



# [12] 发明专利申请公开说明书

[21] 申请号 02817716.9

[43] 公开日 2004年12月8日

[11] 公开号 CN 1553836A

[22] 申请日 2002.9.13 [21] 申请号 02817716.9

[30] 优先权

[32] 2001.9.14 [33] US [31] 60/322,261

[86] 国际申请 PCT/AU2002/001257 2002.9.13

[87] 国际公布 WO2003/024644 英 2003.3.27

[85] 进入国家阶段日期 2004.3.10

[71] 申请人 纽科尔公司

地址 美国北卡罗来纳州

[72] 发明人 沃尔特·布莱杰德

拉马·B·马哈帕特拉

拉扎尔·斯特里佐夫

[74] 专利代理机构 北京市柳沈律师事务所

代理人 马高平 杨 梧

权利要求书2页 说明书11页 附图5页

[54] 发明名称 铸造钢带

[57] 摘要

由双辊铸造的薄钢带。熔融金属被引入到一对被冷却的铸造辊中间以形成一个铸造池，由该铸造池使钢在辊表面上凝固而生产出一凝固的钢带。所述熔融钢水具有总氧含量为100到250ppm并且包括MnO、SiO<sub>2</sub>和Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>中的任一种或几种的金属氧化夹杂物，以夹杂物浓度为2gm/cm<sup>3</sup>到4gm/cm<sup>3</sup>分布在整個钢内。通常所述夹杂物的尺寸范围在2到12微米之间。所述钢带厚度为小于5mm并且包括凝固的氧化夹杂物，其分布使从表面到2微米深的所述钢带的表面区域包括这样的夹杂物为每单位面积密度至少为120/mm<sup>2</sup>。

1. 一种通过连续铸造制造钢带的方法，其中包括以下步骤：
  - 5 a. 组装一对受冷却的铸辊，在所述铸辊之间具有一个辊缝并且带有封闭所述辊缝端部边界的隔板；
  - b. 引导熔融的具有总氧含量至少为 100ppm 的低碳钢进入该对铸辊之间，以在铸辊之间形成一铸造池；
  - 10 c. 反向转动所述铸辊并且凝固所述熔融钢水以在所述铸辊表面形成金属壳，该金属壳具有的由所述熔融钢水的总氧含量反映的氧化夹杂物的含量促进薄钢带的形成；及
  - d. 由经过所述铸辊的所述辊缝形成的所述凝固的壳形成凝固的薄钢带。
2. 如权利要求 1 所述制造钢带的方法，其中在所述铸造池内的熔融钢水具有的碳含量范围在 0.001 到 0.01 重量%，锰含量的范围在 0.01 到 2.0 重量%及硅含量的范围在 0.01 到 10 重量%。
3. 如权利要求 2 所述制造钢带的方法，其中所述铸造池中的熔融钢水具有的铝含量大约为 0.01 或更少的重量%。
4. 如上述任一权利要求所述制造钢带的方法，其中所述铸造池中的熔融钢水具有的氧含量为 100ppm 到 250ppm 之间。
- 20 5. 如上述任一权利要求所述制造钢带的方法，其中所述熔融钢水包括的氧化夹杂物组成为  $MnO$ 、 $SiO_2$  和  $Al_2O_3$  中的任一种或几种，以夹杂物浓度范围  $2\text{gm/cm}^3$  到  $4\text{gm/cm}^3$  在整个钢内部分布。
6. 如上述任一权利要求所述制造钢带的方法，其中所述夹杂物中超过一半的尺寸范围在 2 到 12 微米之间。
- 25 7. 如上述任一权利要求所述制造钢带的方法，其中所述熔融钢水的硫含量少于 0.01 重量%。
8. 如权利要求 1 所述制造钢带的方法，包括下面附加的步骤：
  - 30 e. 在形成所述铸造池之前将所述熔融钢水保持在一钢水包内，通过对在所述钢水包内的钢料和渣形成材料进行加热，形成由包括氧化的硅、锰和钙的渣料覆盖的熔融的钢；通过向所述熔融钢水注入惰性气体并搅拌所述熔融钢水进行脱硫，且此后向钢注入氧气，

以生产具有所希望的总氧含量大于 100ppm 的熔融钢水。

9. 如权利要求 8 所述制造钢带的方法，其中所述脱硫将熔融钢水中的硫含量降低到少于 0.01 重量%。

10. 如权利要求 8 或 9 所述制造薄钢带的方法，其中所述凝固的钢为硅/锰镇静钢并且所述夹杂物包括  $\text{MnO}$ ,  $\text{SiO}_2$  和  $\text{Al}_2\text{O}_3$  中的任一种或几种。

11. 如权利要求 8 到 10 所述任一制造薄钢带的方法，其中所述夹杂物超过一半的尺寸范围在 2 到 12 微米之间。

12. 如权利要求 8 到 11 所述任一制造钢带的方法，其中所述凝固的钢具有的总氧含量范围在 100ppm 到 250ppm 之间。

13. 一薄钢带，由双辊铸造生产，其厚度小于 5mm，并形成凝固的钢，所述凝固的钢中包括凝固的氧化夹杂物，其分布使从表面到 2 微米深的所述钢带的表面区域包括这样的夹杂物为每单位面积密度至少为  $120/\text{mm}^2$ 。

14. 如权利要求 13 所述的薄钢带，其中所述凝固的钢内大部分为硅/锰镇静钢并且所述夹杂物包括  $\text{MnO}$ ,  $\text{SiO}_2$  和  $\text{Al}_2\text{O}_3$  中的任一种或几种。

15. 如权利要求 13 或 14 所述的薄钢带，其中所述夹杂物超过一半的尺寸范围在 2 到 12 微米之间。

16. 如权利要求 13 到 15 所述任一的薄钢带，其中所述凝固的钢具有的总氧含量范围在 100ppm 到 250ppm 之间。

17. 一薄钢带，由双辊铸造生产，其厚度小于 5mm，并形成凝固的钢，其中包括的氧化夹杂物分布反映出在凝固的钢内氧的含量范围在 100 到 250ppm 之间。

18. 如权利要求 17 所述的薄钢带，其中所述凝固的钢内大部分为硅/锰镇静钢并且所述夹杂物包括  $\text{MnO}$ ,  $\text{SiO}_2$  和  $\text{Al}_2\text{O}_3$  中的任一种或几种。

