

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl.
C22C 38/44 (2006.01)
C22C 38/46 (2006.01)



[12] 发明专利申请公布说明书

[21] 申请号 200780034085.3

[43] 公开日 2009年8月26日

[11] 公开号 CN 101517116A

[22] 申请日 2007.2.2

[21] 申请号 200780034085.3

[30] 优先权

[32] 2006.9.13 [33] US [31] 11/519,788

[86] 国际申请 PCT/SE2007/050057 2007.2.2

[87] 国际公布 WO2008/033084 英 2008.3.20

[85] 进入国家阶段日期 2009.3.13

[71] 申请人 尤迪霍尔姆工具公司

地址 瑞典哈格福什

[72] 发明人 奥德·桑德伯格

马格努斯·蒂德斯滕

托马斯·希尔斯科格

[74] 专利代理机构 北京市柳沈律师事务所
代理人 张平元

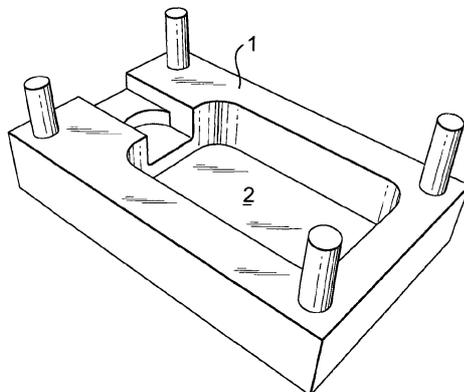
权利要求书 7 页 说明书 18 页 附图 16 页

[54] 发明名称

钢合金、用于塑料成型工具的支架或支架零件、用于支架或支架零件的经韧化调质的坯件、钢合金的制造方法

[57] 摘要

本发明提供一种适用于塑料成型工具的支架和支架零件的钢合金，其含有以重量%计：0.08 - 0.19 C，0.05 - 0.20 N，其中 C + N 的总量应当满足条件 $0.16 \leq C + N \leq 0.28$ ，0.1 - 1.5 Si，0.1 - 2.0 Mn，13.0 - 15.4 Cr，0.01 - 1.8 Ni，0.01 - 1.3 Mo，任选的钒最多达 0.7V，任选的 S 的量最多达 0.25S，还任选 Ca 和 O 的量最多达 0.01 (100ppm) Ca 和最多 0.01 (100ppm) O，以改进所述钢的可切削性，余量是铁和不可避免的杂质。所述钢合金应当具有的显微组织在韧化调质条件下包括含至多 30 体积%铁素体的马氏体基体，并在其韧化调质条件下具有 290 - 352HB 的硬度。本发明还涉及所述塑料成型工具用的支架或支架零件的制造方法以及支架和支架零件本身。



1、一种钢合金，其特征在于其具有下列化学组成，以重量%计：

0.08-0.19 C

$0.16 \leq C+N \leq 0.28$

0.1-1.5 Si

0.1-2.0 Mn

13.0-15.4 Cr

0.01-1.8 Ni

0.01-1.3 Mo

任选的V，最多达0.7 V，

任选的S，其量最多达0.25 S，还任选

Ca和O，其量为

最多0.01 (100 ppm) Ca，

最多0.01 (100 ppm) O，以改进钢的可切削性，余量是铁和不可避免的杂质，并且所述钢合金具有的显微组织在韧化调质条件下包括含至多30体积%铁素体的马氏体基体，并在其韧化调质条件下具有290-352 HB的硬度。

2、根据权利要求1的钢合金，其特征在于其含有 $0.09 < C \leq 0.15$ 。

3、根据权利要求2的钢合金，其特征在于其含有0.10-0.13 C。

4、根据权利要求1的钢合金，其特征在于其含有0.05-0.20 N。

5、根据权利要求4的钢合金，其特征在于其含有大于0.08 N。

6、根据权利要求4或5的钢合金，其特征在于其含有最多0.13 N。

7、根据权利要求4或5的钢合金，其特征在于其含有最多0.11 N。

8、根据权利要求1-7中任一项的钢合金，其特征在于C+N的总量应满足条件 $0.17 < C+N < 0.25$ 。

9、根据权利要求8的钢合金，其特征在于C+N的总量应满足条件 $0.19 < C+N < 0.23$ 。

10、根据权利要求1的钢合金，其特征在于其含有大于0.6且至多1.5 Si。

11、根据权利要求1的钢合金，其特征在于其含有0.7-1.2 Si。

12、根据权利要求11的钢合金，其特征在于其含有0.75-1.05 Si，优选0.84-0.95 Si。

- 13、根据权利要求 1 的钢合金，其特征在于其含有 0.85-2.0 Mn。
- 14、根据权利要求 13 的钢合金，其特征在于其含有 1.05-1.8 Mn。
- 15、根据权利要求 14 的钢合金，其特征在于其含有 1.35-1.55 Mn。
- 16、根据权利要求 15 的钢合金，其特征在于其含有 1.40-1.45 Mn。
- 17、根据权利要求 1 的钢合金，其特征在于其含有 13.5-14.8 Cr。
- 18、根据权利要求 17 的钢合金，其特征在于其含有 13.5-14.5 Cr。
- 19、根据权利要求 18 的钢合金，其特征在于其含有 13.6-14.1 Cr。
- 20、根据权利要求 19 的钢合金，其特征在于其含有 13.7-14.0 Cr。
- 21、根据权利要求 1 的钢合金，其特征在于其含有 0.15-1.5 Ni。
- 22、根据权利要求 21 的钢合金，其特征在于其含有 0.15-0.55 Ni。
- 23、根据权利要求 22 的钢合金，其特征在于其含有 0.20-0.50 Ni，优选 0.30-0.45 Ni。
- 24、根据权利要求 1 的钢合金，其特征在于其含有 0.10-0.40 Mo。
- 25、根据权利要求 24 的钢合金，其特征在于其含有 0.15-0.25 Mo。
- 26、根据权利要求 1 的钢合金，其特征在于其含有 0.07-0.7 V。
- 27、根据权利要求 26 的钢合金，其特征在于其含有大于 0.09 V 且至多 0.70 V。
- 28、根据权利要求 27 的钢合金，其特征在于其含有最多 0.25 V。
- 29、根据权利要求 28 的钢合金，其特征在于其含有最多 0.15 V。
- 30、根据权利要求 1 的钢合金，其特征在于其含有的 V 不超过杂质含量。
- 31、根据权利要求 1 的钢合金，其特征在于其含有 0.11-0.25 S。
- 32、根据权利要求 1 或 31 的钢合金，其特征在于其含有最多 0.15 S。
- 33、根据权利要求 1 的钢合金，其特征在于其含有：
0.10-0.15 C,
 $0.08 < N \leq 0.14 N$, 且 $0.17 \leq C+N \leq 0.25$
0.7-1.2 Si,
0.85-1.8 Mn,
13.5-14.8 Cr,
0.10-0.40 Mo,
0.1-0.55 Ni,

$0.09 < V \leq 0.20$,

所述钢合金在其韧化调质条件下具有的马氏体基体含有至多 15 体积% 铁素体, 并且具有 290-352 HB 的硬度。

34、根据权利要求 1 的钢合金, 其特征在于其含有:

0.10-0.15 C,

$0.08 < N \leq 0.14 N$, 且 $0.17 \leq C+N \leq 0.25$

0.75-1.05 Si,

1.35-1.55 Mn,

13.6-14.1 Cr,

0.15-0.25 Mo,

0.30-0.45 Ni,

$0.09 < V \leq 0.15$,

所述钢合金在其韧化调质条件下具有的马氏体基体含有至多 10 体积% 铁素体, 并且具有 290-352 HB 的硬度。

35、根据权利要求 1 的钢合金, 其特征在于其含有:

0.75-1.05% Si,

1.05-1.8 Mn,

0.15-0.25% Mo,

0.15-0.55 Ni,

所述钢合金在其韧化调质条件下具有的马氏体基体含有至多 10 体积% 铁素体, 并且具有 290-352 HB 的硬度。

36、根据权利要求 35 的钢合金, 其特征在于其含有 0.30-0.45% Ni。

37、根据权利要求 35 的钢合金, 其特征在于其含有 1.30-1.65 Mn。

38、根据权利要求 35 的钢合金, 其特征在于其含有 0.10-0.15% V。

39、根据权利要求 35 的钢合金, 其特征在于所述基体含有 0.05-6.5 体积%铁素体。

40、一种制造支架基料或支架零件基料或者成形工具基料的方法, 其中上述基料用于塑料成型工具或成型工具用的支架或支架零件, 所述方法包括下列步骤:

制造具有根据权利要求 1-39 中任一项的化学组成的钢合金,

在 1100-1300°C、优选 1240-1270°C 的温度范围对所述钢合金的钢锭进

行热加工,

冷却所述钢合金, 从而硬化所述钢,

在 510-650°C、优选 540-620°C 将所述钢合金以 2 小时回火两次。

41、一种制造支架基料或支架零件基料或者成形工具基料的方法, 其中上述基料用于塑料成型工具或成型工具用的支架或支架零件, 所述方法包括下列步骤:

制造具有根据权利要求 1-37 中任一项的化学组成的钢合金,

在 1100-1300°C、优选 1240-1270°C 的温度范围对所述钢合金的钢锭进行热加工,

将所述钢合金冷却到 550-700°C、优选 600-700°C 的等温退火温度,

在所述等温退火温度下将所述钢合金等温退火 5-10 小时,

通过在 900-1100°C、优选 950-1025°C、更优选在 1000°C 的温度下奥氏体化 30 分钟, 并且在 510-650°C、优选 540-620°C 以 2 小时回火两次而硬化所述钢合金。

