Al-Si 合金构成的含有低共熔相的物体的热处理方法，并涉及由该合金构成的物体。为了提高材料的延展性或提高断裂伸长值，根据本发明进行冲击式退火的退火处理，包括：将材料快速加热到 400-555℃ 的退火温度，在该温度下最长保持 14.8 分钟，并进行强制冷却，然后对该物体进行时效作用。根据本发明的物体的低共熔相中含有球化的硅沉淀，平均截面  $A_{Si}$  小于  $4 \mu m^2$  和/或硅微粒之间的平均间距  $\lambda_{Si}$  小于  $4 \mu m$  和/或平均球化密度  $\xi_{Si}$  大于 10。



1. 一种用于改善物体的材料延展性的热处理方法，该物体由具有低共熔相组分的浇铸合金或塑性合金构成，该物体经退火处理后接着进行时效作用，其特征在于，以冲击式退火进行退火处理，它包括：快速加热到400—555℃的退火温度，在该温度下保持时间为至少1.7分钟至最多14.8分钟，随后强制冷却到室温。

2. 根据权利要求1的方法，其中，该合金含有调质或精制的铝—硅元素，还任选地含有其他合金元素和/或杂质元素。

3. 根据权利要求2的方法，其中，该合金任选地含有其他选自镁、锰和铁的合金元素和/或杂质元素。

4. 根据权利要求1的方法，其特征在于，冲击式退火处理的保持时间小于6.8分钟。

5. 根据权利要求1的方法，其特征在于，冲击式退火处理的保持时间范围为至少1.7分钟至最多5分钟。

6. 根据权利要求1—5之一的方法，其特征在于，冲击式退火处理后在150至200℃的温度下对物体进行热时效作用1-14小时。

7. 根据权利要求1—4之一的方法，其特征在于，冲击式退火后，在室温下对物体进行冷时效作用。

8. 根据权利要求5的方法，其特征在于，冲击式退火后，在室温下对物体进行冷时效作用。

9. 一种按照权利要求1-8之一的方法制备的由具有低共熔相组分的铝—硅合金形成的物体，该物体主要由 $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>基质和硅沉淀构成，其特征在于，低共熔相组分中的硅沉淀是球化的，其平均截面 $A_{Si}$ 小于 $4 \mu m^2$ ：

$$A_{Si} = \frac{1}{n} \sum_{k=1}^n A \leq 4 \mu m^2$$

$A_{Si}$  = 硅微粒的平均面积，其以 $\mu m^2$ 为单位

$A$  = 每张照片的硅微粒的平均面积，其以 $\mu m^2$ 为单位

$n$  = 测量次数。

10. 根据权利要求9的物体, 其特征在于, 低共熔相组分中的硅沉淀是球化的, 平均截面 $A_{Si}$ 小于 $2 \mu m^2$ 。

11. 一种按照权利要求1-8之一的方法制备的由具有低共熔相组分的铝—硅合金形成的物体, 该物体主要由 $\alpha$ -Al<sub>1</sub>基质和硅沉淀构成, 其特征在于, 被定义为正方形的测量面积除以其所含硅微粒的数目的根的低共熔相组分的硅微粒之间的平均自由程 $\lambda_{Si}$ 的值小于 $4 \mu m$ :

$$\lambda_{Si} = \frac{1}{n} \sum_{k=1}^n \sqrt{\frac{A_{\text{正方形}}}{N_{\text{硅}}}} \leq 4 \mu m$$

$\lambda_{Si}$  = 硅微粒的平均间距

$A_{\text{正方形}}$  = 正方形的基准面, 其以 $\mu m^2$ 为单位

$N_{\text{硅}}$  = Si微粒的数目

$n$  = 测量照片的数目。

12. 根据权利要求11的物体, 其特征在于, 平均自由程的值小于 $3 \mu m$ 。

13. 一种按照权利要求1-8之一的方法制备的由具有低共熔相组分的铝—硅合金构成的物体, 该物体主要由 $\alpha$ -Al<sub>1</sub>基质和硅沉淀构成, 其特征在于, 定义为每 $100 \mu m^2$ 球化的低共熔硅微粒的数目的平均球化密度 $\xi_{Si}$ 大于10:

$$\xi_{Si} = \frac{1}{n} \sum_{k=1}^n \frac{N_{Si}}{A} \times 100 \geq 10$$

$\xi_{Si}$  = 低共熔硅微粒的平均球化密度

$N_{Si}$  = Si微粒的数目

$A$  = 基准面, 其以 $\mu m^2$ 为单位

$n$  = 测量照片的数目。

14. 根据权利要求13的物体, 其特征在于, 平均球化密度的值大于20。

15. 根据权利要求9—14之一的物体, 其中, 所述合金含有调质或精制的铝—硅元素, 还任选地含有其他合金元素和/或杂质元素。

16. 根据权利要求15的物体, 其中, 所述合金任选地含有其他选自镁、锰和铁的合金元素和/或杂质元素。

---

17. 根据权利要求9—14之一的物体或根据权利要求1—8之一的方法制备的物体，其特征在于，其是用触融压铸法制备的。

## 机械性能改善的铝-硅-合金

本发明涉及一种用于改善铝-硅-合金机械性能的方法。明确地说，本发明涉及一种改善物体材料延展性的热处理方法，该物体由带有低共熔相组分的浇铸合金或塑性合金构成，其优选含有调质(veredelten)或精制的铝-硅元素，还任选地有其他合金元素和/或杂质元素，该物体经退火处理后接着进行时效作用。

本发明还涉及一种物体，该物体是由带有低共熔相组分的铝-硅-合金构成，其优选具有至少一种调质元素(Veredelungselement)，任选地还含有镁以及其他合金和/或杂质元素，其中的低共熔相组分主要由 $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>基质和硅沉淀构成的。

铝和硅形成一种简单的低共熔体系，其中，Si浓度为12.5重量%并且温度为577°C时出现低共熔点。

通过加合金元素镁并经热处理和所形成的Mg<sub>2</sub>Si沉淀能够显著提高材料的强度，镁在温度约为550°C时，可溶解在 $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>基质中的最高量为0.47重量%。

通过冷却Al-Si-Mg熔体可以低共熔地凝固残余熔体，其中硅以片状的粗形式沉淀。长期以来的现有技术是在这种合金中掺入钠或锶，由此阻止凝固时硅晶体的生长，称之为调质或精制，可以无例外地改善机械性能，特别是断裂伸长。

基本上可以通过热处理方法来影响铝合金半成品或物体的机械性能，按欧洲标准EN515定义热处理状态。根据标准，在稳定状态字母F=生产状态，T=热处理过的。每个热处理状态通过字母T后排列的数表示。

此外，以下说明中用缩写符号表示材料的下列热处理状态：

F为生产状态

T5为从生产温度骤冷并且进行热时效作用

· T6为熔液退火并且进行热时效作用

· T6x为根据本发明的热处理

T4x为根据本发明的热处理

为适合市场需要或工业使用由Al-Si合金构成的物体时，一方面材料性能是重要的，不过另一方面生产成本或经济情况也是重要的，因为在更高温下很长时间的退火处理，以及长时间退火时必需的通过所谓重力蠕变进行的不可缺少的矫直过程（Nachrichtvorgänge）是昂贵的。

基本上可以证实，F状态的Al-Si合金大多具有小的材料强度值 $R_p$ 和较高的断裂伸长系数A。

在热处理状态T5，即生产温度的骤冷并且进行热时效作用，例如在155°C至190°C时，在1至12小时期间，虽然达到样品的强度值 $R_p$ 较高，但断裂伸长系数A较低。

相应T6的热处理状态，即例如熔液在540°C温度退火12小时，随后进行热时效作用，与状态F相比，在样品的断裂伸长或材料的延展性基本相等的情况下，但材料的强度却大大提高。例如，熔液退火时间长，可以使材料中的镁原子有利地扩散，因此，物体骤冷和热时效使用后，在 $\alpha_{-Al}$ 基质中形成分布非常均匀的 $Mg_2Si$ 沉淀，该沉淀决定性地提高材料强度。

不过，高温时对熔液进行长时间退火处理存在的缺点，如上文提及的，即部分的重力蠕变以及昂贵的温度—时间处理程度。因此，从经济上，从达到材料的最高强度和良好延展性上多方面的考虑，不选择T6，而选择物体的处理状态T5。任选地必须通过改变构件的结构来补偿因T5所决定的较低材料强度。

针对这种情况，本发明提供了一种新型、经济的热处理方法，该方法可以显著提高材料的延展性，与T6相比，对材料强度没有大的干扰，或者与T5相比，得到显著较高的延展性和较高的材料强度。

此外，本发明的目的是提供一种开始所述类的具有有利的材料机械性能的物体的微观结构。

本方法的目的是这样实现的，即以冲击式退火进行熔液退火处理，包括：快速加热到400—555°C的退火温度，在该温度的保温时间最长为14.8分钟，然后强制冷却到基本上室温。

本发明的优点主要在于，采用简单的高温—快速退火达到物体最大的延展性值。此外，所谓的冲击式退火处理使构件变形或物体变形减小直到不发生，这样任选地并不需要自身矫直。迅速退火处理还具有较高的经济价值，并能够以简单方式，例如通过连续式加热炉，并入生产工序中。随后至少可通过一种热