19. 如权利要求 17 或 18 所述的薄钢带，其中所述夹杂物超过一半的尺寸范围在 2 到 12 微米之间。

## 铸造钢带

## 5 技术领域

本发明涉及钢带的铸造，其特别地应用到在一双辊铸机中连续地铸造薄钢带。

## 背景技术

10 在双辊铸机中，熔融金属被引入到一对反向旋转的被冷却的水平铸造辊中间使金属壳在运动的辊表面上凝固并且在铸辊之间的辊缝中被集合在一起以生产一凝固的钢带，该钢带被从所述铸辊之间的辊缝向下传输。术语“辊缝”指铸辊最靠近的一区域。熔融的金属从一钢水包中倒入一较小的容器，并且所述熔融金属由该容器流动通过在辊缝上面的金属输送喷嘴  
15 使所述熔融金属流到铸辊之间的辊缝中，形成一熔融金属的铸造池，该池支承在紧靠辊缝的上面的铸辊的铸造表面上，并沿着辊缝的长度延伸。通常所述铸造池被限制在与铸辊的端面保持滑动接合的侧板或挡板之间，以阻挡铸造池的两端不溢流。然而也提出了另一种如电磁隔板的替换装置。

当在双辊铸机中铸造薄钢带时，在所述铸造池内的熔融钢水一般温度  
20 在 1500℃或更高，并且因此有必要对整个所述铸辊的铸造表面进行高冷却率的冷却。在铸造表面所述钢的初始凝固中得到高热通量和更广泛的成核对形成金属壳特别重要。美国专利 5,720,336 描述了如何通过调节钢熔融的化学成分增加在初始凝固的热通量，如使在初始凝固温度下作为脱氧产品形成的金属氧化物的主要部分为液体，以在熔融金属和每个铸造表面之间的交界面上形成一基本的液体层。如在美国专利 5,934,359 和 6,059,014  
25 和国际专利申请 AU 99/00641 中所述，在初始凝固时钢的成核在一定程度上会受到所述铸造表面的影响。特别是在国际专利申请 AU 99/00641 中公开了随机晶体结构的凸凹在遍布整个铸造表面上提供潜在成核点能够强化初始凝固。我们已经得到成核也依赖于在所述熔化的钢中存在氧化夹杂物  
30 及意外地得到它在双辊钢带铸造中铸造“清洁”的钢过程中没有益处，其中在所述熔融钢水用于铸造之前，在脱氧过程中形成的多数夹杂物已经被

减少。

用于连续铸造的钢在钢水包被倒出之前受到脱氧处理。在双辊铸造中所述钢一般由硅锰钢水包脱氧，虽然可以使用加钙以控制形成固体  $Al_2O_3$  夹杂物的铝脱氧，但固体  $Al_2O_3$  夹杂物会堵塞在金属输送系统中细小的金属流动通道，通过该通道熔融金属被输送到铸造池。至今被认为可使用的  
5 致力于优化钢净度的方法为通过对钢水包的处理减少在熔融金属内的总体氧的含量。但是现在已经了解降低钢的氧含量会减少夹杂物的量并且如果钢的总体氧含量被减少到低于一个确定的含量，所述钢和铸辊表面之间初始接触的特性在一定程度上可能会有相反的影响，没有足够的成核来产生  
10 迅速的初始凝固和高热通量。熔融金属通过在钢水包内脱氧被加工，使总氧含量落入一个范围内，即保证满足在铸造辊上的凝固的需要并且生产出满意的钢带产品。所述熔融钢水包括许多氧化夹杂物（典型地  $MnO, CaO, SiO_2$  和/或  $Al_2O_3$ ）足够提供适当的成核的浓度以在所述铸辊表面进行初始凝固并且得到表现出凝固的夹杂物特性分布的钢带产品。

15

#### 发明内容

提供一通过连续铸造制造钢带的方法，包括以下步骤：

- a. 组装一对受冷却的铸辊，在所述铸辊之间具有一个辊缝并且带有封闭所述辊缝端部边界的隔板；
- 20 b. 引导熔融的具有总氧含量至少为 100ppm 的低碳钢进入该对铸辊之间，以在铸辊之间形成一铸造池；
- c. 反向转动铸辊并且凝固所述熔融钢水以在所述铸辊表面形成金属壳，该金属壳具有的由所述熔融钢水的总氧含量反映的氧化夹杂物的含量促进薄钢带的形成；及
- 25 d. 由经过所述铸辊的所述辊缝形成的所述凝固的壳形成凝固的薄钢带。

在所述铸造池内的熔融钢水的总氧含量范围可为 100ppm 到 250ppm。更特别地，可以为 200ppm。所述低碳钢具有碳含量范围为 0.001 到 0.1 重量%，锰含量范围为 0.1 到 2.0 重量%及硅含量范围为 0.01 到 10 重量%。  
30 所述钢具有的铝含量大致为 0.01 或更少的重量%。所述铝的含量例如可以少到 0.008 或更少重量%。所述熔融钢水可以是硅/锰镇静钢。

所述氧化夹杂物为凝固夹杂物和脱氧夹杂物。所述凝固夹杂物在铸造的钢被冷却和凝固期间形成，而脱氧夹杂物在所述熔融金属铸造之前的脱氧期间形成。所述凝固的钢可能包括的氧化夹杂物通常为  $\text{MnO}$ 、 $\text{SiO}_2$  和  $\text{Al}_2\text{O}_3$  中的任一种或几种，以夹杂物浓度范围  $2\text{gm/cm}^3$  到  $4\text{ gm/cm}^3$  分布在整个钢内部。

所述熔融钢水在被引入到在所述铸辊之间形成的所述铸造池之前保持在一钢水包内，通过加热钢料和由在所述钢水包内的材料形成渣料，形成由包括氧化的硅、锰和铝的渣覆盖的熔融的钢。通过向所述熔融钢水注入惰性气体并搅拌所述熔融钢水进行脱硫，且这样的硅/锰镇静钢被注入氧气，以生产具有要的总氧含量为至少 100ppm 且通常少于 250ppm 的钢。所述脱硫可以将熔融钢水硫含量减少到少于 0.01 重量%。