42、根据权利要求 40 或 41 所述的方法, 其特征在于通过使用废料作为主要原料并且在炉里熔化所述废料制备所述钢合金, 所述炉优选电弧炉。

43、根据权利要求 40 或 41 所述的方法, 其中所述热加工所述合金的步骤包括锻造和/或轧制所述钢合金的步骤。

44、用于塑料成型工具或塑料挤出用的模的支架或支架零件或者结构件, 其特征在于其是由具有下述化学组成的钢锭而制造的, 以重量%计:

0.08-0.19 C

$0.16 \leq C+N \leq 0.28$

0.1-1.5 Si

0.1-2.0 Mn

13.0-15.4 Cr

0.01-1.8 Ni

0.01-1.3 Mo

任选的钒, 最多达 0.7 V

任选的 S, 其量最多达 0.25 S, 还任选

Ca 和 O, 其量为

最多 0.01 (100 ppm) Ca,

最多 0.01 (100 ppm) O, 以改进所述钢的可切削性, 余量是铁和不可避免的杂质, 所述制造包括下列步骤:

在 1100-1300°C、优选 1240-1270°C 的温度范围对所述钢合金的钢锭进行热加工,

冷却所述钢合金, 从而硬化所述钢,

在 510~650°C、优选 540-620°C 将所述钢合金以 2 小时回火两次, 从而得到具有含至多 30 体积%铁素体的马氏体基体的显微组织, 并具有 290-352 HB 的硬度, 并且通过切削操作形成所述用于塑料成型工具的支架或者支架零件。

45、用于塑料成型工具或塑料挤出用的模的支架或支架零件或者结构件, 其特征在于其是由具有下述化学组成的钢锭而制造的, 以重量%计:

0.08-0.19 C

$0.16 \leq C+N \leq 0.28$

0.1-1.5 Si

0.1-2.0 Mn

13.0-15.4 Cr

0.01-1.8 Ni

0.01-1.3 Mo

任选的 V, 最多达 0.7 V

任选的 S, 其量最多达 0.25 S, 还任选

Ca 和 O, 其量为

最多 0.01 (100 ppm) Ca,

最多 0.01 (100 ppm) O, 以改进所述钢的可切削性, 余量是铁和不可避免的杂质, 所述制造包括下列步骤:

在 1100-1300°C、优选 1240-1270°C 的温度范围对所述钢合金的钢锭进行热加工,

将所述钢合金冷却到 550-700°C、优选 600-700°C 的等温退火温度,

在所述等温退火温度下将所述钢合金等温退火 5-10 小时,

通过在 900-1100°C、优选 950-1025°C、更优选在 1000°C 下奥氏体化 30 分钟, 并且在 510-650°C、优选 540-620°C 以 2 小时回火两次而硬化所述钢合金, 从而得到具有含至多 30 体积%铁素体的马氏体基体的显微组织, 并

且具有 290-352 HB 的硬度，并且通过切削操作形成所述用于塑料成型工具的支架或者支架零件。

46、用于塑料成型工具用的支架或支架零件的经韧化调质的坯件，其特征在于其是由具有下述化学组成的钢锭制造的，以重量%计：

0.08-0.19 C

$0.16 \leq C+N \leq 0.28$

0.1-1.5 Si

0.1-2.0 Mn

13.0-15.4 Cr

0.01-1.8 Ni

0.01-1.3 Mo

任选的 V，最多达 0.7 V

任选的 S，其量最多达 0.25 S，还任选

Ca 和 O，其量为

最多 0.01 (100 ppm) Ca,

最多 0.01 (100 ppm) O，以改进所述钢的可切削性，余量是铁和不可避免的杂质，所述制造包括下列步骤：

在 1100-1300°C、优选 1240-1270°C 的温度范围对所述钢合金的钢锭进行热加工，

冷却所述钢合金，从而硬化所述钢，

在 510-650°C、优选 540-620°C 将所述钢合金以 2 小时回火两次，从而得到具有含至多 30 体积%铁素体的马氏体基体的显微组织，并且具有 290-352 HB 的硬度。

47、用于塑料成型工具用的支架或支架零件的经韧化调质的坯件，其特征在于其是由具有下述化学组成的钢锭制造的，以重量%计：

0.08-0.19 C

$0.16 \leq C+N \leq 0.28$

0.1-1.5 Si

0.1-2.0 Mn

13.0-15.4 Cr

0.01-1.8 Ni

0.01-1.3 Mo

任选的钒, 最多达 0.7 V

任选的 S, 其量最多达 0.25 S, 还任选

Ca 和 O, 其量为

最多 0.01 (100 ppm) Ca,

最多 0.01 (100 ppm) O, 以改进所述钢的可切削性, 余量是铁和不可避免的杂质, 所述制造包括下列步骤:

在 1100-1300°C、优选 1240-1270°C 的温度范围对所述钢合金的钢锭进行热加工,

将所述钢合金冷却到 550-700°C、优选 600-700°C 的等温退火温度,

在所述等温退火温度下将所述钢合金等温退火 5-10 小时,

通过在 900-1100°C、优选 950-1025°C、更优选在 1000°C 下奥氏体化 30 分钟, 并且在 510-650°C、优选 540-620°C 以 2 小时回火两次而硬化所述钢合金, 从而得到具有含至多 30 体积%铁素体的马氏体基体的显微组织, 并且具有 290-352 HB 的硬度。

钢合金、用于塑料成型工具的支架或支架零件、用于支架
或支架零件的经韧化调质的坯件、钢合金的制造方法

技术领域

本发明涉及钢合金，特别涉及用于制造支架(holder)或支架零件(holder details)以及结构件(constructional part)的钢合金，其中该支架或支架零件用于塑料成型工具(plastic moulding tool)、对抛光性有适中要求的塑料和橡胶模具、塑料挤出用的模(die)。本发明还涉及由所述钢制造的支架和支架零件，以及用于制造这些支架和支架零件的由所述钢合金制造的坯件。本发明还涉及所述钢合金的制造方法，其中可提供改善的生产经济(production economy)。

背景技术

用于塑料成型工具的支架和支架零件在成套工具(tool set)中用作塑料成型工具的夹持部件(clamping component)和/或框架部件(framing component)，在这种工具中可以通过某种模塑方法制造塑料产品。在可以想到的支架零件中有垫板(bolster plate)和其他结构件，以及可容纳和支撑真正成型工具的具有较大凹孔的重型块体(block)。由本申请人制造并销售的注册商标名为 RAMAX S®的钢具有下列标称组成，以重量%计：0.33 C, 0.35 Si, 1.35 Mn, 16.6 Cr, 0.55 Ni, 0.12 N, 0.12 S, 余量为铁和生产该钢的过程中产生的杂质。最相近的可比的标准钢是 AISI 420F。这种类型的钢具有合适的耐蚀性，并且经硬化和回火而具有马氏体显微组织。

近年来已研究了多种钢，以寻求改进用于本申请领域的钢的特点。为了改进钢的特点，注意力特别集中在耐蚀性、延展性、淬透性(hardenability)和可切削性等属性。这些钢比上述钢含有更低量的碳和铬。此外，还加入了铜并调整了硅、锰和镍的量。为了获得非常低的含碳量，必须在额外的加工步骤中处理熔体。该所谓的脱碳处理需要配备有往熔体中吹气(通常为氧气或者氧气和氮气的混合物)的装置的吹炉。该额外步骤导致了更高的生产成本。

在 US 6358334 中公开了制造塑料注射模具基组件用的钢合金的实例。该钢合金含有 0.33-0.06% C, 1.0-1.6% Mn, 0.01-0.03% P, 0.06-0.3% S, 0.25-1.0% Si, 12.0-14.0% Cr, 0.5-1.3% Cu, 0.01-0.1% V, 0.02-0.08% N, 余量为 Fe 和痕量的常见元素。与 AISI 420F 型的钢相比, 该钢据称具有优良的特性组合, 因其减小的硬度和淬透性、改善的延展性、耐蚀性、热强度和焊接性, 以及在热加工条件下的改善的表面质量。

US2002/0162614 公开了一种适于制造塑料模具框架结构的马氏体时效处理的钢合金, 和生产所述钢合金的模具部件及方法, 该钢合金据称获得了改善的可切削性、良好的焊接性和高耐蚀性。该合金含有 0.02-0.075% C, 0.1-0.6% Si, 0.5-0.25% S, 最多 0.04% P, 12.4-15.2% Cr, 0.05-1.0% Mo, 0.2-1.8% Ni, 最多 0.15% V, 0.1-0.45% Cu, 最多 0.03% Al, 0.02-0.08% N, 余量为 Fe 和生产过程中的杂质。

WO2006/016043 公开了一种用于塑料注射成型的模型或模型部件的马氏体不锈钢。所述钢合金含有 0.02-0.09% C, 0.025-0.12% N, 最多 0.34% Si, 最多 0.080% Al, 0.55-1.8% Mn, 11.5-16% Cr, 可能的至多 0.48% Cu, 至多 0.90% (Mo+W/2), 至多 0.90% Ni, 至多 0.090% V, 至多 0.090% Nb, 至多 0.025% Ti, 可能的至多 0.25% S, 余量为 Fe 和生产过程中的杂质。例如与 US 6358334 中公开的钢相比, 所述钢据称获得了改善的焊接性、良好的耐蚀性、良好的热导率和在锻造和再循环过程较小的问题。

