



## (12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 101784681 B

(45) 授权公告日 2012. 07. 25

(21) 申请号 200880104534. 1

(22) 申请日 2008. 08. 22

(30) 优先权数据

60/957, 307 2007. 08. 22 US

12/194, 964 2008. 08. 20 US

(85) PCT申请进入国家阶段日

2010. 02. 22

(86) PCT申请的申请数据

PCT/US2008/073966 2008. 08. 22

(87) PCT申请的公布数据

W02009/055133 EN 2009. 04. 30

(73) 专利权人 奎斯泰克创新公司

地址 美国伊利诺伊州

(72) 发明人 詹姆斯·A·怀特

贾森·塞巴斯蒂安

(74) 专利代理机构 广州华进联合专利商标代理

有限公司 44224

代理人 曾旻辉

(51) Int. Cl.

C21D 6/02 (2006. 01)

C21D 9/32 (2006. 01)

C22C 38/44 (2006. 01)

C22C 38/52 (2006. 01)

C21D 6/00 (2006. 01)

(56) 对比文件

US 4157258 A, 1979. 06. 05, 全文.

CN 1514887 A, 2004. 07. 21, 全文.

US 6221183 B1, 2001. 04. 24, 说明书第 4 栏  
第 8-24 行、第 8 栏第 14-16 行.

审查员 王涛

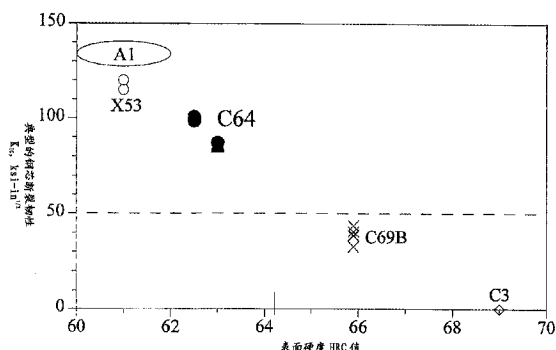
权利要求书 1 页 说明书 5 页 附图 5 页

(54) 发明名称

二次硬化齿轮钢

(57) 摘要

一种表面硬化齿轮钢, 具有提高的钢芯断裂韧性, 所述齿轮钢按重量百分比大致包括以下成分: 16. 3wt % 的 Co, 7. 5wt % 的 Ni, 3. 5wt % 的 Cr, 1. 75wt % 的 Mo, 0. 20wt % 的 W, 0. 11wt % 的 C, 0. 03wt % 的 Ti, 0. 02wt % 的 V, 余量为 Fe; 其特征在于, 所述合金主要为板条马氏体微结构, 基本不含拓扑密堆 (TCP) 相, 且经过渗碳处理, 从而包括细的  $M_7C_3$  碳化物, 以达到至少约 62HRC 的表面硬度和至少约 50ksi  $\sqrt{in}$  的钢芯断裂韧性。



1. 一种齿轮钢合金,其特征在于,按质量百分比包括:3.5wt%的Cr,16.3wt%的Co,1.75wt%的Mo,7.5wt%的Ni,0.02wt%的V,0.20wt%的W,0.11wt%的C,0.03wt%的Ti,余量为Fe;用渗碳技术对所述合金进行表面硬化处理,同时以上列出的各要素包括典型的初熔成分;其中,所述合金包括主要为板条马氏体的微结构基体,其基本不含拓扑密堆相;且所述合金包括细的M<sub>2</sub>C碳化物;所述合金的表面硬度大于62HRC,钢芯断裂韧性大于

$$50 \text{ ksi} \sqrt{\text{in}}.$$

2. 根据权利要求1所述的合金,其特征在于:所述合金的制成品具有至少1mm的硬化表面厚度。

3. 根据权利要求1所述的合金的制造方法,其特征在于,所述方法包括以下步骤:

- (a) 将合金在927℃渗碳处理3小时;
- (b) 将合金冷却至等于室温;
- (c) 将合金在1000℃固溶处理40分钟;
- (d) 将合金在流体浴中淬火至等于室温;
- (e) 将合金在液氮中浸渍2小时;
- (f) 使合金升温至等于室温;
- (g) 将合金在496℃回火8小时;以及
- (h) 将合金冷却至等于室温。

4. 根据权利要求3所述的方法,其特征在于:还包括在渗碳处理之前形成合金的步骤。

5. 根据权利要求3所述的方法,其特征在于:还包括在渗碳处理之前进行的一个或多个初步步骤即均质化、锻造、正火和退火。

## 二次硬化齿轮钢

[0001] 对相关专利申请的交叉引用

[0002] 本国际申请要求以下申请的优先权：申请日为 2007 年 8 月 22 日、申请号为 60/957, 307 的美国临时专利申请，以及申请日为 2008 年 8 月 20 日、申请号为 12/194, 964 的美国专利申请。这两份专利申请均通过引用结合到本申请中。

[0003] 政府利益

[0004] 与本发明主题有关的研究活动至少部分受到美国政府、海军空战中心第 N68335-06-C-0339 号合同的资助，因此受到美国许可权和其它权利的制约。