所述薄钢带通过如上述的连续地双辊铸造来生产，具有厚度小于 5mm 并且形成的凝固的钢中包括凝固的氧化夹杂物。所述夹杂物的分布可以为在所述钢带从外表面到 2 微米深度处的两个表面区域上，包括凝固的夹杂物为每单位面积至少  $120/\text{mm}^2$ 。

所述凝固的钢可以是硅/锰镇静钢并且所述氧化夹杂物可以包括  $\text{MnO}$ 、 $\text{SiO}_2$  和  $\text{Al}_2\text{O}_3$  夹杂物中的任一种或几种。所述夹杂物通常尺寸范围在 2 到 12 微米，至少主要的夹杂物的尺寸在这个范围内。

上述方法生产一独特的高氧含量分布在氧化夹杂物中的钢。特别地在熔融钢水中结合高氧含量并且所述熔融钢水在所述铸造池内短的滞留时间导致产生一具有改进的延展特性的薄钢带。

#### 附图说明

为了更详细地描述本发明，将参考附图对一些特殊示例进行描述。

图 1 表示夹杂物熔点对热通量的影响，所述热通量由使用硅/锰镇静钢在双辊铸造实验中获得；

图 2 为 Mn 的能量损失波谱图，表示在一凝固的钢带中细小凝固夹杂物的区段；

图 3 为表示锰到硅含量的变化相对于夹杂物液相温度的影响的图；

图 4 表示铝含量（由钢带夹杂物中测量出来的）和脱氧作用之间的关系；

图 5 为 MnO. SiO<sub>2</sub>. Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的三相图；

图 6 表示铝含量夹杂物与液相温度之间的关系；

图 7 表示熔融钢水中氧对表面张力的影响；及

图 8 为涉及在不同的钢的净度水平下可得到的进行成核的夹杂物的计算结果图。

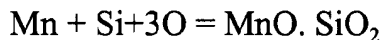
#### 具体实施方式

我们已经在美国专利 5,184,668 和 5,277,243 中描述类型的双辊铸机上实施了进一步的铸造实验，生产厚度为 1mm 或更薄的钢带。这样使用硅/锰镇静钢的铸造实验已经证明在所述熔融钢水内的氧化夹杂物的熔点对在钢凝固期间得到的热通量有影响，如图 1 所示。低的熔点氧化物提高所述熔融金属和所述铸辊表面在所述池的上部区域之间的热传导接触，产生较高的热传导率。当所述熔点高于在所述铸造池内的钢的温度时，不产生液体夹杂物。因此当所述夹杂物的熔点高于大致 1600℃时热传导率有一个大幅度的减少。

使用铝镇静钢的铸造实验显示出为了避免形成高熔点的铝夹杂物（熔点为 2050℃），必须经过钙处理以产生液态的 CaO. Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 夹杂物。

所述氧化夹杂物形成在凝固金属壳中并且随后在钢的冷却和凝固期间形成包括夹杂物的所述薄钢带，并且在钢水包内加工期间形成脱氧夹杂物。

在所述钢内的所述自由氧的含量在液面冷却期间被大幅地减少，导致在靠近所述钢带表面产生凝固夹杂物。这些凝固夹杂物通过下述反应主要形成 MnO. SiO<sub>2</sub>：



25

在所述钢带表面的所述凝固夹杂物的状态可以由一能量损失波谱（EDS）图获得，如图 2 所示。可以看见凝固夹杂物非常细小（典型地小于 2 到 3 μm）并且位于从表面 10 到 20 μm 的区段内。在整个所述钢带的所述夹杂物的典型的尺寸分布见我们的论文中的图 3，该论文题目为“由 BHP 和 IHI 公司联合发展铸造低碳钢带的 M 工程的最新进展（Recent Developments in Project M the Joint Development of Low Carbon Steel Strip

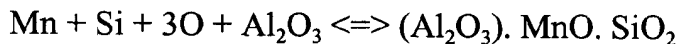
Casting by BHP and IHI)”，在德国的杜塞尔多夫 METEC 99 年年会上提交 (13-15, 六月, 1999)。

由在钢内的 Mn 和 Si 的含量主要决定所述凝固夹杂物的对比含量。图 3 表示 Mn 和 Si 的比率明显影响夹杂物液相温度。在所述铸造池上部区域的所述钢冷却期间，一具有碳含量为 0.001 到 0.1 重量%，锰含量为 0.1 到 2.0 重量%及硅含量为 0.1 到 10 重量%并且铝含量为 0.01 或更少的重量%的锰硅镇静钢可以生产这样的氧化夹杂物。特别地，所述钢可以具有下列成分，称为 M06：

10	碳	0.06 重量%
	锰	0.6 重量%
	硅	0.28 重量%
	铝	0.002 重量%

15 脱氧夹杂物在所述钢水包中的带有铝、硅和锰熔融钢水进行脱氧期间产生。因此，在脱氧期间形成的氧化夹杂物主要为 MnO. SiO<sub>2</sub>. Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 基。这些脱氧夹杂物随机地位于所述钢带中并比靠近钢带表面的所述凝固夹杂物粗一些。

20 所述夹杂物的所述铝含量对钢内的自由氧含量具有很强的影响。图 4 表示随着铝含量的增加，钢内的自由氧减少。随着铝夹杂物的增加，MnO. SiO<sub>2</sub> 夹杂物被稀释带来后来的其活性的减少，这样随后就减少自由氧的含量，可以由下列反应式看到：



25

对于 MnO. SiO<sub>2</sub>. Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 基的夹杂物，通过图 5 的三相图可以得到夹杂物成分对液相温度的影响。分析在薄钢带中的氧化夹杂物已经知道所述 MnO/SiO<sub>2</sub> 的比率通常在 0.6 到 0.8 的范围内并且在该范围内，发现氧化夹杂物的铝含量对夹杂物熔点（液相温度）具有更强的影响，如图 6 所示。