由本申请人制造并销售的注册商标名为 RAMAX 2® 的钢为最近开发出的钢。该钢合金具有下列标称组成: 0.12% C, 0.20 Si, 0.30 Mn, 0.10 S, 13.4 Cr, 1.60 Ni, 0.50 Mo, 0.20 V 和 0.105 N, 余量为铁和生产过程中产生的杂质。生产这种钢不需要任何后续的脱碳步骤。所述钢具有优异的可切削性、良好的耐蚀性和淬透性、所有方向上均一的硬度以及良好的压痕硬度, 这导致了较低的模具生产成本和维持成本, 在市场上是成功的产品。

由于最近某些合金元素的价格上涨, 上述钢的制造越来越昂贵。此外, 其中一些钢的含碳量低, 需要对熔体进行脱碳, 从而使得生产成本增加。因此对钢存在的需求是, 在不明显削弱本申请的钢的最重要特性(如耐蚀性、淬透性、可切削性和硬度)的条件下, 以更低的合金成本制造, 并且不需要任何后续的脱碳步骤。

发明内容

本发明的目的是提供一种钢合金，特别是制造支架和支架零件以及构件的钢合金，其中该支架和支架零件用于塑料成型工具、对抛光性有适中要求的塑料和橡胶模具、塑料挤出用的模，该钢合金可在较低的合金成本下制造。可通过特征为下列化学组成的钢合金实现本发明，该钢合金的化学组成以重量%计：

0.08-0.19 C

$0.16 \leq C+N \leq 0.28$

0.1-1.5 Si

0.1-2.0 Mn

13.0-15.4 Cr

0.01-1.8 Ni

0.01-1.3 Mo

任选的钒，最多达 0.7 V

任选的 S，其量最多达 0.25 S，还任选

Ca 和 O，其量为

最多 0.01 (100 ppm) Ca,

最多 0.01 (100 ppm) O，以改进钢的可切削性，余量是铁和不可避免的杂质，并且具有的显微组织在韧化调质条件(tough hardened condition)下包括含有至多 30 体积%铁素体的马氏体基体，并且在其韧化调质条件下具有 290-352 HB 的硬度。

本发明的目的还在于提供一种具有改善的可切削性的钢合金，因为制造成本的大部分与该操作相关，而该操作是由不同的切削操作进行的。还优选的是，本发明的钢合金满足下列要求：

- 合适的耐蚀性，
- 在韧化调质条件下 290-352 HB 的硬度，使得所述钢具有硬度和可切削性的有利组合，
- 合适的淬透性，考虑到所述钢可能会用来制造由板制成的支架块体(holder blocks)，该板厚度高达至少 300 mm，在一些情况下甚至高达 400 mm 厚。
- 合适的延展性/韧性，

- 合适的可抛光性，至少根据优选的实施方式，以使其还能用于对抛光性有适中要求的成型工具。
- 合适的热延性，以避免因除去热加工操作中形成的缺陷而所需的大量切削加工。

本发明还涉及用于制造这些支架和支架零件的钢合金所制成的坯件。本发明的另一个目的是提供改善的生产经济的制造方法。

根据本发明最广的方面，用于制造支架或支架零件(其用于塑料成型工具、塑料和橡胶模型、塑料挤出用的模)和支架或支架零件的结构件的钢合金应当具有下列化学组成(以重量%计)：0.08-0.19 C， $0.16 < C+N < 0.28$ ，0.1-1.5 Si，0.1-2.0 Mn，13.0-15.4 Cr，0.01-1.8 Ni，0.01-1.3 Mo，最多 0.7 V，最多 0.25 S，最多 0.01 (100 ppm) Ca 和最多 0.01 (100 ppm) O，余量为铁和不可避免的杂质，且其基体中含有至多 30 体积%的铁素体。

根据本发明的第二个方面，如果所述钢含有(以重量%计) 0.10-0.15 C， $0.08 < N \leq 0.14 N$ ，且 $0.17 < C+N < 0.25$ ，0.7-1.2 Si，0.85-1.8 Mn，13.5-14.8 Cr，0.10 - 0.40 Mo，0.1 - 0.55 Ni， $0.09 < V \leq 0.20$ ，余量为铁和不可避免的杂质，并且其基体中含有至多 15 体积%的铁素体，则可得到可切削性的改善，还减少了合金成本。优选地，所述钢的化学组成含有(以重量%计) 0.10-0.15 C， $0.08 < N \leq 0.14 N$ ，且 $0.17 < C+N < 0.25$ ，0.75-1.05 Si，1.35 -1.55 Mn，13.6 -14.1 Cr，0.15 - 0.25 Mo，0.30 - 0.45 Ni， $0.09 < V \leq 0.15$ ，余量为铁和不可避免的杂质，并且其基体中含有至多 10 体积%的铁素体。

在所述钢的一个变体中，如果该钢合金的化学组成含有(以重量%计的) 0.08-0.19 C， $0.16 < C+N < 0.28$ ，0.75-1.05 Si，1.05-1.8 Mn，13.0-15.4 Cr，0.15-0.25 Ni，0.15-0.55 Mo，最多 0.7 V，最多 0.25 S，最多 0.01 (100 ppm) Ca 和最多 0.01 (100 ppm) O，余量为铁和不可避免的杂质，并且在基体中含有至多 10 体积%的铁素体，所实施的测试表明在合金成本和生产成本降低的同时，可以得到出人意料的切削性的改进。

考虑到单独元素的重要性和它们在钢中的相互作用，实施下文无需将本申请的保护与任何具体理论相结合。在本文中，如果没有另外说明，当描述合金元素的量时，总是指重量%；当描述钢的结构组成时，总是指体积%，如碳化物、氮化物、碳氮化物、马氏体或铁素体。在本发明中，如果没有另外说明，M(C,N)-碳化物， $M_{23}C_6$ -碳化物， M_7C_3 -碳化物等指碳化物和氮

化物以及碳氮化物。

碳和氮是对钢的硬度和延展性非常重要的元素。碳还是重要的促进淬透性的元素。然而碳以碳化铬(M_7C_3 -碳化物)的形式结合铬,由此可能削弱钢的耐蚀性。因此,钢可含有最多 0.19%的碳,优选最多 0.15%的碳,甚至更优选最多 0.14%的碳。但是碳也与氮一起作为溶解元素存在于回火马氏体中,以有利于其硬度,并起到奥氏体稳定剂的作用。碳在所述钢中的最小量应为 0.08%,优选多于 0.09%。在一个优选的实施方式中,碳含量为至少 0.10%。所述钢标称含有 0.12% C。

氮通过影响合金系中的凝固条件以有助于提供更均匀、更匀质的碳化物和碳氮化物的分布,从而在凝固过程中避免或减少碳化物更大的聚集体。还减少富铬 $M_{23}C_6$ -碳化物的比例以有助于较小的 $M(C,N)$,即钒碳化物,这对延展性/韧性和耐蚀性具有有利的影响。氮有利于提供更有利的凝固过程,即意味着更小的碳化物和氮化物,该碳化物和氮化物可在加工过程中被分解成更细的分散相。这些碳化物也有助于更细的钢粒度。氮也起奥氏体稳定剂作用。

基于这些原因,应存在氮的量为至少 0.05%,优选多于 0.08%,但不超过 0.20%,优选最多 0.13%,并且更优选最多 0.11%。所述钢标称含 0.09% N。同时碳和氮的总量应当满足 $0.16 \leq C+N \leq 0.28$ 、优选 $0.17 \leq C+N \leq 0.25$ 的条件。在一个优选实施方式中,碳和氮的总量应当为至少 0.19%,但合适地为最多 0.23%。所述钢标称含有 0.21% (C + N)。在所述钢的硬化和回火条件下,氮基本上以在固溶体中氮-马氏体的形式溶于马氏体中,并因此有利于所需硬度。

总之,对于含氮量,可以说应当存在所述最少量的氮,从而通过增加钢基体的所谓 PRE 值以有利于所需的耐蚀性;氮作为溶解元素存在于回火马氏体中以有利于马氏体的硬度;以及与碳一起形成碳氮化物 $M(C,N)$ 达所需程度但不超过所述最大含量,由此最大化碳+氮的含量,其中碳是最重要的硬度调节剂(contributor)。

硅增加所述钢的碳活性,并因此增加析出更多初生碳化物(primary carbides)的趋势。同时,得到减少所述钢在切削工具上的粘着磨损(adhesive wear)和擦伤(galling)的能力的积极作用,并且硅可以改善切削折断(chip breaking)性能。而且硅还是铁素体稳定元素,其应与铁素体稳定元素铬和钼

平衡，以使钢获得所需的至多 30%的铁素体含量，并因此提供钢所需的可切削性和热延性。但是对于本发明钢，似乎硅不仅仅是因为其促进铁素体的特性而有利于改善可切削性。同时，本申请的钢比传统钢含有更低的含碳量，但是比上述某些新研制出的钢所建议的含碳量要高。因此所述钢应当含有至少 0.1% Si，优选多于 0.6%，甚至更优选至少 0.7% Si。一般来说，铁素体稳定元素应当适应于奥氏体稳定元素，以在钢中得到所需的铁素体的形成。硅的最大含量是 1.5%，优选最多 1.2%。优选的硅含量是 0.75-1.05%。所述钢标称含有 0.90%的硅。