[0005] 技术领域和背景技术

[0006] 本发明主要涉及高性能渗碳齿轮钢，由于表面硬度和钢芯韧性的独特、有益的结合，这种齿轮钢能够提高旋翼机的动力传输性能。美国海军估计，如果齿轮耐久性提高 20%，每年就可为国防后勤局节省一千七百万美元。不过，旋翼机工业超过二十年没有采用新的齿轮钢，而是着重于表面处理的优化如激光喷丸、超精加工和定向锻造。这些处理在提高耐久性方面的作用渐渐变小。本发明提供对处理方法改善进行补充的技术方案，本发明使那些能够在更高操作温度下传送更大动力的高性能齿轮尺寸更小、重量更轻。

[0007] 渗碳钢 X53 (美国专利 4, 157, 258) 是旋翼机传动装置现在所用的材料。与 X53 号钢相比，本发明着重于提高表面强度和钢芯断裂韧性，并将热稳定性提高至 450℃，以便提供高温剧增中的热硬度。

[0008] 美国专利 6, 464, 801 也公开了表面硬化钢。但是专利 6, 464, 801 中的实施例 A1 显示出有限的表面硬度，即洛氏硬度 C 级 (HRC) 值为 60-62。专利 6, 464, 801 中的另一实施例中，钢 C3 显示出更大的表面硬度即 HRC 值为 69，但是钢芯缺乏韧性。用作齿轮时，钢芯的断裂韧性必须超过 50ksi  $\sqrt{\text{in}}$ 。因此，需要开发 HRC 表面硬度至少约 62 ~ 64、可用钢芯韧性超过 50ksi  $\sqrt{\text{in}}$  的渗碳齿轮钢。

### 发明内容

[0009] 简单地说，本发明包括特别用于旋翼机传动装置的高性能齿轮钢。这种钢与常规渗碳齿轮钢相比具有更高的表面硬度和钢芯断裂韧性。这种钢具有合理的碳化物溶线温度，该溶线温度反过来能够使气体或真空渗碳反应得以发生。在固溶热处理温度下进行气体淬火后，所述钢变成主要为板条马氏体的基体。在回火时，最佳强化弥散的二次碳化物  $M_2C$  析出，其中 M 为钼、铬、钨和 / 或钒。所述钢的高的回火温度使得与常规齿轮钢如 X53 或 9310 相比，用其制成的传动部件具有更高的工作温度。

[0010] 为了实现高的钢芯韧性，仔细地平衡基体的组成，以确保韧 - 脆转变低于室温。这种设计的组成也有效地限制了用于使变脆的拓扑密堆 (Topologically-Close-Packed, TCP) 金属间相 (如  $\sigma$  和  $\mu$ ) 沉淀的热力学驱动力。本发明的钢的韧性还通过颗粒钉扎 (Grain-pinning) 晶粒的细分散体分布状态得以提高，所述颗粒钉扎晶粒在渗碳和固溶热处理周期中是稳定的。所述颗粒钉扎晶粒为 MC 碳化物，其中  $M = \text{Ti}, \text{Nb}, \text{Zr}, \text{V}$ ，优选为 Ti，所述晶粒在均质化过程中溶解，然后在锻造过程中析出。

[0011] 表 I

[0012]

| 合金 \ wt% | Fe | Cr  | Co   | Mo    | Ni    | V     | W   | C     | Ti   | Mn   | Si   | Cu   |
|----------|----|-----|------|-------|-------|-------|-----|-------|------|------|------|------|
| C64      | 余量 | 3.5 | 16.3 | 1.75  | 7.5   | 0.02  | 0.2 | 0.11  | 0.03 |      |      |      |
| A1       | 余量 | 3.5 | 18.0 | 1.10  | 9.5   | 0.08  | 0.0 | 0.20  | 0.03 |      |      |      |
| C2       | 余量 | 4.8 | 25.0 | 0.03  | 3.8   | 0.06  | 0.0 | 0.237 |      |      |      |      |
| C3       | 余量 | 5.0 | 28.0 | 1.75_ | 3.25_ | 0.025 | 0.0 | 0.05_ |      |      |      |      |
|          |    |     |      | 2.50  | 3.15  |       |     | 0.18  |      |      |      |      |
| C69B     | 余量 | 4.5 | 16.1 | 1.80  | 4.3   | 0.10  | 0.1 | 0.12  | 0.02 |      |      |      |
| X53      | 余量 | 1.0 | 0.0  | 3.25  | 2.00  | 0.10  | 0.0 | 0.10  |      | 0.35 | 1.00 | 2.00 |
| 9310     | 余量 | 1.2 |      | 0.115 | 3.25  |       |     | 0.145 |      | 0.55 | 0.25 |      |

[0013] 本发明优选实施例中的钢如上表中的 C64。由于含有 W, 这种钢与美国专利 6, 464, 801 披露的那些钢 (即 A1、C2 和 C3) 不同。含有 W 使得  $M_2C$  驱动力增大 (与含有 Cr 或 Mo 类似), 并唯一地限制了用于不受欢迎的 TCP 相的沉淀的热力学驱动力。其中, Mo 和 Cr 优先提高  $\sigma$  相而不是  $\mu$  相, W 则提供与之相反的效果。因此, 通过添加 W, 用于  $\sigma$  相和  $\mu$  相的总驱动力得以平衡, 避免了任一 TCP 相的析出。