30 我们已经知道根据本发明进行铸造中很重要的是使凝固夹杂物和脱氧夹杂物在钢的初始凝固温度下这些夹杂物为液体并且在所述铸造池内的钢

具有氧含量为至少 100 ppm 以生产金属壳，所述金属壳带有反映所述熔融钢水的氧含量的氧化夹杂物的含量有助于成核已经在所述铸辊表面的钢初始凝固期间高热通量。凝固夹杂物和脱氧夹杂物都为氧化夹杂物并且提供成核点以及对金属的凝固过程中对成核起重要作用，但是所述脱氧夹杂物为最终比率控制在使它们的浓度可以被改变。所述脱氧夹杂物较大，通常大于 4 微米，而所述凝固夹杂物一般小于 2 微米并且以  $MnO$ 、 $SiO_2$  为主并且没有  $Al_2O_3$ ，而所述脱氧夹杂物具有  $Al_2O_3$ 。

在使用上述 M06 级的硅/锰镇静钢的铸造实验中已经发现如果在所述钢水包的加工处理中减少钢的所述总氧含量到低于 100ppm 时，热通量被减少且铸造受到损害，然而如果所述总氧含量为至少 100ppm 且通常为 200ppm 量级时能够得到好的铸造结果。所述总氧含量可以由一“Leco”仪器测量并且根据在钢水包处理期间的“清洗”程度进行控制，即氩气泡经过一个多孔塞或顶部吹管穿过所述钢水包的量，及处理的时间周期。所述总氧含量由常规的方法测量，使用 LecoTC-436 氮/氧测定仪，描述在 TC436 氮/氧测定仪结构手册，可以从 LECO 得到（从号码 200-403，96 年四月修订第七章的 7-1 到 7-4 中）。

根据较高的总氧含量

为了决定具有高氧含量获得的加强热通量是否由于氧化夹杂物作为成核点的有效性，对在钢水包内使用硅酸钙（Ca-Si）进行脱氧的钢进行铸造实验，并且将其结果与如 M06 级的低碳硅镇静钢的进行铸造的结果比较，其结果在下表中列出：

表 1：

M06 和 Cal-Sil 级之间的热通量的差

编号	品种	铸造速度， (m/min)	池的高度， (mm)	总除热量 (MW)
M33	M06	64	171	3.55
M34	M06	62	169	3.58
O 50	Cal-Sil	60	176	2.54
O 51	Cal-Sil	66	175	2.56

虽然 Mn 和 Si 的含量与普通硅镇静的品种相同，在 Ca-Si 加热中的自

由氧含量较低且包括更多 CaO 的氧化夹杂物。尽管具有较低的夹杂物熔点，在 Ca-Si 加热中的热通量仍较低（见表 2）。

表 2

## 5 具有 Ca-Si 氧化物的渣料的组分

品种	自由氧 (ppm)	渣的组分 (wt%)				夹杂物熔融 温度 (°C)
		SiO <sub>2</sub>	MnO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	
Ca-Si	23	32.5	9.8	32.1	22.1	1399

在 Ca-Si 品种中氧的含量较低，一般为 20 到 30 ppm 而 M06 品种为 40 到 50 ppm。氧为表面活性元素，并且因此由氧含量的减少可预料到在熔融钢水和所述铸辊之间的润湿的减少并引起热传导率的减少。但是，由图 7 所示氧由 40 到 20 ppm 的减少以使表面张力增加不足以到达能够解释观察到的热通量减少的水平。

能够得到的结论是降低在钢中的氧含量减少夹杂物的体积并且因此减少由于初始成核的氧化夹杂物的数量。这具有与钢和所述铸辊表面初始接触的自然特性潜在的相反效果。浸蘸实验工作显示出需要在每平方面积夹杂物密度为 120/mm<sup>2</sup> 以在所述铸造池的上部或液面产生初始凝固的足够的热通量。浸蘸实验涉及将一个冷却的块以与双辊铸机铸造表面条件非常类似的速度送进熔融钢水浴中。当所述块通过所述钢水浴时钢凝固在所述冷却的块上以在所述块上产生一个凝固的钢层。可以测量在其全部区域内各个点的所述层的厚度，以制定所述凝固率的变化以及因此在所述变化的位置上热传导的效率。这样能够得到整体的凝固率及总的热通量测量。同样能够检验所述钢带表面的微结构以使凝固微结构的变化与所观察到的凝固率和热传导的值和热传导值的变化相关联，并且检测与在冷却的表面初始凝固时的夹杂物有关的结构。一个浸蘸实验设备在美国专利 5, 720, 336 中有进一步的描述。

25 通过使用如附录 1 的描述的模型，测量了所述液态钢内的氧含量与初始成核和热传导之间的关系。该模型假定所有氧化夹杂物为球形并且为均匀分布在钢内部。假定表面层为 2 μm 并且仅仅存在于表面层中的夹杂物可参加钢的初始凝固中的成核过程。输入该模型的为钢的总氧含量，夹

杂物尺寸，钢带厚度，铸造速度，和表面层厚度。所述输出为在钢的总夹杂物的百分比，要求满足每单位面积成核密度  $120/\text{mm}^2$  的一个目标。

图 8 表示在不同的钢净度水平下，为完成每单位面积目标的成核，表面层内被要求参加成核过程的氧化夹杂物的用总氧含量来表示的百分比，

5 假定所述钢带厚度为  $1.6\text{mm}$  且铸造速度为  $80/\text{min}$ 。其表示出对于  $2\mu\text{m}$  的夹杂物尺寸和  $200\text{ppm}$  总氧含量下，在表面层内总的氧化夹杂物中的 20% 被要求用于完成每单位面积成核密度  $120/\text{mm}^2$  的一个目标。但是在总氧含量为  $80\text{ppm}$  处，大致 50% 的夹杂物被要求完成所述临界成核率并且在总氧含量为  $40\text{ppm}$  处将没有足够水平的氧化夹杂物来满足每单位面积成核密度的

10 目标。因此当通过氧化物处理在所述钢水包内的钢水时，钢的氧含量可以控制为产生总氧含量范围在 100 到  $250\text{ppm}$  并且典型地为  $200\text{ppm}$ 。这样使邻近所述铸辊 2 微米深的层中在产生凝固中包括具有每单位面积至少  $120/\text{mm}^2$  氧化夹杂物。这些夹杂物将存在于最终凝固的钢带产品的外表面层中并且能够通过适当的检验而被检测出来，例如通过能量损失波谱图