时效作用的调整工艺能够调节材料强度。如果可以有利地设置冲击式退火处理的保持时间少于6.8分钟，优选1.7至任选地最多5分钟，则在Al-Si合金的数量占优势的情况下最大限度提高延展性。

冲击式退火后进行物体的热时效作用，即将其在150—200℃温度下放置1—14小时是有利的。

如果冲击式退火后在基本为室温下以冷时效作用进行物体的时效作用，则对材料工艺也是有利的。

本发明的另一目的是这样实现，即使低共熔相组分的硅沉淀球化，其平均截面 $A_{Si}$ 小于 $4 \mu m^2$ 。

以下表示计算截面的公式，

$$A_{Si} = \frac{1}{n} \sum_{k=1}^n A \leq 4 \mu m^2$$

其中参数表示：

$A_{Si}$  = 硅微粒的平均面积 ( $\mu m^2$ )

$A$  = 每张照片的硅微粒的平均面积 ( $\mu m^2$ )

$n$  = 测量次数

这种微观结构的优点主要在于，由于硅沉淀的球化和纯化，基本上减小了材料的起始裂缝，并改善了材料延展性。换句话说，球化和小尺寸使脆性的低共熔硅具有适宜的形态，根本上导致材料较高的断裂伸长值。降低了机械负载时在Si-Al相界面上的应力集中。试验中还发现材料的穿晶断裂，因此显示出最高的延展性。

如果低共熔相组分的硅沉淀是球化的，并且平均截面小于 $2 \mu m^2$ ，则对于加工工艺以及材料的高的断裂伸长值是有利的。

如研发工作所指出的，如果根据发明目的按如下来实现本发明，即被定义为正方形的测量面积除以其所含硅微粒的数目的根的低共熔相组分的硅微粒之间的平均自由程 $\lambda_{Si}$ 的值小于 $4 \mu m$ ，优选小于 $3 \mu m$ ，特别优选小于 $2 \mu m$ ，则负载的材料中在最低的应力峰值时达到特别均匀的应力分布，因为小面积硅微粒的间距主要影响了相应的应力状态下材料的流变性能。再次用以下公式来计算硅微粒的平均间距 $\lambda_{Si}$ 。

$$\lambda_{\text{Si}} = \frac{1}{n} \sum_{k=1}^n \sqrt{\frac{A_{\text{正方形}}}{N_{\text{硅}}}} \leq 4 \mu\text{m}$$

$\lambda_{\text{Si}}$  = 硅微粒的平均间距

$A_{\text{正方形}}$  = 正方形的基准面 ( $\mu\text{m}^2$ )

$N_{\text{硅}}$  = Si微粒的数目

$n$  = 测量照片的数目

现有技术的熔液退火是在2至12小时的长时间退火，以使有硬化作用的合金组分扩散，以及富集在混晶中，虽然也导致球化硅微粒的副效应，不过由于长时间的退火，这些微粒分布很大且粗糙，这对材料的断裂性能不利。根据本发明，令人惊奇的是，通过迅速的冲击式退火，能够在几分钟的短时间内使低共熔的硅晶格球化，从而得到有利的材料微观结构。在此，重要的是冲击式退火的温度应尽可能高，不过应低于最低的熔融相温度，优选低5至20°C。

用延长退火时间使硅微粒进行受控扩散的生长，此时使起初有利的高球化密度  $\xi_{\text{Si}}$  变小了。

实现本发明目的时发现，如果定义为每100  $\mu\text{m}^2$  球化的低共熔硅微粒的数目的平均的球化密度  $\xi_{\text{Si}}$  大于10，而且优选20，则Al-Si合金物体的延展性最高。

$$\xi_{\text{Si}} = \frac{1}{n} \sum_{k=1}^n \frac{N_{\text{Si}}}{A} \times 100 \geq 10$$

$\xi_{\text{Si}}$  = 低共熔硅微粒的平均球化密度

$N_{\text{硅}}$  = Si微粒的数目

$A$  = 基准面 ( $\mu\text{m}^2$ )

$n$  = 测量照片的数目

所涉及的公式说明如前所述。

结果表明，基本上含低共熔相的每种Al-Si合金均可具有本发明的结构，由此形成的物体具有高的材料延展性值。如果以触融压铸法制备物体，则对提高品质以及改善断裂伸长都是特别有效的。