[0014] 合金 C69B 是一个相反的例子。虽然合金 C69B 也包含 W 并成功地避免了 TCP 相的析出, 但是基体中 Ni 的含量不足, 使得韧 - 脆转变温度高于室温。因此本发明实施例的合金中 Ni 的含量较高, 以使韧 - 脆转变温度高于室温, 同时使用于  $M_2C$  的驱动力最大, 从而使本发明的钢与任何已知的二次硬化钢相比, 在可用韧性下具有最高的表面硬度。

[0015] 由于高的表面硬度、好的钢芯韧性, 以及高温性能, 本发明的钢被认为特别适合制造直升机传动系统的齿轮。本发明的钢的其它用途包括车辆的传动装置和装甲。关于前面例举的钢的组成, 所述合金的组成优选为可以在平均值的正负百分之五范围内变化。

#### 附图说明

[0016] 下面参考以下附图, 对本发明作详细描述:

[0017] 图 1 为系统设计图, 该图描绘了本发明合金的理想层次微观结构、必需的处理和特性目标之间的交互作用;

[0018] 图 2 示意性地展示了用于所述合金的时间 - 温度处理步骤;

[0019] 图 3 为可用于传动齿轮的各种钢的最大表面硬度和钢芯断裂韧性散点图, 本发明的典型实施例标注为合金 C64;

[0020] 图 4 为分别为实心 and 空心环表示的合金 C64 和 C69B 在不同测试温度下的夏比 V 型缺口 (Charpy V-Notch, 简称为 CVN) 冲击能量散点图;

[0021] 图 5 也是散点图, 展示了分别为实心 and 空心环表示的合金 C64 和美国专利 6, 464, 801 中的合金 A1 渗碳样本达到的硬度。

### 具体实施方式

[0022] 一般地, 本发明的钢包括表面硬度 HRC 至少约 62-64、钢芯断裂韧性大于约 50ksi  $\sqrt{\text{in}}$  的二次硬化渗碳齿轮钢。理想的层次微观结构、处理和特性目标之间的交互作用展示在图 1 的系统设计图中。本发明的最终目标是, 通过控制各个子系统来使整个系统达到最优化, 并提供最有用的表面硬度、钢芯断裂韧性和耐温性组合。

[0023] 齿轮的失效形式一般分为三类: 弯曲疲劳, 接触疲劳, 和温度引起的刮伤。弯曲疲劳和接触疲劳可以通过高的表面硬度加以限制。为了获得高的表面硬度, 本发明的钢采用高效的二次硬化, 该二次硬化通过在回火过程中析出的联结的  $\text{M}_2\text{C}$  碳化物进行。所述钢中高的 Co 含量延迟了位错恢复并降低了由热暴露引起的位错的密度。在回火过程中,  $\text{M}_2\text{C}$  碳化物连贯地沉积在这些位错上, 并提供强的二次硬化反应, 从而使钢具有 62-64HRC 的表面硬度。

[0024] 本发明的钢合金还限制了温度引起的刮伤。如果合金的接触疲劳强度下降到表面之下任何点所受到的应力之下, 就会产生表面下刮伤。为了提供足够的疲劳强度并避免产生表面下刮伤, 一般最好具有至少约 1mm 深的硬化表面。本发明的钢通过在渗碳过程中获得的碳含量梯度实现了这种理想的硬化表面深度。

[0025] 所述钢包括主要为板条马氏体的基体, 不含 TCP 相, 并通过  $\text{M}_2\text{C}$  碳化物的精细分布得以强化。为了生产出主要为板条马氏体的基体, 马氏体起动温度 ( $M_s$ ) 在渗碳表面处必须高于约 100°C。为此, 本发明具有经过仔细优化的镍含量。而镍是提高抗开裂强度所必须的, 镍还可以稳定奥氏体, 从而降低  $M_s$ 。选择镍含量, 以使所述钢的韧-脆转变温度完全低于室温, 最好低于 -20°C, 同时维持足够高的  $M_s$ 。所述钢的韧-脆转变温度 (DBTT) 可以通过在不同温度下测量 CVN 冲击能量而予以确定。如图 3 所示, 早期原型合金 C69B 在高达 150°C 显示出容易断裂的特性, 而本发明的组成经过优化的合金 C64 成功地将 DBTT 降低到了约 -20°C。

[0026] 为了进一步提高韧性, 晶粒的平均粒径必须小于约 50  $\mu$ 。为了防止固溶处理过程中不受欢迎的晶粒生长, 所述钢采用 MC 晶粒的颗粒钉扎分散, 其中 M 可以是 Ti、Nb、Zr 或 V, 优选为 Ti。为了提高颗粒钉扎效率, 应对颗粒钉扎分散体的粒径进行细化。通过设计一个系统来获得所述 MC 晶粒的细化粒径, 其中, 所述晶粒在均质化过程中溶解, 并在随后的锻造过程中析出。在后来的渗碳和固溶热处理周期中, 所述 MC 晶粒保持稳定。