15 (EDS)。

示例

输入

20 临界成核的每单位面积密度 120 已经通过浸蘸  
(需要完成足够热传导率) 实验获得该值  
实验工作

25	铸辊宽度	m	1
	钢带厚度	mm	1.6
	钢水包吨位	t	120
	钢的密度，	$\text{kg}/\text{m}^3$	7800
	总氧含量，	ppm	75
	成核密度，	$\text{kg}/\text{m}^3$	3000

30 输出

夹杂物的质量 kg 21.42857

	夹杂物尺寸,	m	2.00E-06
	夹杂物体积,	m <sup>3</sup>	0.0
	夹杂物总数		1706096451319381.5
	表面层厚度 (一侧),	$\mu\text{m}$	2
5	在表面上的 夹杂物总数		4265241128298.4536 这些夹杂物仅能参加 所述初始成核过程
10	铸造速度,	m/min	80
	钢带长度,	m	9615.38462
	钢带表面积,	m <sup>2</sup>	19230.76923
	要求的总成核点		2307692.3076
15	可得到的需要参加所述 成核过程的夹杂物 %		54.10462

## 附录 1

## 符号列表

20	w = 钢带宽度, m		
	t = 钢带厚度, mm		
	m <sub>s</sub> = 钢水包内钢的重量, 吨		
	$\rho_s$ = 钢的密度, kg/m <sup>3</sup>		
	$\rho_i$ = 夹杂物的密度, kg/m <sup>3</sup>		
25	O <sub>t</sub> = 钢内总氧含量, ppm		
	d = 夹杂物尺寸, m		
	v <sub>i</sub> = 一夹杂物的体积, m <sup>3</sup>		
	m <sub>i</sub> = 夹杂物的质量 kg		
	N <sub>t</sub> = 夹杂物总数量		
30	t <sub>s</sub> = 表面层厚度, $\mu\text{m}$		
	N <sub>s</sub> = 在所述表面存在的夹杂物的总量 (能够参加所述成核过程)		

$u$ =铸造速度, m/min

$L_s$ =钢带长度, m

$A_s$ =钢带表面积,  $m^2$

$N_{req}$ =要求满足目标成核密度的夹杂物的总量

5  $NC_i$ =目标成核的每单位面积密度, 数量/ $mm^2$ (由实验获得)

$N_{av}$ =在所述铸辊表面的熔融钢水内总夹杂物中可得到的用于初始成核过程的百分比。

公式

$$m_i = (\rho_i \times m_s \times 0.001) / 0.42$$

10 注: 对于 Mn-Si 镇静钢, 生产 1 kg 夹杂物需要 0.42kg 氧, 所述夹杂物包括 30% MnO, 40% SiO<sub>2</sub>, 30% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>。

对于 Al 镇静钢 (带有注入的 Ca), 生产 1 kg 夹杂物需要 0.38kg 氧, 所述夹杂物包括 50% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 50% CaO。