下面借助测试结果和照片进一步说明本发明：

图1 条形图：取决于热处理状态的材料机械值

图2 同样

图3 切片的REM照片

图4 同样

图5 Si沉淀的平均面积与退火时间的关系

图6 同样

图7 Si微粒之间的平均自由程

图8平均球化密度

图9 条形图：不同Al-Si合金的材料的机械性能

表1 图9的数值

表1

方案	F		T5		T6x3		T6	
	Rp [MPa]	A [%]	Rp [MPa]	A [%]	Rp [MPa]	A [%]	Rp [MPa]	A [%]
Alsi7Mg03	121.7	13.0	167.5	9.9	228.5	16.7	259.8	10.6
Alsi7Mg05	143.9	10.4	175.8	9.3	240.2	13.9	311.7	9.1
Alsi7Mgx	159.8	8.3	197.2	6.8	265.2	10.1	322.9	7.6
Alsi6Mgx	159.7	10.2	195.3	7.8	250.6	8.9	318.6	6.5
Alsi5Mgx	154.9	10.1	189.6	7.5	240.6	9.5	313.6	8.7
+Mn04	157.1	10.6	183.7	6.9	252.7	7.4	322.7	7.6
+Mn08	154.8	9.9	184.0	6.6	255.9	6.7	324.4	4.9
AlSi5Mgxx	211.7	3.5	256.4	2.5	242.1	5.1	291.6	5.3

图1以条形图表示由合金AlSi7Mg0.3制得的试验构件的样品的 $R_{p0.2}$ 屈服点值以及断裂伸长值A，该合金部件用触融压铸法(Thixocastingverfahren)制备。材料的热处理状态T6的值(12小时540°C+4小时160°C)与采用本发明方法在540°C下冲击式退火1分钟(T6x1)后、3分钟(T6x3)后和5分钟(T6x5)后得到的T6x相比较。全部样品在160°C下进行热时效作用(4小时)。拉力试验结果表明，冲击式退火处理后的样品的断裂伸长值明显较高，与T6相比，状态T6x3导致A升高约60%。

图2中以条形图再次比较了同样制造的样品的状态值即F、T4x3、T5、T6x3和T6的 $R_{p0.2}$ 和断裂伸长A。比较再次表明断裂伸长值明显升高。从图2可知，为了得到本发明的突出的断裂伸长性能，冲击式退火3分钟后，可以对材料进行的冷时效作用(T4x3)或热时效作用(T6x3)。

图3和图4表示Si沉淀的扫描电子显微镜照片。注意拍摄方法和评价方法：为了能够定量评价显微照片(Schliffbilder)，必须使用合适的二元照片。用扫描电子显微镜进行拍摄，直到退火时间达到2小时，之后用99.5%水和0.5%氢氟酸的溶液预侵蚀磨片30秒。退火4小时后，用Keller溶液侵蚀磨片，并用光学显微镜拍摄照片。所有照片用Adobe Photoshop 5.0程序数字化后处理，并用图片分析程序Leica Qwin V2.2评价，其中最小的检测面积为 $0.1 \mu m^2$ 。图3显示用REM拍摄的常规T6—退火12小时后的材料AlSi7Mg0.3。图4又给出冲击式退火处理3分钟后的材料的微观结构。短时间后硅沉淀已经明显球化(图4)，长退火时间后自身受控扩散生长(图3)是显而易见的。

图5和图6表示磨片试验时取决于540°C下退火时间的硅微粒平均截面 $A_{Si}$ 。根据图4的描述可以明显看出，以微粒尺寸为特征的硅微粒的平均截面随着对数的时间轴而增大。从图6的详细描述中可以观察到在最初的60分钟内由于扩散而引起的平均硅面积的增大。随着退火时间增大的硅微粒平均尺寸主要取决于低共熔混合物中Si微粒的起始尺寸。由于在所述情况下存在特好调质和提纯分布的硅，偶然的在硅微粒调质不太好的情况(表明开始时微粒较大)下可以缩短时间，该时间内关键的平均硅面积 $A_{Si}$ 达到约 $4 \mu m^2$ 。

图7的试验结果表示取决于退火时间的Si微粒的平均间距的变化。可以明显观察到Si包体的平均间距增高。

最后，图8表示取决于退火时间的平均球化密度  $\xi_{Si}$  的下降。在1.7分钟时平均球化密度已经开始急剧下降，从值  $\xi_{Si} < 10$  起造成明显的延展性损失。较高退火温度时，14至25分钟后就达到该值，对于占优势的高断裂伸长值，密度值预定大于20。