[0027] 获得的板条马氏体基体不含不受欢迎的 TCP 相。之所以要在回火过程中避免 TCP 相的沉淀, 是因为这些相可以降低合金的延展性和韧性。用于 TCP 相的沉淀的热力学驱动力在本发明中受到 Cr、Mo 和 W 的含量的限制。

[0028] 下面是与本发明的合金的开发有关的实验的实施例:

[0029] 实施例 1

[0030] 用高纯度材料制备组成为 Fe-16.1Co-4.5Cr-4.3Ni-1.8Mo-0.12C-0.1V-0.1W-0.0

2Ti(wt%) 的 3000 磅真空感应熔体。使熔体转化为 1.5 英寸见方的棒。最佳处理条件是, 在 1050℃固溶处理 90 分钟, 用油淬火, 在液氮中浸渍 1 小时, 在空气中升至室温, 在 468℃回火 56 小时, 然后在空气中冷却。在此情形下, DBTT 处于 150 ~ 250℃之间。

[0031] 实施例 2

[0032] 用高纯度材料制备组成为 Fe-17.0Co-7.0Ni-3.5Cr-1.5Mo-0.2W-0.12C-0.03Ti(wt%) 的 30 磅真空感应熔体。用膨胀测定法测得表面材料的  $M_s$  为 162℃, 与模型预测一致。该原型的渗碳反应由硬度测量决定。最佳处理条件是, 将所述钢在 927℃渗碳并同时固溶处理 1 小时, 用油进行淬火, 然后浸入液氮中。接下来在 482℃回火 16 小时, 得到表面硬度为 62.5HRC 的钢。渗碳样本的硬化表面深度约为 1mm。对所述钢进行原子探针扫描分析表明不存在 TCP 相。

[0033] 实施例 3

[0034] 用高纯度材料制备组成为 Fe-17.0Co-7.0Ni-3.5Cr-1.5Mo-0.2W-0.12C(wt%) 的 300 磅真空感应熔体。由于该原型不含 Ti, 因此不能形成 TiC 晶粒的颗粒钉扎分散体。这使得晶粒的平均粒径为 83  $\mu$ , 且韧性很低。该原型的钢芯材料在极限抗拉强度 (UTS) 为 238ksi 下, CVN 冲击能量为 5 英尺·磅。

[0035] 实施例 4

[0036] 用高纯度材料制备组成为 Fe-17.0Co-7.0Ni-3.5Cr-1.5Mo-0.2W-0.12C-0.03Ti(wt%) 的第二 300 磅真空感应熔体。该组合物含有 Ti, 且晶粒的平均粒径为 35  $\mu$ 。韧性得到充分地提高。该原型的钢芯材料的 CVN 冲击能量在 238ksi 的 UTS 下为 23 英尺·磅。相应的处理条件为: 在 927℃将所述钢渗碳、并同时固溶处理 8 小时, 用油进行淬火, 在液氮中浸渍 1 小时, 在 496℃回火 8 小时, 然后放在空气中冷却。在此情形下, 断裂韧性为 100ksi  $\sqrt{\text{in}}$ , DBTT 约为室温。

[0037] 实施例 5

[0038] 用高纯度材料制备组成为 Fe-16.3Co-7.5Ni-3.5Cr-1.75Mo-0.2W-0.11C-0.03Ti-0.02V(wt%) 的 10,000 磅真空感应熔体。将一半熔体转化为直径 6.5 英寸的棒料, 并将另一半熔体转化为直径 4.5 英寸的棒料。最佳处理条件是: 使所述钢在 927℃渗碳 3 小时, 放在空气中冷却, 在 1000℃固溶处理 40 分钟, 用油进行淬火, 在液氮中浸渍 2 小时, 在空气中升温至室温, 在 496℃回火 8 小时, 然后在空气中冷却。在这种情形下得到的钢的晶粒平均粒径为 27  $\mu$ , UTS 为 228ksi, 断裂韧性为 85ksi  $\sqrt{\text{in}}$ 。

[0039] 表 II

[0040]

|                                | 1       | 2    | 3    | 4    | 5 (C64) |
|--------------------------------|---------|------|------|------|---------|
| <b>C</b>                       | 0.12    | 0.12 | 0.12 | 0.12 | 0.11    |
| <b>Co</b>                      | 16.1    | 17.0 | 17.0 | 17.0 | 16.3    |
| <b>Cr</b>                      | 4.5     | 3.5  | 3.5  | 3.5  | 3.5     |
| <b>Ni</b>                      | 4.3     | 7.0  | 7.0  | 7.0  | 7.5     |
| <b>Mo</b>                      | 1.8     | 1.5  | 1.5  | 1.5  | 1.75    |
| <b>V</b>                       | 0.1     |      |      |      | 0.02    |
| <b>W</b>                       | 0.1     | 0.2  | 0.2  | 0.2  | 0.2     |
| <b>Ti</b>                      | 0.02    | 0.03 |      | 0.03 | 0.03    |
| <b>Fe</b>                      | 余量      | 余量   | 余量   | 余量   | 余量      |
| 晶粒平均粒径<br>( $\mu$ )            |         |      | 83   | 35   | 27      |
| <b>TCP</b>                     | 无       | 无    | 无    | 无    | 无       |
| 断裂韧性<br>ksi $\sqrt{\text{in}}$ |         |      |      | 100  | 85      |
| <b>UTS</b>                     |         |      | 238  | 238  | 228     |
| <b>HRC</b>                     |         | 62.5 |      |      |         |
| <b>DBTT (°C)</b>               | 150-250 |      |      | 25   |         |