$$v_i = 4.19 \times (d/2)^3$$

$$(3) \quad N_i = m_i / (\rho_i \times v_i)$$

$$(4) \quad N_s = (2.0t_s \times 0.001 \times N_i / t)$$

$$(5) \quad L_s = (m_s \times 1000) / (\rho_s \times w \times t / 1000)$$

$$(6) \quad A_s = 2.0 \times L_s \times w$$

$$N_{req} = A_s \times 10^6 \times NC_i$$

$$(8) \quad N_{av} \% = (N_{req} / N_s) \times 1000$$

15

公式 1 计算钢内夹杂物的质量。

公式 2 计算假定一夹杂物为球形时的体积。

公式 3 计算在钢内可得到的夹杂物的数量。

公式 4 计算在表面层可得到的夹杂物的总数量（假定每侧为  $2\mu\text{m}$  厚）。

注意这些夹杂物只能参加所述初始成核。

公式 5 和公式 6 用于计算所述钢带的总表面积。

5 公式 7 计算要满足目标成核率在表面所需的夹杂物的数量。

公式 8 用于计算在所述表面上总夹杂物中可得到的必须参加所述成核过程的百分比。注意如果该数值大于 100%，那么在表面的夹杂物的数量就不足以满足目标成核率。

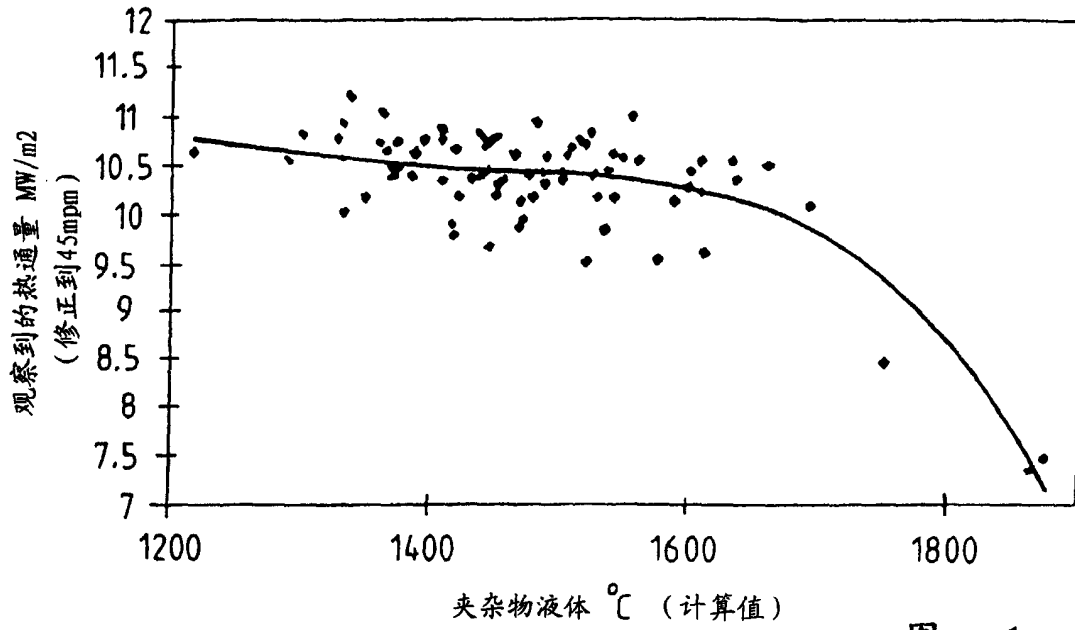