图9通过条形图又给出表1所述的8个不同组成的Al-Si合金的伸长边界和断裂伸长的测量值。本发明所有合金的材料延展性都增高了。

综上所述，本发明提供的部分技术方案如下：

1. 一种用于改善物体的材料延展性的热处理方法，该物体由具有低共熔相组分的浇铸合金或塑性合金构成，该合金优选含有调质或精制的铝—硅元素，还任选地有其他诸如镁、锰、铁等合金元素和/或杂质元素，该物体经退火处理后接着进行时效作用，其特征在于，以冲击式退火进行退火处理，它包括：快速加热到400—555℃的退火温度，在该温度下保持时间优选为至少1.7分钟至最多14.8分钟，随后强制冷却到基本上室温。

2. 根据技术方案1的方法，其特征在于，冲击式退火处理的保持时间小于6.8分钟，优选的时间范围为至少1.7分钟至任选地最多5分钟。

3. 根据技术方案1或2的方法，其特征在于，冲击式退火处理后在150至200℃的温度下对物体进行热时效作用1-14小时。

4. 根据技术方案1或2的方法，其特征在于，冲击式退火后，在基本上室温下对物体进行冷时效作用。

5. 一种由具有低共熔相组分的铝—硅合金形成的物体，该合金优选具有至少一种调质元素，任选地还有其他诸如镁、锰、铁等合金元素和/或杂质元素，该物体主要由  $\alpha_{-Al}$  基质和硅沉淀构成，其特征在于，低共熔相组分中的硅沉淀是球化的，其平均截面  $A_{Si}$  小于  $4 \mu m^2$

$$A_{Si} = \frac{1}{n} \sum_{k=1}^n A \leq 4 \mu m^2$$

$A_{Si}$  = 硅微粒的平均面积 ( $\mu m^2$ )

$A$  = 每张照片的硅微粒的平均面积 ( $\mu m^2$ )

$n$  = 测量次数。

6. 根据技术方案5的物体，其特征在于，低共熔相组分中的硅沉淀是球化

的, 平均截面 $A_{Si}$ 小于 $2 \mu m^2$ 。

7. 一种由具有低共熔相组分的铝—硅合金形成的物体, 该合金优选具有至少一种调质元素, 任选地还有其他诸如镁、锰、铁等合金元素和/或杂质元素, 该物体主要由 $\alpha$ -Al基质和硅沉淀构成, 其特征在于, 被定义为正方形的测量面积除以其所含硅微粒的数目的根的低共熔相组分的硅微粒之间的平均自由程 $\lambda_{Si}$ 的值小于 $4 \mu m$

$$\lambda_{Si} = \frac{1}{n} \sum_{k=1}^n \sqrt{\frac{A_{\text{正方形}}}{N_{\text{硅}}}} \leq 4 \mu m$$

$\lambda_{Si}$  = 硅微粒的平均间距

$A_{\text{正方形}}$  = 正方形的基准面 ( $\mu m^2$ )

$N_{\text{硅}}$  = Si微粒的数目

$n$  = 测量照片的数目。

8. 根据技术方案7的物体, 其特征在于, 平均自由程的值小于 $3 \mu m$ , 优选小于 $2 \mu m$ 。

9. 一种由具有低共熔相组分的铝—硅合金构成的物体, 该合金优选具有至少一种调质元素, 任选地还有其他诸如镁、锰、铁等合金元素和/或杂质元素, 该物体主要由 $\alpha$ -Al基质和硅沉淀构成, 其特征在于, 定义为每 $100 \mu m^2$ 球化的低共熔硅微粒的数目的平均球化密度 $\xi_{Si}$ 大于10

$$\xi_{Si} = \frac{1}{n} \sum_{k=1}^n \frac{N_{Si}}{A} \times 100 \geq 10$$

$\xi_{Si}$  = 低共熔硅微粒的平均球化密度

$N_{\text{硅}}$  = Si微粒的数目

$A$  = 基准面 ( $\mu m^2$ )