[0041] 表 II 概括了与前述实施例有关的信息,并显示了本发明的一个具体实施方式(合金 C64)。虽然公开了本发明的具体实施方式,但是本发明的保护范围只受权利要求及其等价物的限制。

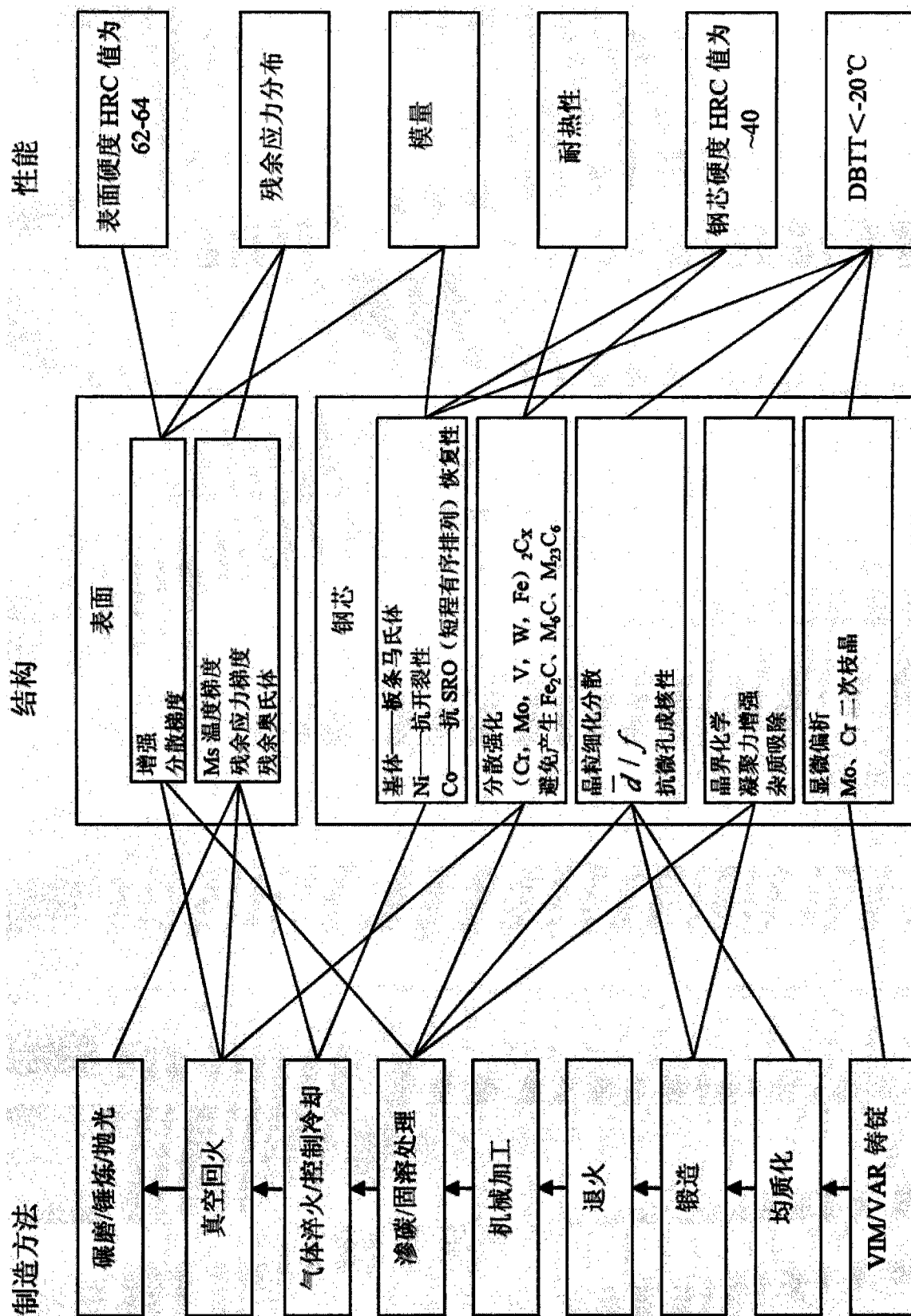


图 1



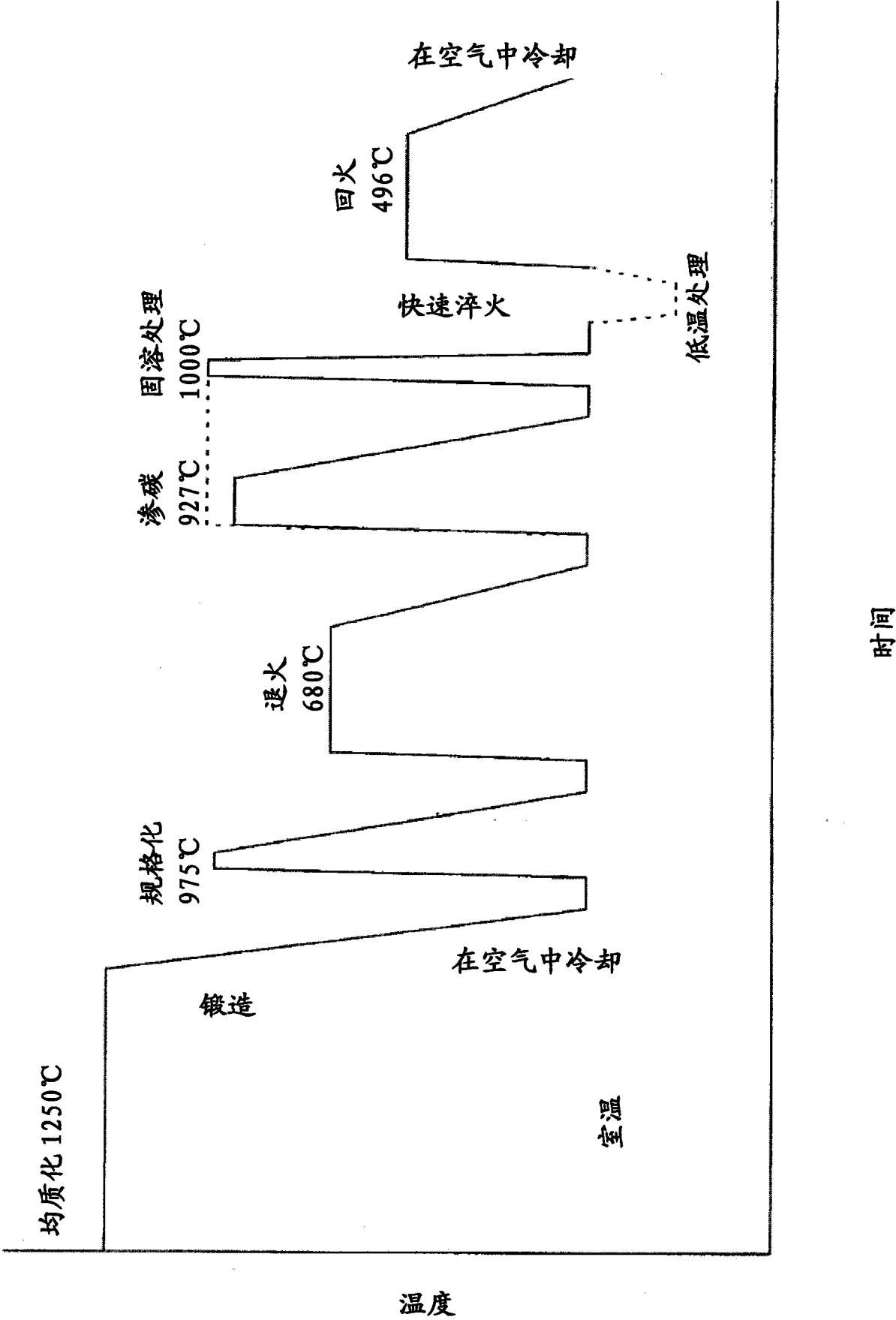