图 1

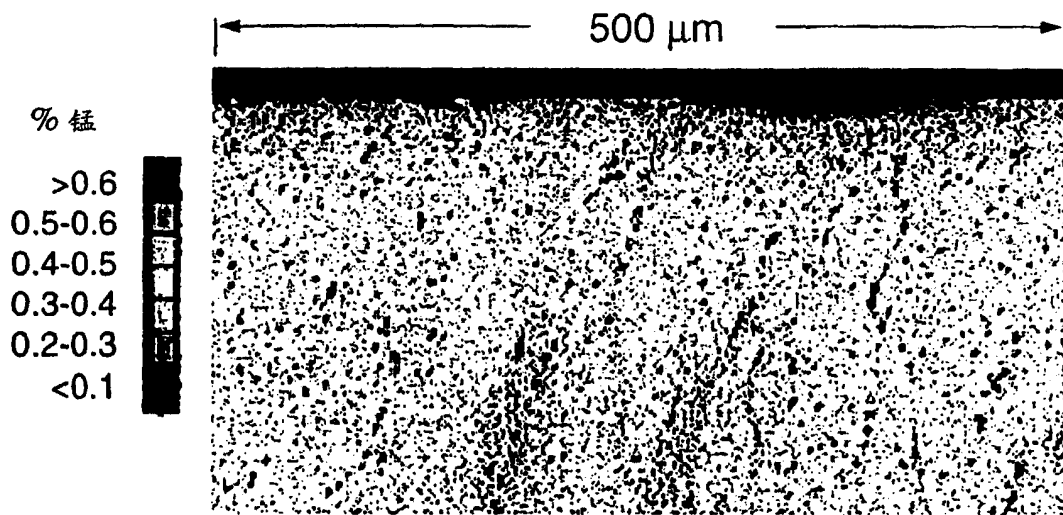


图 2

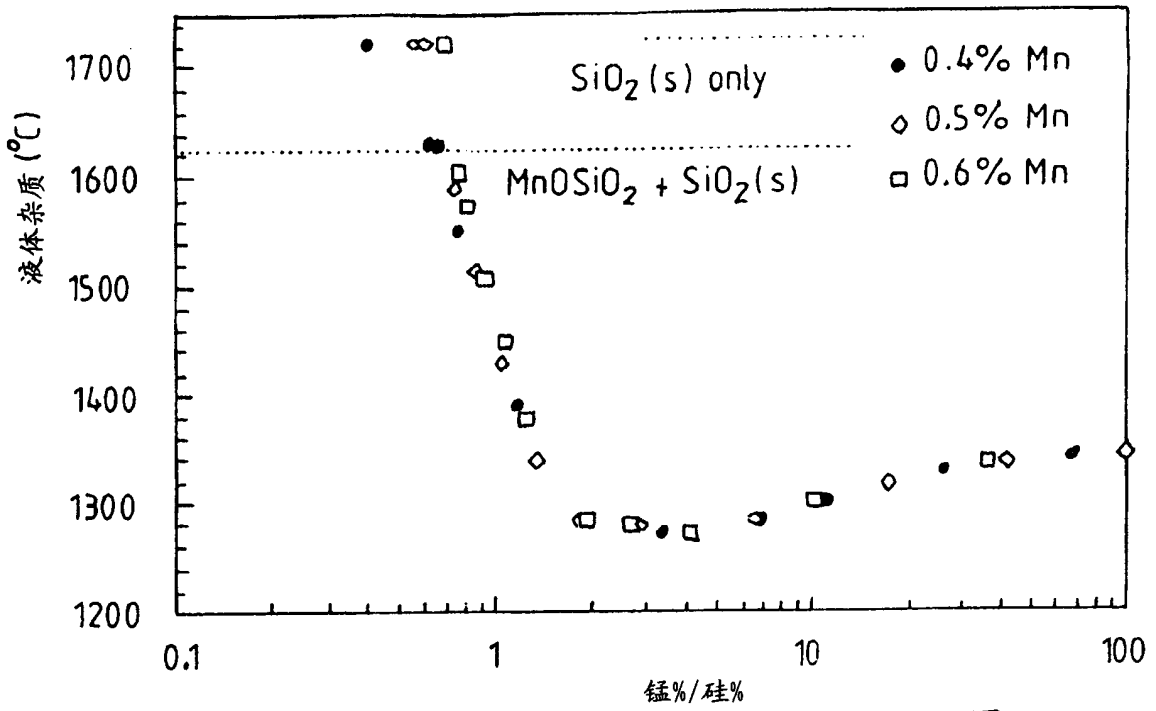


图 3

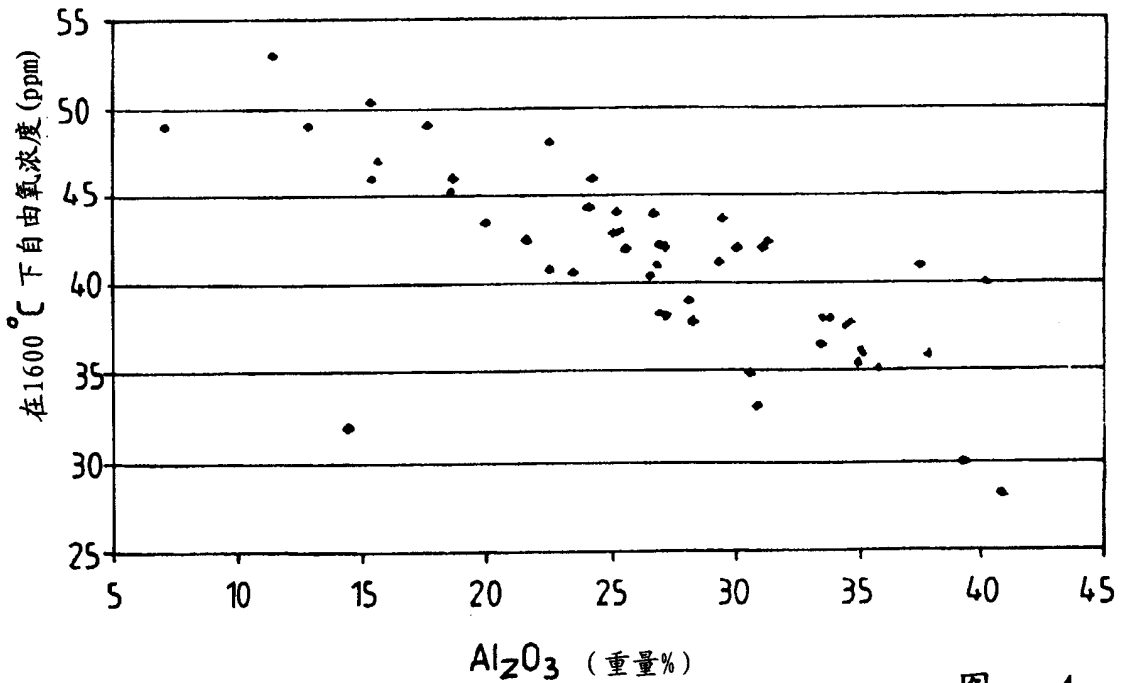


图 4

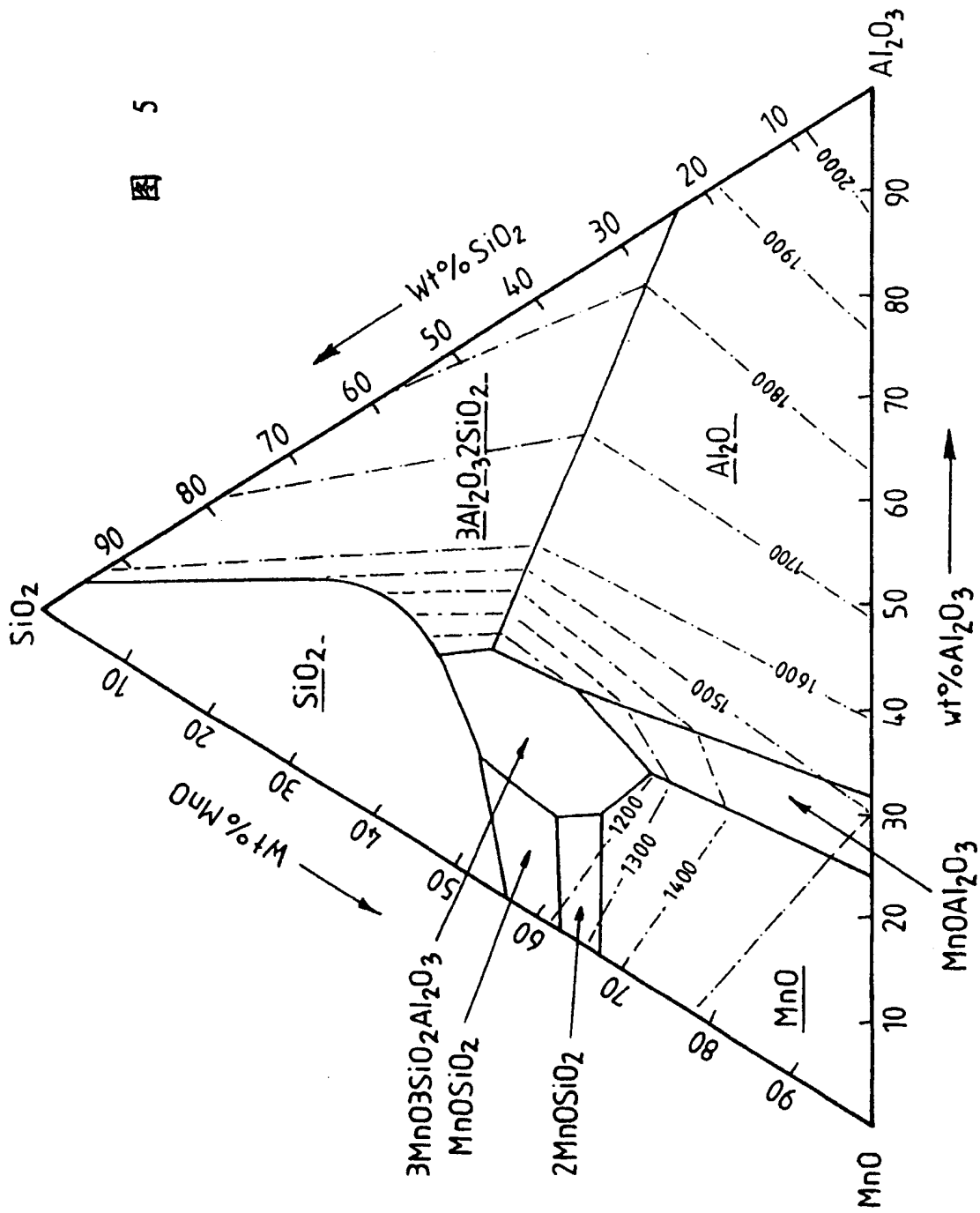


图 5

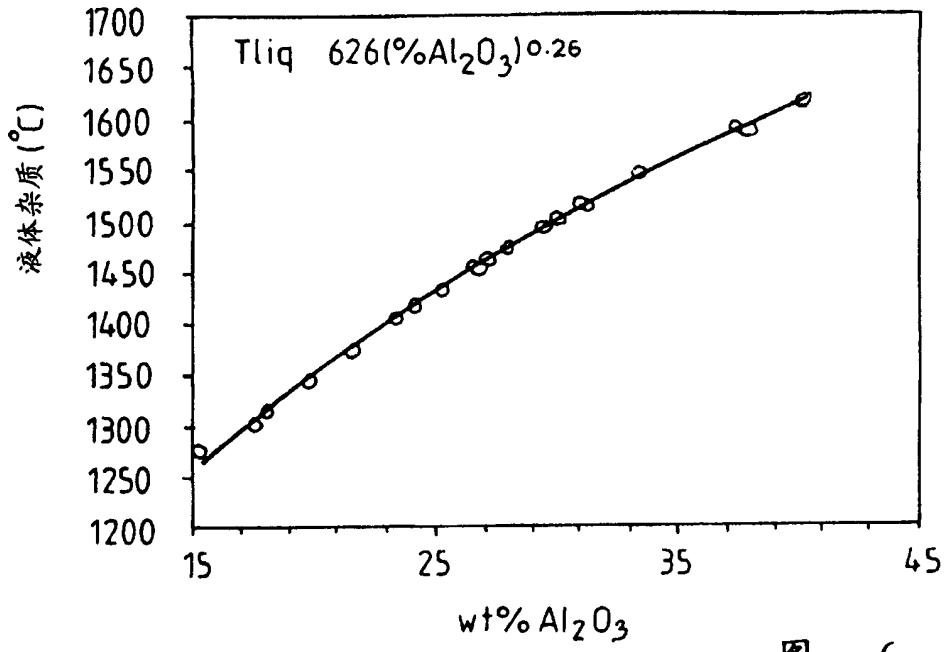


图 6

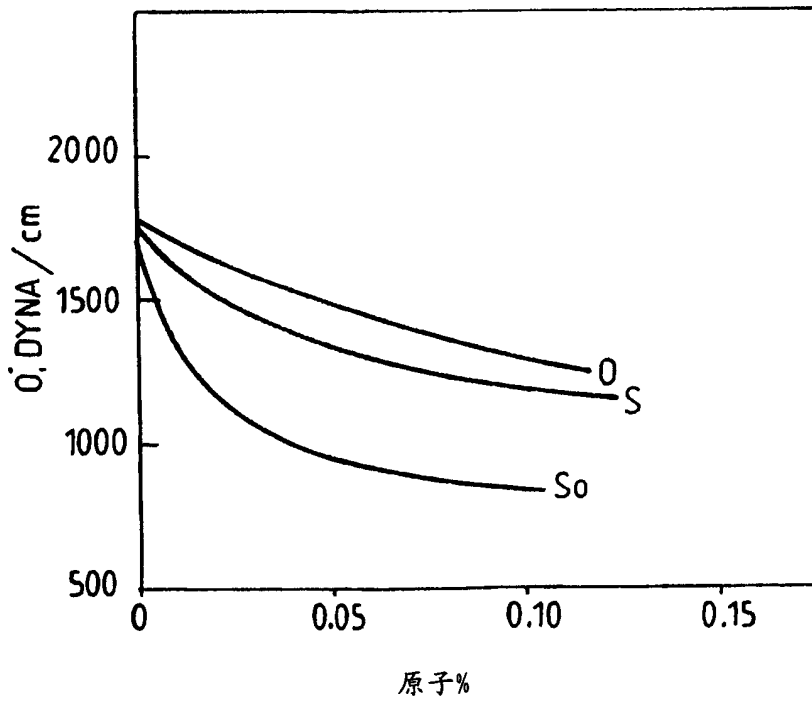


图 7

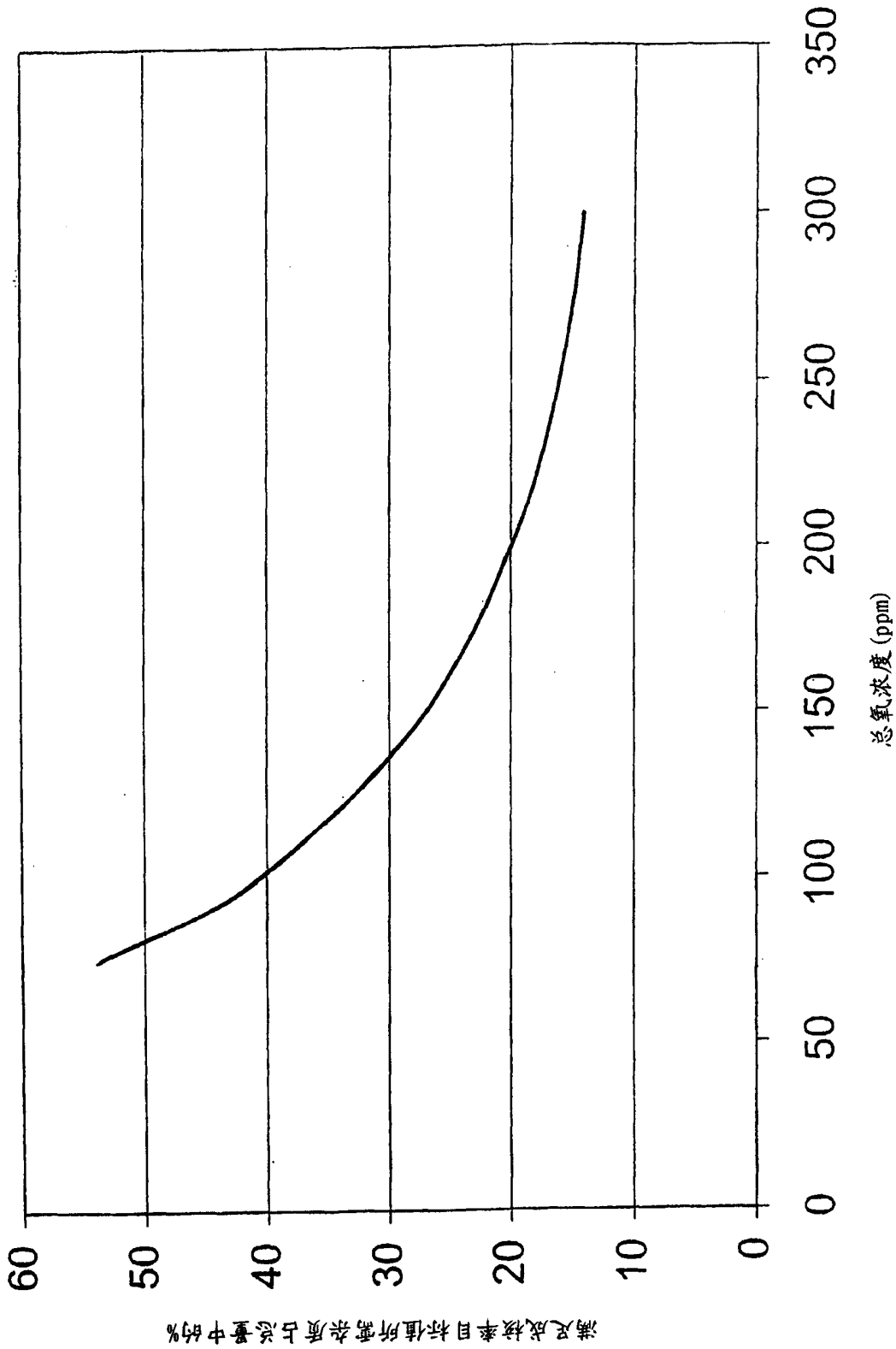


图 8