$n$  = 测量照片的数目。

10. 根据技术方案9的物体, 其特征在于, 平均球化密度的值大于20。

11. 技术方案5—10之一的物体或根据技术方案1—4制备的物体, 其特征在于, 其是用触融压铸法制备的。

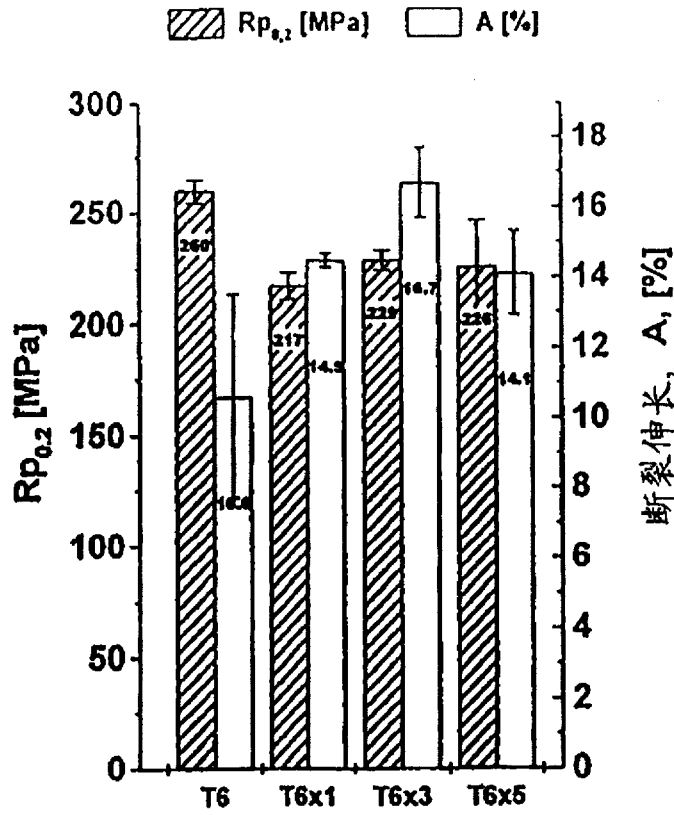


图 1

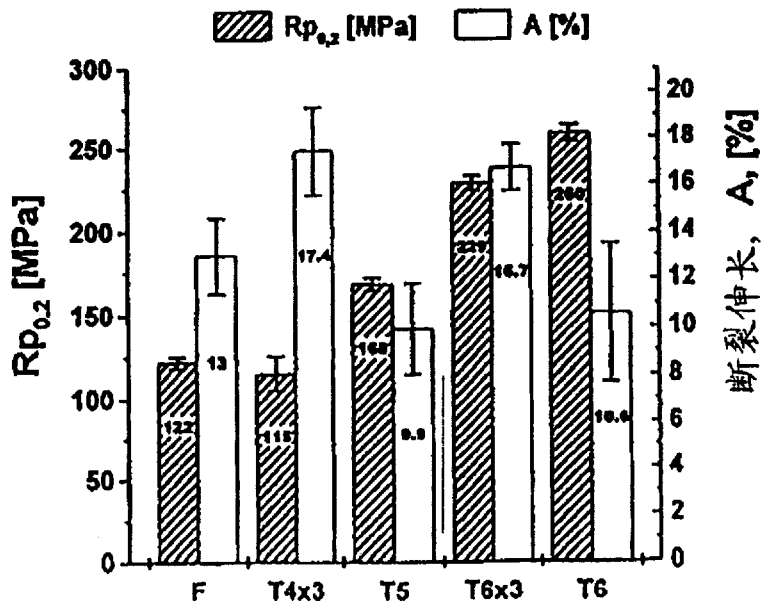