锰是促进淬透性的元素，这是锰的有益作用，其也能通过在钢中形成硫化锰而用于除去硫，这也促进可切削性。在一个优选的实施方式中，本发明钢应具有这样的淬透性，其使得大尺寸的棒材(bars)可通过空冷而硬化，由此免除接下来矫直该硬化的棒材的需要。因此，应存在的锰的最小量为 0.1%，优选至少 0.85%和甚至更优选至少 1.05%。但是锰具有和磷一起偏析的趋势，这可产生回火-脆变，因此应当控制磷含量不超过杂质含量(impurity level)。锰还是奥氏体稳定元素。因此锰必须不能超过 2.0%，优选最多 1.8%和甚至更优选最多 1.6%。在一个优选的实施方式中，锰含量是 1.35-1.55%，甚至更优选 1.40-1.45%。所述钢标称含有 1.45% Mn。

铬是重要的合金元素，是产生钢的不锈特性的基本原因，该不锈特性是塑料成型工具的支架和支架零件以及塑料成型工具本身的重要特点，其中塑料成型工具常用于潮湿环境，这会导致耐蚀性不够的钢生锈。

铬也是钢的最重要的促进淬透性的元素。但是大量的铬没有结合成碳化物的形式，因为所述钢有较低的碳含量，因此所述钢可具有的铬含量可低至 13.0%，却仍然获得所需的耐蚀性。但是优选的是，所述钢含有至少 13.5%。其上限首先根据成本原因、因碳化物沉积减小的硬度和铬偏析的风险决定。因此所述钢必须含有不超过最多 15.4% Cr，优选最多 14.8% Cr 和甚至更优选最多 14.5% Cr。铬是铁素体稳定剂，如果其含量在所限定区间的上限范围内，可优选它与高碳含量结合，通常为 0.14-0.18% C。但是根据一个优选的实施方式，将铬含量保持在更适中(moderate)的量，通常是 13.6-14.1%。所述钢标称含有 13.9% Cr。

镍是改进钢的韧性的元素。它还有利于淬透性。因此，镍应当以 0.01% 的最低量存在于钢中，优选至少 0.15%。基于成本原因以及因为镍起奥氏体

稳定剂的作用，其含量应当限制在最多 1.8%，优选最多 1.5%。

为了进一步降低合金元素的成本，还可以进一步将镍含量降低至区间 0.15-0.55%，优选 0.20-0.50%和甚至更优选 0.30-0.45% Ni。为了使本实施方式获得所需的淬透性，将低的镍含量与 1.05-1.8% Mn、优选 1.35-1.55% Mn 的锰含量组合，可能也与 0.75-1.05% Si 的硅含量组合。所述钢标称含有 0.36 Ni。

在所述钢的一个变体中，所述钢不含任何故意加入的钒。但是，在一个优选的实施方式中，本发明钢还含有有效含量(active content)的钒，以通过与回火操作相关的次生碳化物(secondary carbides)的沉淀而引起二次硬化，其中耐回火性得以提高。当钒存在时，其通过 M(N,C)-碳化物的沉淀也起到晶粒生长抑制剂的作用，这是有利的。然而，如果含钒量过高，将在钢的凝固过程中形成大的初生 M(N,C)-碳化物，该碳化物不能在硬化过程中被溶解。为了获得所需的二次硬化和避免晶粒生长，含钒量应当为至少 0.05% V，优选 0.07% V 和甚至更优选多于 0.09% V。钒的上限量主要由避免在钢中形成大的不溶的初生碳化物而确定，因此钒含量应为最多 0.7% V，优选最多 0.25% V 和甚至更优选最多 0.20% V，但是甚至可进一步减少至最多 0.15% V。标称含量为 0.10% V。

优选的是，为了产生促进淬透性的效果，所述钢还含有有效含量的钼，例如至少 0.05%，优选至少 0.10%。钼还促进了耐蚀性。但是基于成本原因，理想的是，最小化钼含量，但是耐蚀性和淬透性两者仍然足够。

回火时，钼也有助于增加钢的耐回火性，这是有利的。另一方面，过高的钼含量会导致由于引起晶界(grain boundary)碳化物沉淀和偏析的趋势而产生不利的碳化物结构，基于该原因，将钼的最大含量设定为 1.3%。总之，所述钢应含有平衡含量的钼以利用其有益的作用，但同时避免那些不利的作用。合适的钼含量是 0.10-0.40%。在一个优选的实施方式中，钼为 0.15-0.25% Mo。所述钢标称含有 0.20% Mo。

通常所述钢不含超过杂质含量的钨，但也可能允许至多 1%的含量。

铜促进了钢的耐蚀性和硬度，并且原因是钢中的合适合金元素。但是，即使低含量的铜也削弱热延性，并且一旦加入铜就不可能从钢中提取铜。这个事实大大削弱了在炼钢厂(mill)中内部再循环钢的可能性。在这些情况下，必须增设对物流废料(logistic scrap)的处理，以避免增加的铜含量达

到不可容忍的高 Cu 含量。对此有详尽的记载，例如对于热加工工具钢，其中在具体应用中使用时的环境温度或高温下的延展性受到不利的影响(参见 Ernst 等，使用废料对热加工工具钢的性能的影响(Impact of scrap use on the properties of hot-work tool steels), European Commission technical steel research, EUR20906, 2003)。基于此，应当仅允许铜作为不可避免的和非故意加入的来自废料的元素。铜在所述钢中的最大量是 0.40%，优选 0.25% 和甚至更优选最高 0.15% Cu。

通常，强碳化物形成合金元素如钛和铌也是本发明钢中不期望的元素，因为它们会损害韧性和延展性。

本发明钢应当能够在其韧化调质条件下被输送，这使得可以通过切削操作制造大尺寸的支架和模型工具。尽管事实是减少了促进淬透性的元素镍和钼，但是所述钢具有的淬透性使得可通过空冷硬化，即使是非常大尺寸的棒材也如此。通过空冷可以避免钢中的变形和高应力，该变形和高应力可以在模具制造过程中释放。所述硬化按照下述步骤进行：在 900-1100 °C、优选 950-1025 °C 或在约 1000 °C 温度下进行奥氏体化，接着在油中或在聚合物浴中冷却、在真空炉的气体中冷却、或最优选空冷。硬度为 290-352 HB 的韧化调质材料适于切削操作，为了获得这种材料，高温回火在温度 510-650 °C、优选 540-620 °C 的温度下至少进行一小时，优选进行二重回火；两次，每次两小时(twice for two hours)。

根据一个优选实施方式，所述钢合金还含有有效含量的硫，其可能与钙和氧结合，以改善钢在其韧化调质条件下的切削性。为了在切削性上得到进一步改善，如果所述钢不含有故意加入量的钙和氧，则所述钢应当含有至少 0.10% S。当将所述钢有目的地与一定量的硫进行合金化时，所述钢的最大硫含量是 0.25%，优选最大 0.15%。在这种情况下，合适的硫含量可以是 0.13%。还可以想到所述钢的非硫化的变体(variant)。该变体将具有更好的抛光性。在这种情况下，所述钢不含有超过杂质含量的硫，也不含有任何有效含量的钙和/或氧。

由此可以想到，所述钢可以含有 0.035-0.25% S 和 3-100 ppm Ca，优选 5-75 ppm Ca，合适地最多 40 ppm Ca，以及 10-100 ppm O，其中所述钙可以硅-钙、CaSi 所提供，以使存在的硫化物球化以形成硫化钙，且防止硫化物形成会损害延展性的非所需的、伸长的形状。

根据本发明的最广的方面，如果所述钢含有至多 30 体积%的铁素体，可以实现在硬化和回火条件下可切削性的改善。所实施的测试还表明，本发明钢满足为其规定用途而设定的要求。此外，所述钢还可在低合金成本和低制造成本下生产。

令人吃惊的是，所实施的测试还揭露了在所述钢的变体中，改进的切削性可以在非常低的含量，即至多约 10%含量时得到。在所述钢的该变体中，硅含量是 0.75-1.05%。特别是越来越贵的钼得以保持低含量，优选的钼含量是 0.15-0.25%。镍是昂贵的，因此镍也应当保持在低含量。合适的镍含量是 0.15-0.55%，优选 0.30-0.45%，其优选与 1.05-1.8% Mn、优选 1.35-1.55% Mn 的锰含量结合，以获得所述钢所需的淬透性。所述钢标称含 0.36 Ni, 1.45 Mn 和 0.90 Si。为了进一步减少合金成本，可以减少钒含量至 0.10-0.15%，并仍能获得晶粒生长抑制剂的作用和足够的延展性/韧性。

本发明钢的其他特性、方面和特征，及其对制造支架和成型工具的有用性，将在下文中通过对所实施实验和获得结果的说明进行更详细的解释。

附图说明

在以下根据钢的新变体所实施的实验和获得的结果的说明中，将参考附图，其中

- 图 1 是典型设计的支架块体，其可由本发明钢制造，
- 图 2A 是第一组钢的硬度对奥氏体化温度的图，且保持时间为 30 分钟，其中所述第一组钢在硬化后回火前制成所谓 Q-钢锭的形式(50 kg 实验室钢水(laboratory heats))。
- 图 2B 是制成 Q-钢锭的另一些被测试钢的相应图
- 图 2C 是制成 Q-钢锭的再一些被测试钢的相应图
- 图 2D 是在 60 吨生产规模(所谓的 DV-钢水)制造的测试钢的相应图
- 图 3 是上述从 1000℃硬化的钢的回火曲线
- 图 4A-B 是所述钢的淬透性曲线图
- 图 5A-D 是在实验室规模和生产规模制造的钢的切削性测试结果直方图
- 图 6A,B 是一些钢的热延性图
- 图 7 是本发明钢新变体的一个优选实施方案的显微组织的照片
- 图 8 是本发明钢和一些对比钢的极化曲线