图 2

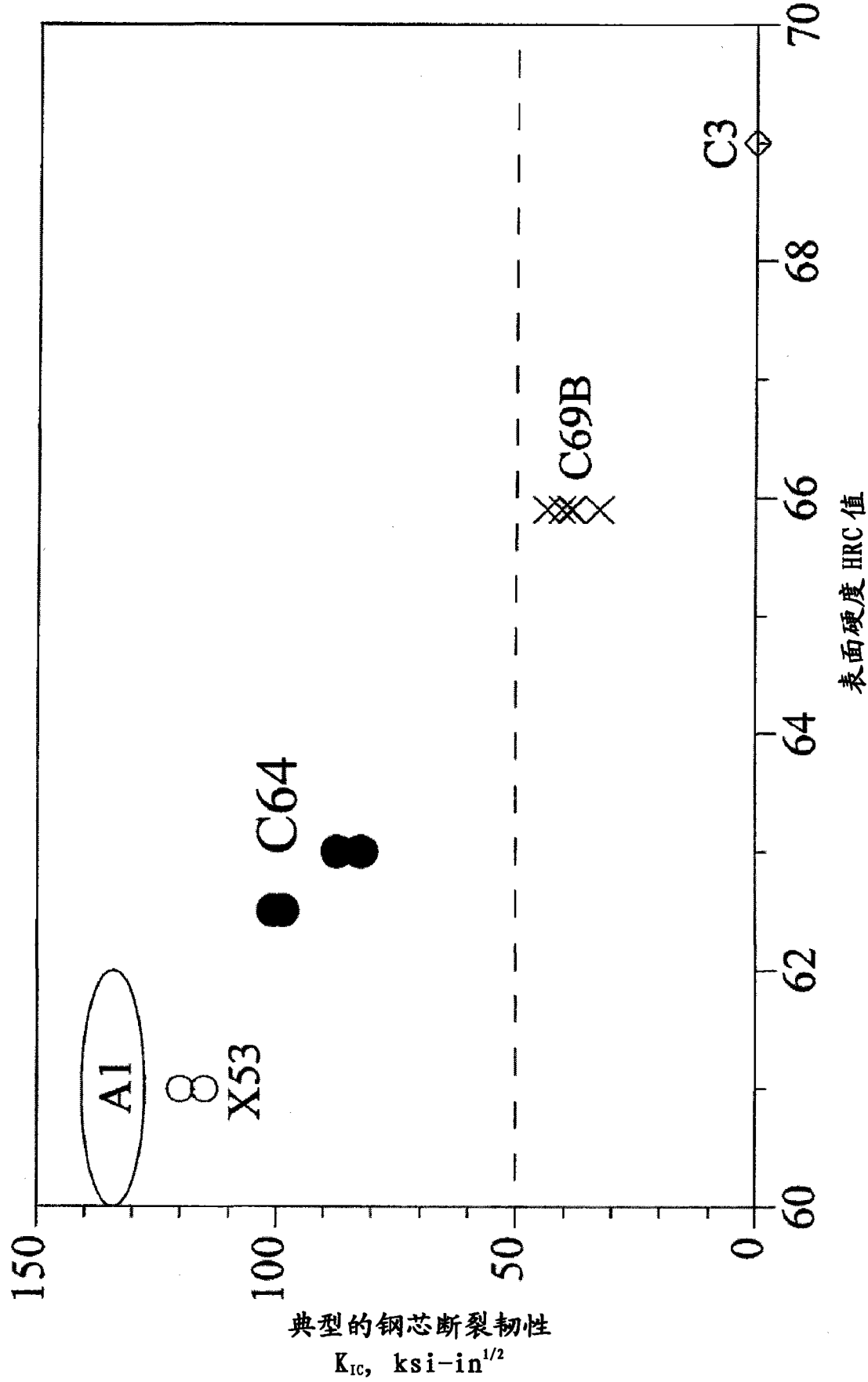


图 3