图 2

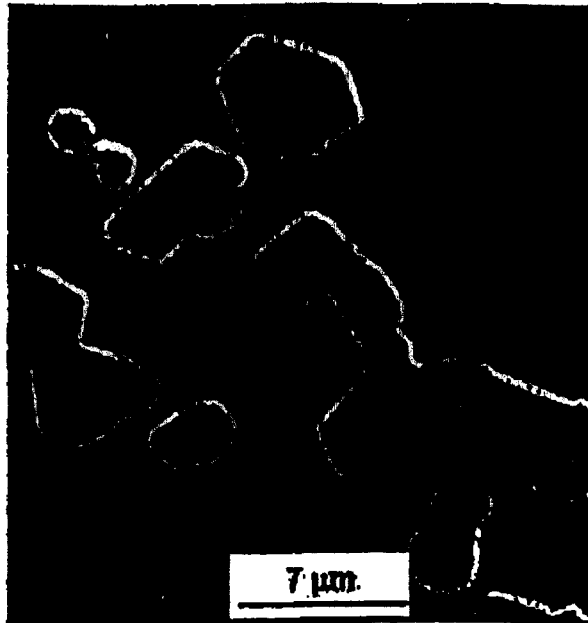


图 3

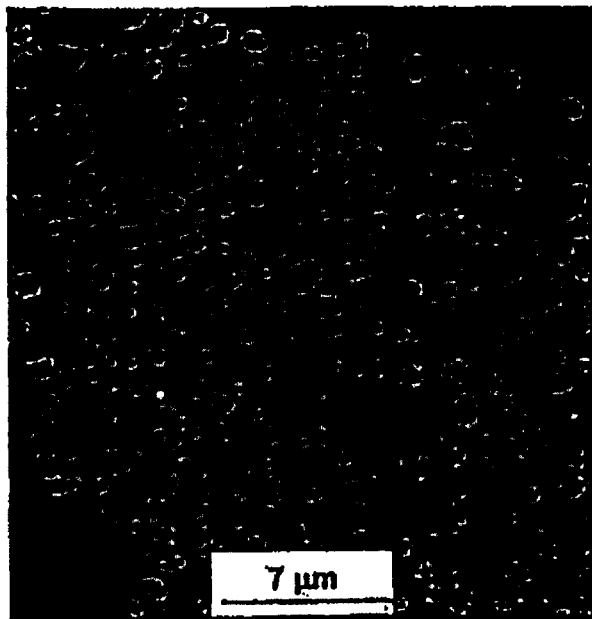


图 4

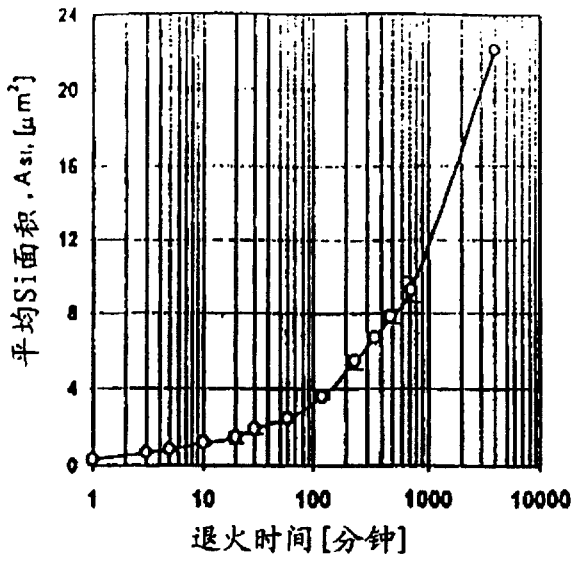


图 5