钢的检测

图 1 是典型设计的支架块体(holder block)1, 其应当可用本发明钢来制造。在块体 1 中有空腔 2, 该空腔 2 应可容纳模型工具, 通常是塑料成型工具。块体 1 具有相当大的尺寸且空腔 2 既大又深。因此, 对本发明材料提出了很多不同的要求, 即关于该块体相当大的厚度需要足够的淬透性, 以及使用切削工具如铣刀(mill cutters)和钻(borers)时良好的被切削能力。

材料

在实验室规模和生产规模制造测试材料。首先, 对所谓的 Q-钢锭(50 kg 实验室钢水)实施三轮测试(Q9261-Q9284), 接着对生产规模制造的材料(本发明钢标号 4)进行一轮测试。然后制造一组新 Q-钢锭(Q9294-9295), 最后对在完全生产规模制造的材料(本发明钢标号 5)进行一轮测试。

所述 Q-钢锭的组成列于表 VI 中, 其中钢锭 Q9261 是关于对比材料标号 1 的对比组成; 并且 Q9271 和 Q9283 是对比材料, 其中 Q9283 含有高含量的 S。将所述 Q 钢锭锻造成尺寸为 60×40 mm 的棒材形状, 然后将棒材(rod)空冷至室温。将所述棒材加热至 740℃, 以 15℃/小时的冷却速率冷却至 550℃, 然后从该温度开始自由空冷至室温。

生产规模制造的所述钢的组成列于下文表 VIII 中。为了与本发明钢标号 4 和 5 的特征相比较, 从市场上购得市售钢(钢标号 1、2 和 3), 并且不对这些钢进行热处理或其他处理。

本发明钢标号 4 以 6 吨全规模测试钢水(test heat)制造, 并且铸造钢锭, 通过在 1240℃热轧或锻造将钢锭制造成测试块。将所述测试块冷却到等温退火温度 650℃, 并在该等温退火温度下等温退火 10 小时, 然后自由空冷至室温。然后通过 1000℃温度下奥氏体化 30 分钟硬化所述测试块, 并在 550-620℃温度下两小时回火两次。

本发明钢标号 5 以 60 吨全规模测试钢水制造, 使用电弧炉在常规的冶金过程中生产, 在二次钢水包步骤(secondary ladle step)中处理, 并浇铸成钢锭。在 1240℃将所述钢锭分别锻造成尺寸为 610×254 mm、600×100 mm 和 610×305 mm 的棒材形状。将该棒材冷却至 650℃的等温退火温度, 并在该等温退火温度下等温退火 10 小时, 然后自由空冷至室温。然后通过 1000

℃温度下奥氏体化 30 分钟硬化所述棒材，并在 550-620℃温度下两小时回火两次。

表 VI: 实验室规模制造的测试材料；化学组成，以重量%计，余量为 Fe 和不可避免的杂质

Q-钢锭标号	C	Si	Mn	S	Cr	Ni	Mo	V	N
Q9261 =对比	0.15	0.09	0.89	0.14	12.9	1.69	0.55	0.22	0.12
Q9262	0.13	0.24	1.10	0.14	13.0	0.84	0.21	0.15	0.10
Q9263	0.13	0.24	1.07	0.13	12.9	0.84	0.21	0.15	0.10
Q9264	0.12	0.26	1.11	0.14	13.0	0.84	0.11	0.14	0.07
Q9271 =对比	0.14	0.12	0.90	0.10	13.2	1.65	0.52	0.24	0.08
Q9272	0.15	0.93	0.90	0.13	14.5	0.96	0.22	0.33	0.08
Q9273	0.13	0.93	0.84	0.12	13.5	0.08	0.21	0.21	0.08
Q9274	0.15	0.75	0.78	0.13	14.7	0.07	0.20	0.20	0.10
Q9275	0.12	0.79	0.90	0.13	15.8	0.95	0.21	0.20	0.06
Q9276	0.07	0.78	0.90	0.11	14.4	0.93	0.20	0.20	0.05
Q9283= Q9271+S	0.12	0.09	1.16	0.13	13.4	1.68	0.53	0.25	0.09
Q9284	0.12	0.87	1.09	0.12	14.8	0.96	0.27	0.22	0.12
Q 9294	0,12	0,89	1,54	0,12	14,0	0,21	0,21	0,11	0,09
Q 9295	0,11	0,94	1,38	0,11	14,4	0,52	0,21	0,10	0,089

表 VIII: 生产规模制造的所检测的钢的钢组成；化学组成，以重量%计，余量为 Fe 和不可避免的杂质

	C	Si	Mn	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu	N
钢标号 1	0.15	0.18	1.26	0.08	13.6	1.6	0.48	0.20	0.15	0.083
钢标号 2	0.045	0.40	0.92	0.14	12.8	0.44	0.15	0.049	0.26	0.039
钢标号 3	0.046	0.43	1.30	0.14	12.7	0.18	0.02	0.032	0.63	0.047
钢标号 4	0,14	0,89	1,11	0,14	14,3	0,96	0,19	0,15	0,10	0,071
钢标号 5	0.12	0.85	1.44	0.12	13.7	0.37	0.19	0.11	0.037	0.086

热处理后的硬度和铁素体含量

硬度对奥氏体化温度的关系示于图 2A-图 2D 中。从这些图表中清楚看

出, 对比钢(Q9261, Q9271 和 Q9283)都有最高的硬度。同样清楚的是, 硬度随着奥氏体化温度的增加而增加。但是一些本发明测试钢可得到接近于对比钢硬度的硬度, 但是这需要选择更高一些的奥氏体化温度, 即约 1000°C。

从 1000°C 硬化的一些测试钢在回火后的硬度示于图 3。从回火曲线可得出下列结论: 这些钢可通过在 520-600°C 温度范围的回火被回火降低至 34 HRC。如图清楚所示, 本发明钢标号 Q9272、Q9273、Q9274 和 Q9284 可以在比其他本发明钢更高的温度下回火, 并仍能得到高硬度, 这从消除应力的角度来看是有利的。

所述钢在韧化调质后的适合硬度是约 31-38 HRC, (即 290-352 HB)。在下文表 VII 中描述了使不同钢产生该区间硬度的热处理。在硬化和回火后, 使用人工数点的方式(瑞典语为 rutnätsmetoden)测量铁素体含量。

表 VII: 用于韧化调质的热处理, 测得的铁素体, 体积百分比

钢标号	热处理	铁素体含量%
Q9261	950°C+580°C/2x2小时	0
Q9262	950°C+565°C/2x2小时	0
Q9263	950°C+570°C/2x2小时	0
Q9264	950°C+565°C/2x2小时	0
Q9271	950°C+585°C/2x2小时	0
Q9272	950°C+555°C/2x2小时	4.5
Q9273	950°C+545°C/2x2小时	9
Q9274	950°C+535°C/2x2小时	32
Q9275	1000°C+540°C/2x2小时	21
Q9276	1000°C+520°C/2x2小时	19
Q9283	950°C+585°C/2x2小时	0
Q9284	1000°C+590°C/2x2小时	2.5
Q9294	1000°C+560°C/2x2小时	8.5
Q9295	1000°C+560°C/2x2小时	7
钢标号 4	1000°C+590°C/2x2小时	1.5 - 4
钢标号 5	1000°C+560°C/2小时 + 570°C/2小时	0.05 - 6.5

淬透性(hardenability)

硬化后的硬度示于图 4A 和 4B 的淬透性曲线中。图中标记了奥氏体化温度，从该温度开始试样以不同速率冷却。

图 4A 显示一些实验室规模制造的钢的淬透性，显然在 1000°C 奥氏体化的钢标号 Q9272、Q9294 和 Q9295 是本发明钢中淬透性最好的。这些钢具有充足的淬透性，使其能在较厚的尺寸通过空冷硬化。其他钢可用于不太厚的尺寸。图中淬透性最低的钢具有低的含镍量。市售钢标号 1 具有最好的淬透性，其由 Q9283 和 Q9271 的硬化曲线所表示。

图 4B 示出了生产规模制造的钢的淬透性，显然，本发明钢标号 4 和标号 5 可在硬化后获得高硬度，该硬度等于市售钢标号 1(图 4A 中的 Q9271)，且该硬度优于市售钢标号 2 和标号 3。

实验室规模实施的可切削性试验

检测了实验室规模制造的本发明钢(Q-钢锭)的可切削性，并与对比钢 Q9261、Q9271 和 Q9283 相比较。结果列于下文表 IX 中。应当考虑到实验室制造的钢可能含有损害结果的缺陷。

在使用未涂层的硬质合金刀片(carbide inserts)面铣(face milling)时，检测了磨损侧面(flank)0.5mm 所需的时间。上述切削数据如下：

机床型号 = SEKN 1203AFTN-M14 S25M

铣刀 = Seco R220.13 -0040- 12 Ø40 mm, 3 个刀片(inserts)