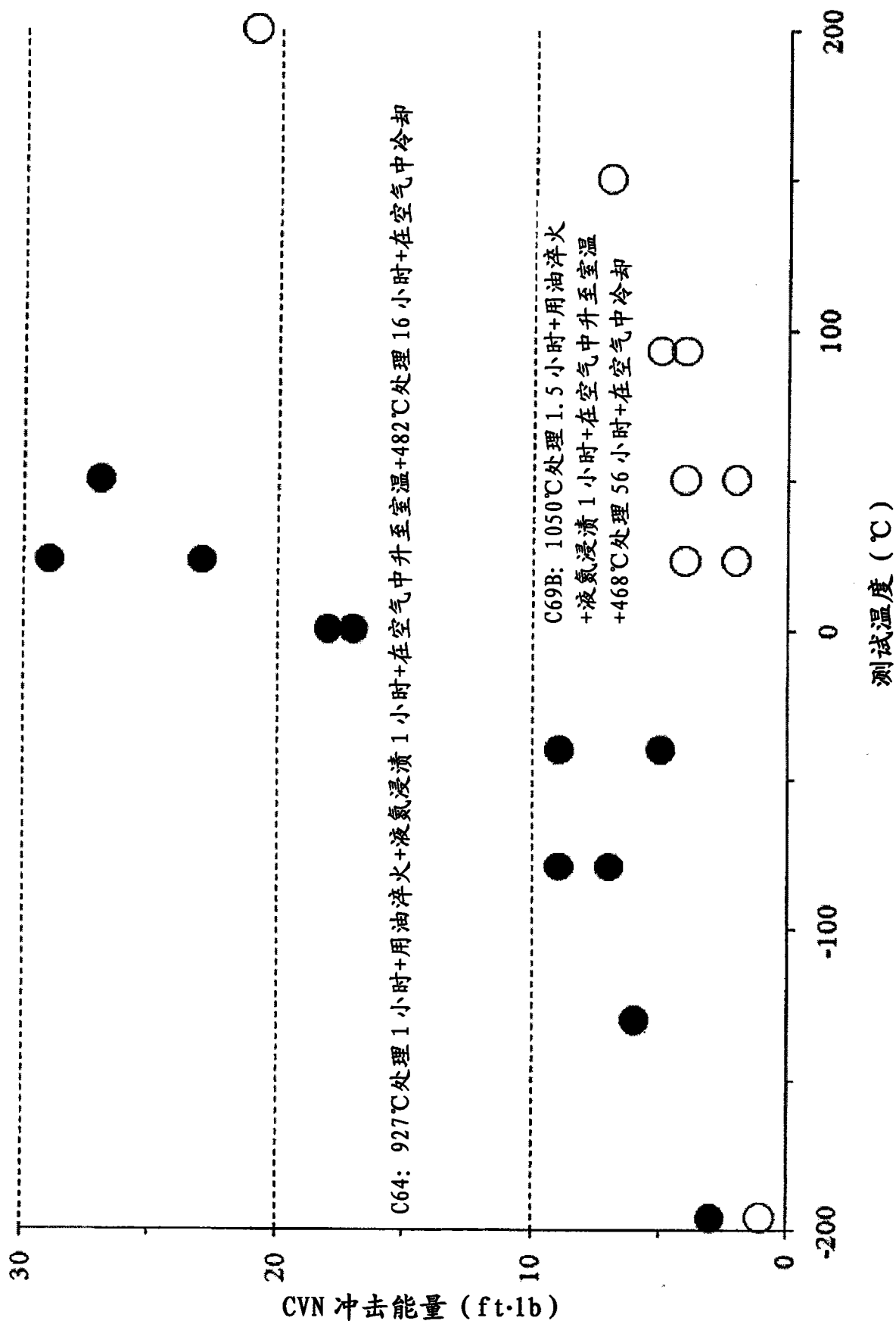


图 4

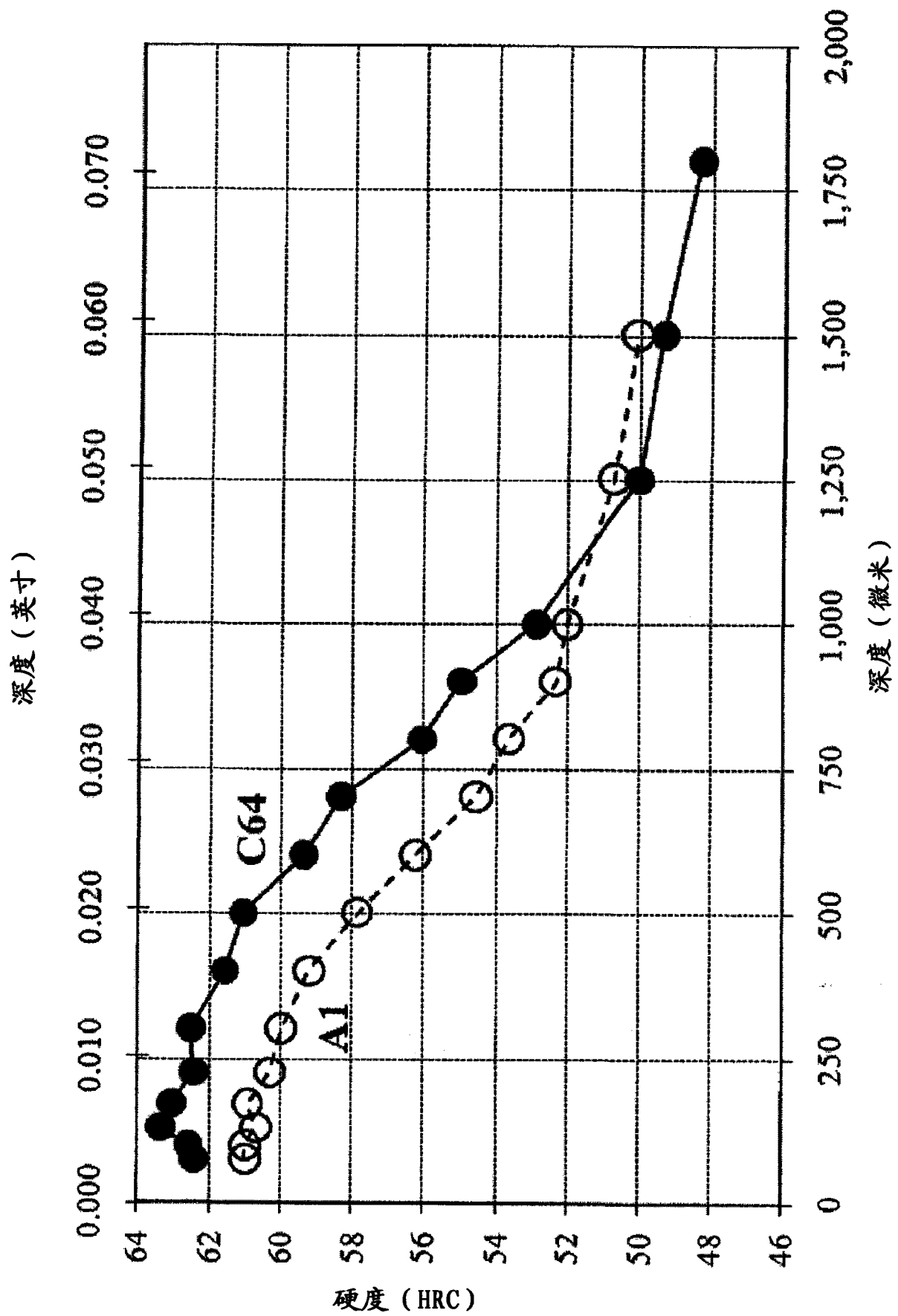


图 5