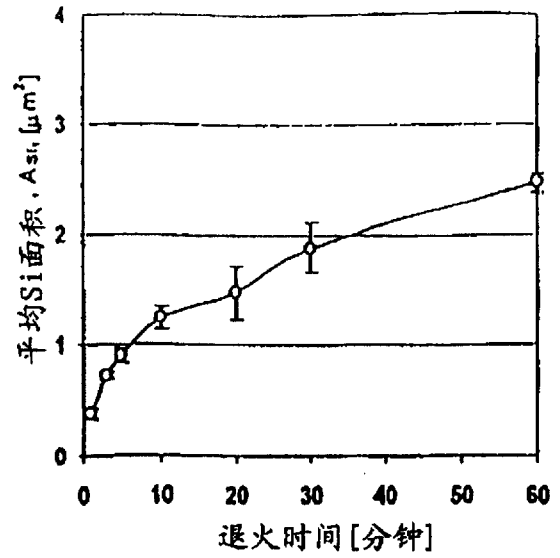


图 6

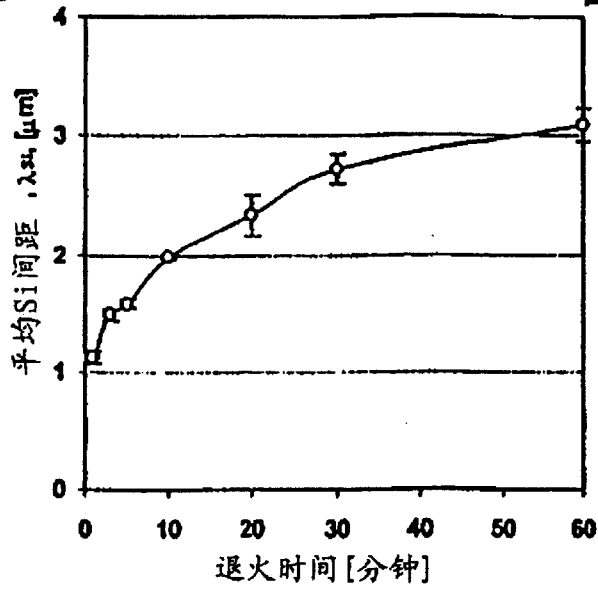


图 7

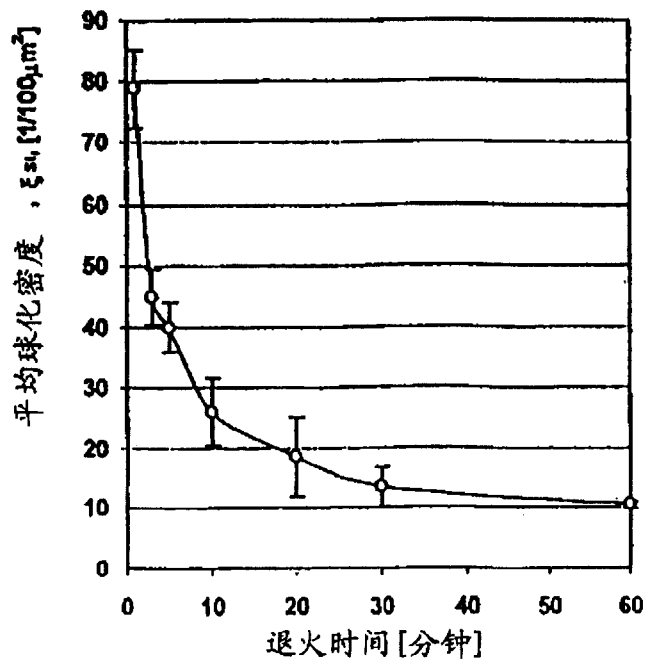


图 8

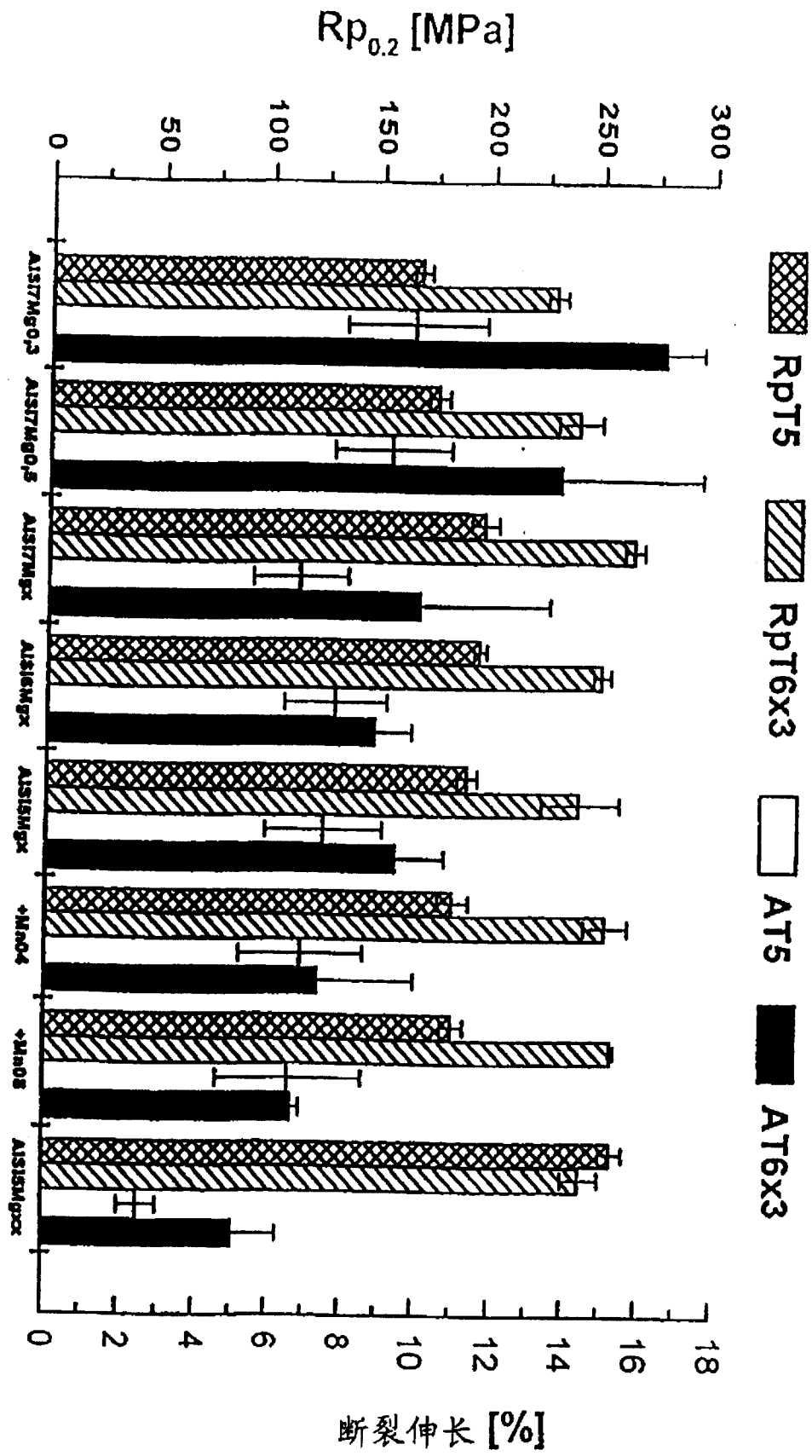


图 9