切削速率, $v_c = 250$ m/分钟

每齿进给量(tooth feed), $f_z = 0.2$ mm/齿

切削轴向深度, $a_p = 2$ mm

切削径向深度, $a_e = 22.5$ mm

磨损标准= 侧面磨损 0.5 mm

结果表明，本发明钢可以得到等于或好于市售钢的面铣(face milling)属性。Q9284 是本发明钢中最好的，Q9294 和 Q9295 也非常好。

在使用高速钢钻孔时，检测了钻头损坏前可以钻出钻孔的平均数量。钻孔的数据如下：

钻头型号：Wedevåg 120 未涂层的 HSS Ø2 mm

切削速率, $v_c: 26$ m/分钟

进给速率(feed rate), $f: 0.04$ mm/转

钻头深度: 5 mm

结果表明本发明钢可得到比对比钢更好的钻孔属性。

在使用高速钢端铣(end milling)时, 检测了磨损侧面 0.15mm 所需的时间。钻孔数据如下:

铣刀 = Sandvik Coromant R216.33-05050-AK13P 1630 Ø5 mm,

切削速率, $v_c = 200$ m/分钟

每齿进给量, $f_z = 0.05$ mm/齿

切削轴向深度, $a_p = 2$ mm

切削径向深度, $a_e = 5$ mm

磨损标准= 侧面磨损 0.15 mm

结果表明, 本发明钢可以得到比对比钢更好的端铣属性。

表 IX: 实验室规模制造的钢的切削试验结果

钢	硬度(HB)	面铣	用HSS钻孔	端铣
Q9261	350	n.a.	160*	n.a.
Q9262	348	n.a.	325*	n.a.
Q9271	340	7,5	69	9
Q9272	350	5,9	345	14,9
Q9275	350	8	110	6,3
Q9276	350	1,1	455	9,6
Q9283	330	10,8	178	7
Q9284	320	23,5	507	9,9
Q9294	333	20,1	495	-
Q9295	333	22,2	535	-

* 切削速度: 22m/min

n.a. 未分析

当同时考虑铣削和钻孔属性时, 钢标号 Q9284、Q9294 和 Q9295 的结果表明本发明钢可以得到改善的可切削性。

生产规模实施的可切削性试验

使用不同的切削操作检测了生产规模制造的本发明钢的可切削性, 并与一些市售钢的可切削性比较。

图 5A 示出使用涂层的硬质合金刀具(coated carbide tool)面铣的结果。

切削数据如下:

车床型号 = Sajo VM 450

铣刀 = Sandvik Coromant R245-80Q27-12M, \varnothing 80 mm, 6 个齿

切削速率, $v_c = 250$ m/分钟

每齿进给量, $f_z = 0.2$ mm/齿

切削轴向深度, $a_p = 2$ mm

切削径向深度, $a_e = 63$ mm

磨损标准 = 侧面磨损 0.5 mm

如图 5A 清楚所示, 本发明钢可获得等于或好于市售钢的面铣属性。特别地, 硬度比市售钢更低一些的本发明钢, 显示出更好的面铣属性。

图 5B 示出使用涂层的硬质合金刀具的腔铣(cavity milling)的结果。切削数据如下:

切削工具: Coromant R200-028A32-12M, \varnothing 40 mm, $l = 145$ mm

碳化物等级(Carbide grade): Coromant RCKT 1204 MO-PM 4030

磨损标准 = VB 最大值 0.5 mm

切削速率, $v_c =$ 变化的 (varying)

每齿进给量, $f_z = 0.25$ mm/齿

切削轴向深度, $a_p = 2$ mm

切削径向深度, $a_e = 12$ mm

如图 5B 清楚所示, 本发明钢可以得到等于或好于市售钢标号 2 和 3 的腔铣属性, 并且本发明钢好于市售钢标号 1。

图 5C 示出使用高速钢钻孔的结果。从这些测试清楚看出, 本发明钢可以得到等于或好于市售钢的钻孔属性。钻孔数据如下:

钻头型号: Wedevåg 120 未涂层的 HSS \varnothing 5 mm

切削速率, v_c : 26 m/分钟

进给速度, f : 0.15 mm/转

钻头深度: 12.5 mm

图 5D 示出了使用高速钢端铣的结果。从这些试验清楚看出本发明钢标号 5 可得到比市售钢好得多的端铣属性。钻孔数据如下:

铣刀: C200 未涂层的 HSS \varnothing 12 mm

切削速率, v_c : 70 m/分钟

切削径向深度, $a_e = 1.2$ mm

切削轴向深度, $a_p = 18$ mm

每齿进给量, $f_z = 0.14$ mm/齿

磨损标准 = 侧面磨损 0.15 mm

作为总结, 表 X 中列出了可切削性测试的结果。在该表中, 所述钢的结果用值 1-5 表示, 其中值 5 代表结果非常好, 值 1 代表结果不令人满意。根据图 5A-C, 经锻造的钢标号 4 的结果以不同硬度显示, 锻造条件下的硬度分别为 310 HB 和 327 HB。

表 X: 工业规模制造的钢的切削试验结果

钢	硬度	面铣	钻孔	腔铣	端铣
标号 2	4	3	5	4	3
标号 3	3	-	5	3	3
标号 1,	4	3	4	2	4
标号 1,	5	2	-	2	3
标号 4, 经热轧	3	5	5	5	n.a.
标号 4, 经锻造	3	5	5	5	n.a.
标号 4, 经锻造	4	3	4	3	n.a.
标号 5,	4	4	5	5	5

n.a. 未分析

热延性

本发明钢的热延性示于图 6A 和 6B 中。900-1150°C 区间的曲线表示从热加工温度 1270°C 冷却试样时得到的钢的热延性, 在 1150-1350°C 区间的曲线表示在加热时试样的热延性。本发明钢已被证实在高温和稍低温度时都具有良好的热延性。结果表明本发明钢可在高温下进行热加工, 也表明其可在低至 900°C 时热加工, 这使得可以一步进行热加工而不用再加热。

显微组织

图 7 是韧化调质条件下钢标号 5 的显微组织。该显微组织由马氏体 3 的基体组成。该基体还含有约 3% 的铁素体 1 且可以看出一些硫化锰 MnS 2。所述韧化调质通过在 1000°C 的奥氏体化温度下保持 30 分钟并在 560°C 下回

火 2 小时和在 570°C 下回火 2 小时(tempering at 560°C/2h + 570°C/2h)而进行。制造方法包括锻造和空冷。该试样具有由热轧得到的 610×254 mm 的尺寸。

腐蚀试验

对表 XI 中所述钢建立了关于临界电流密度 I_{cr} 的极化曲线, 以评估所述钢的耐蚀性。就该测量方法而言, 其规则是 I_{cr} 越低耐蚀性越好。

表 XI: 极化试样的热处理。在真空炉中冷却

Q-钢锭标号	热处理条件	硬度(HRC)	I_{cr} (mA/cm ²)
Q9261	950°C+580°C/2x2h	34.6	3.49
Q9262	950°C+565°C/2x2h	35.8	7.23
Q9263	950°C+570°C/2x2h	34.5	6.84
Q9264	950°C+565°C/2x2h	34.3	7.90
Q9271	950+585/2x2h	35.9	1.70
Q9272	950+555/2x2h	36.7	5.40
Q9273	950+545/2x2h	36.5	6.28
Q9274	950+545/2x2h	31.9	4.29
Q9275	1000+540/2x2h	34.2	4.76
Q9276	1000+520/2x2h	35.7	2.53
Q9283	950+585/2x2h	34.3	3.08

结果表明钢 Q9274、Q9275 和 Q9276 具有比大多数其他测试钢更好的耐蚀性, Q9276 具有在本发明钢中最好的耐蚀性, 对比材料标号 Q9261 和 Q9283 更好。

通过在 0.05 M 的 H₂SO₄, pH=1.2 中的极化试验, 研究本发明钢标号 4 和 5 和市售钢标号 1 和标号 3 的抗一般腐蚀性。极化曲线示于图 7, 显然本发明钢标号 4 具有比市售钢标号 3 更好的抗一般腐蚀性, 且本发明钢标号 5 和市售钢标号 3 具有几乎相同的抗一般腐蚀性。市售钢标号 1 在所测试的钢中具有最好的抗一般腐蚀性。

制造方法

在生产用于制造塑料成型工具或成型工具用的支架、支架零件的钢合金的过程中, 用具有本发明化学组成的钢合金制造支架基料(holder base)、支架零件基料或成型工具基料。

通过优选在电弧炉、感应炉或者任何其它使用废料作为主要原材料的炉中生产熔体制造本发明钢。可能的是，在二次钢水包步骤中处理所述熔体，以确保在铸造过程之前适当调节所述钢，即将所述钢合金化至目标分析(alloying of the steel to target analysis)、除去脱氧产物等。无需将所述钢在转炉中进一步处理以降低含碳量。具有本发明化学组成的熔体被浇铸成大型钢锭。也可以以连铸(continuous casting)的方式浇铸所述熔体。还可以浇铸熔融金属的母材(electrode)，然后通过电渣重熔(Electro-Slag-Remelting)(ESR)再次熔化该母材。还可以用粉末冶金法制造钢锭：通过气体雾化使所述熔体成为粉末，然后使用可包括热等静压(所谓HIPing)的技术将粉末压实，或可通过喷射成形制造钢锭。

所述方法还包括下列步骤：将所述钢合金的钢锭在1100-1300℃、优选1240-1270℃的温度范围进行热加工，将所述钢合金优选在空气中从热加工温度冷却至50-200℃、优选50-100℃，由此硬化所述钢合金，接着在510-650℃、优选540-620℃的温度以2小时回火两次(tempering twice during 2 hours)，由此得到韧化调质的坯件，通过切削操作使支架基料、支架零件基料或成型工具基料成形为塑料成型工具或成型工具用的支架、支架零件。

在生产用于制造支架、支架零件(其用于塑料成型工具或成型工具)的钢合金的一个可选方法中，用含有上述钢合金的钢锭制造支架基料、支架零件基料或成型工具基料，所述方法包括下列步骤：将所述钢合金的钢锭在1100-1300℃、优选1240-1270℃的温度范围进行热加工。在所述热加工之后，将所述钢合金冷却至等温退火温度550-700℃、优选600-700℃，其中所述合金在所述等温退火温度下等温退火5-10小时。通常在所述等温退火之后，将所述合金冷却至室温，接着对所述钢合金进行硬化和回火操作。所述硬化通过下列操作实施：在900-1100℃、优选950-1025℃和甚至更优选在1000℃温度下奥氏体化所述钢合金30分钟，且在510-650℃、优选540-620℃的温度下以2小时回火两次，由此得到韧化调质的坯件，之后通过切削操作使支架基料、支架零件基料或成型工具基料成形为塑料成型工具或成型工具用的支架、支架零件。可以排除从等温退火温度到室温的冷却步骤，且加热至奥氏体化温度的步骤可以直接发生在等温退火之后，但是对此还要进行研究。

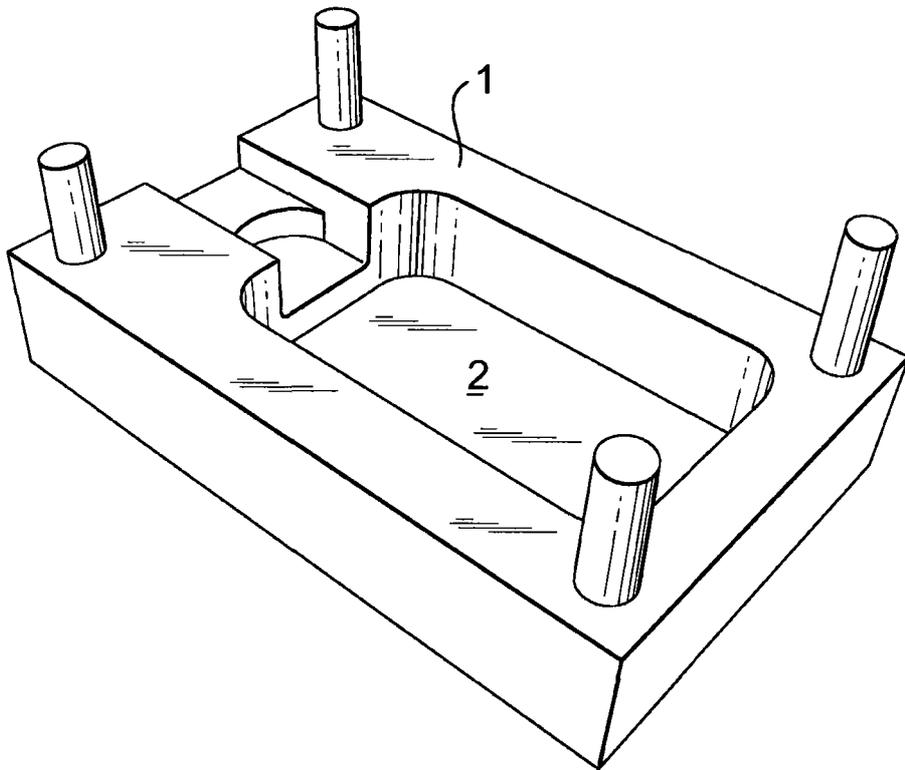


图 1

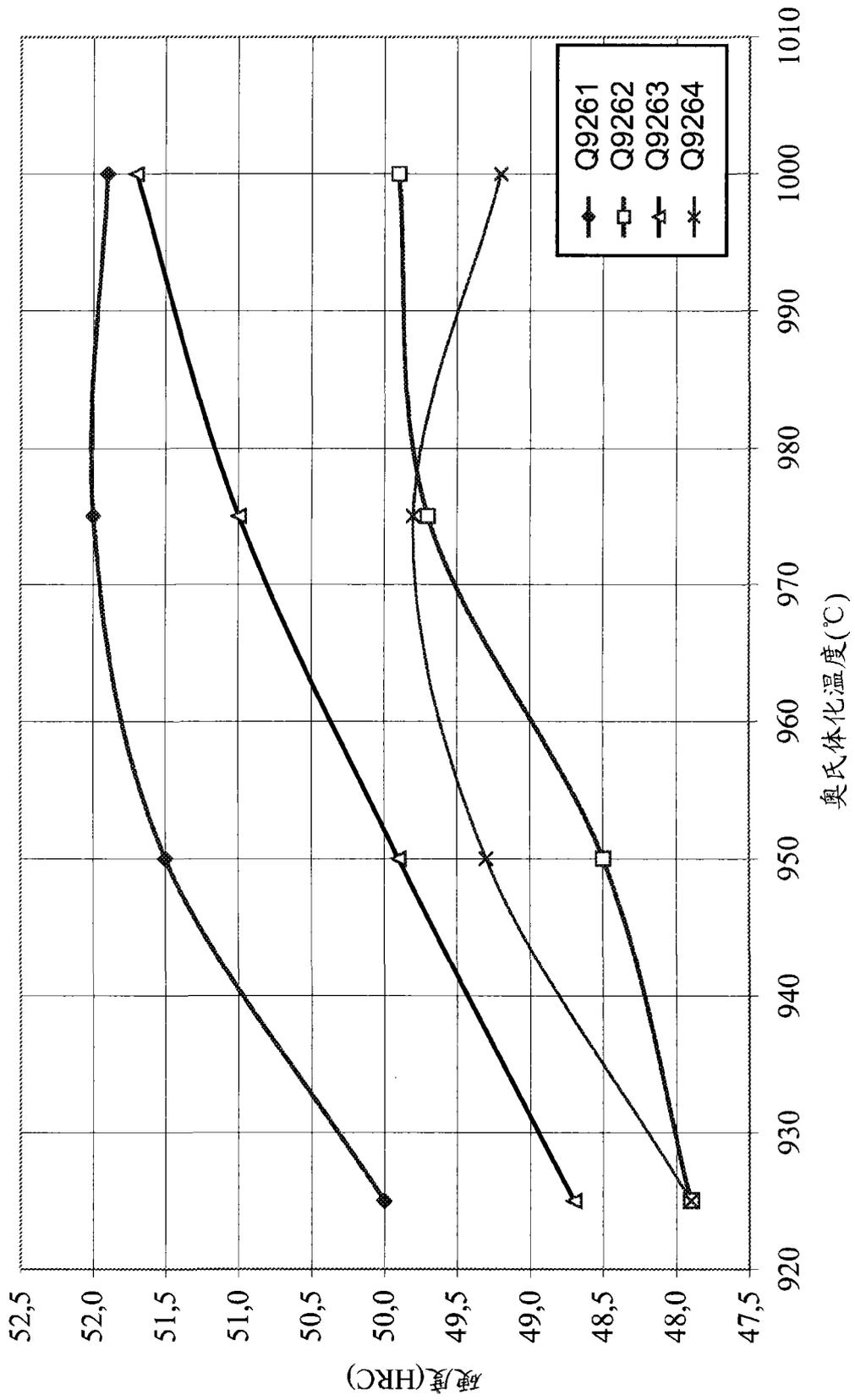


图 2A

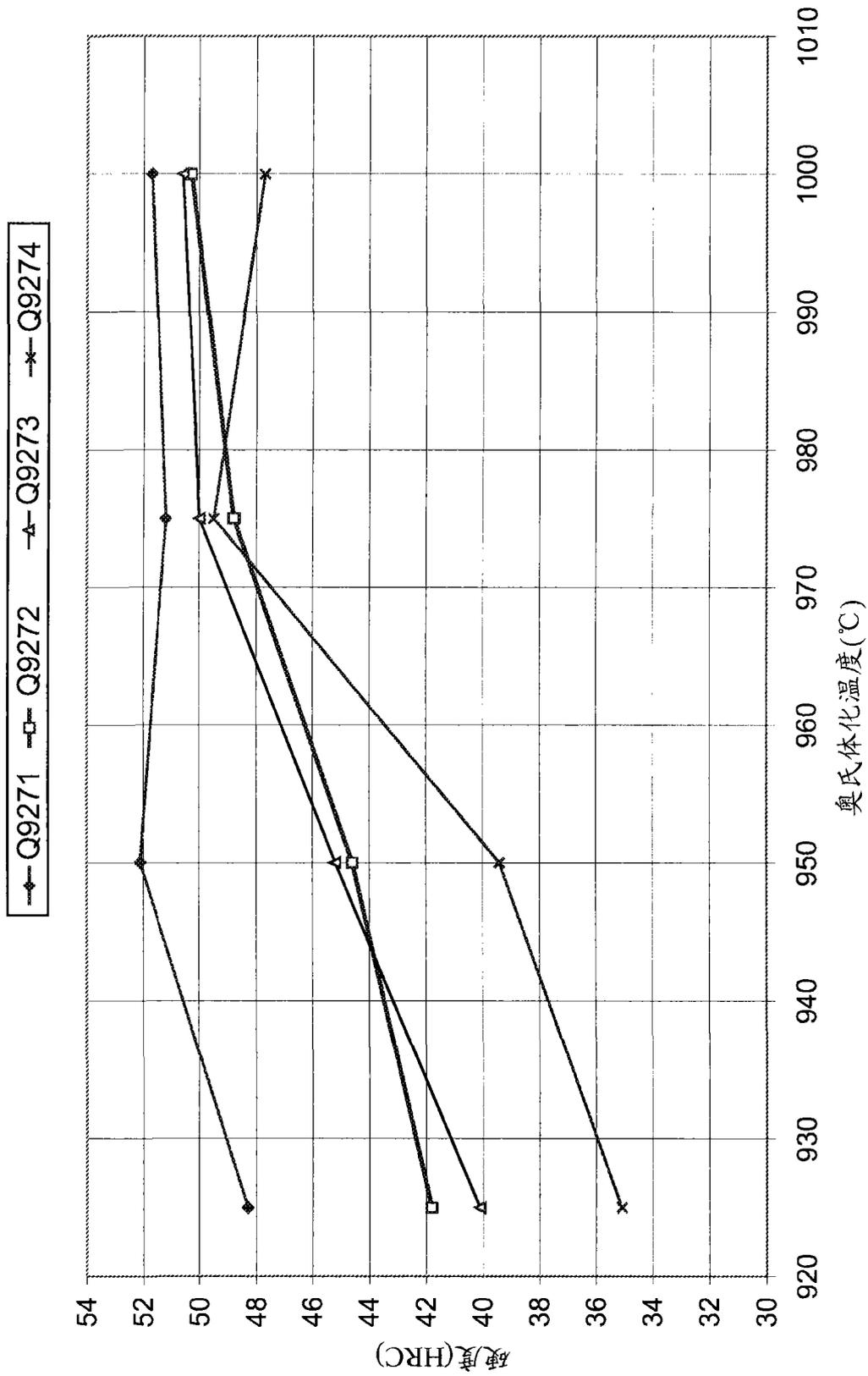


图 2B

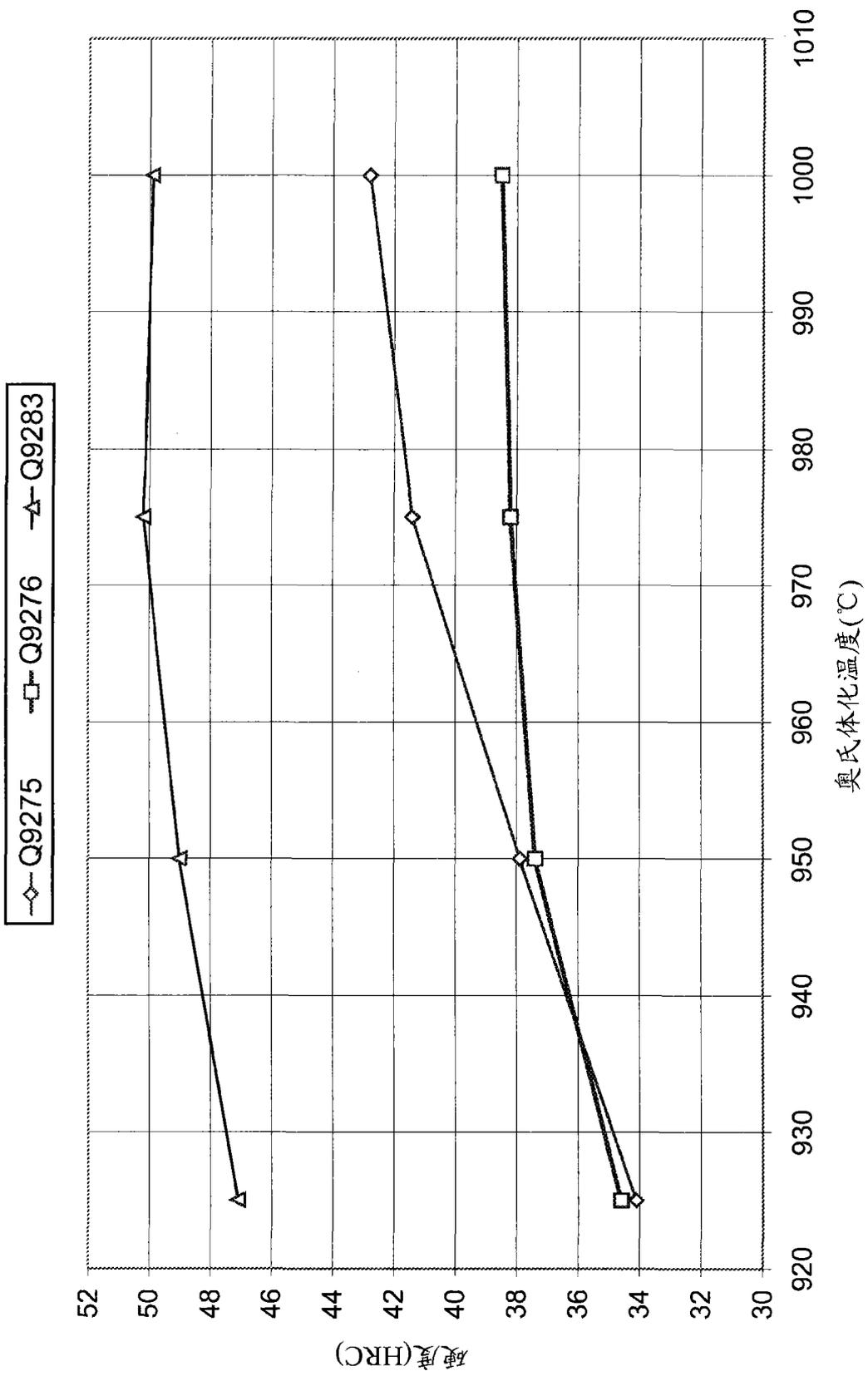


图 2C

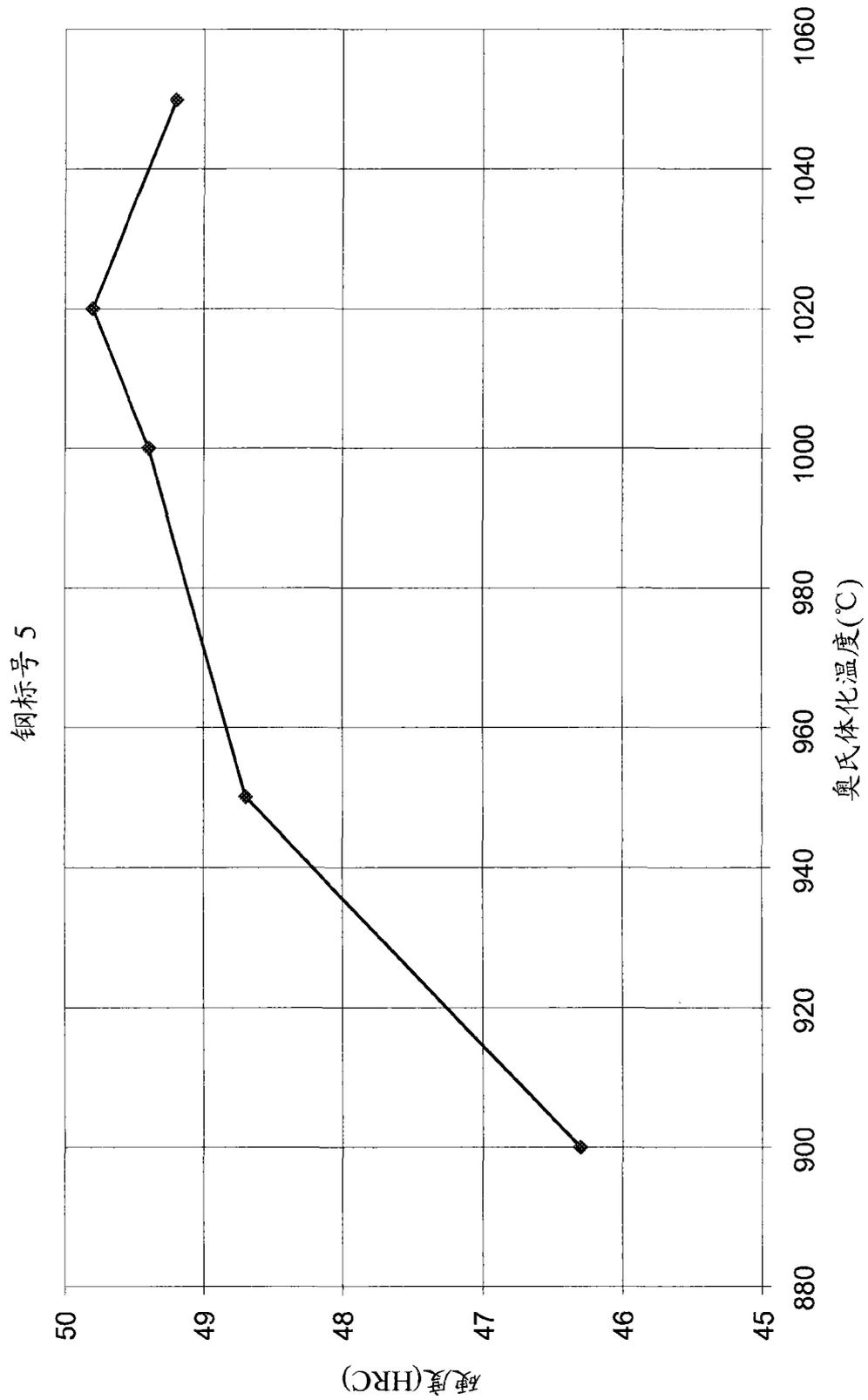


图 2D

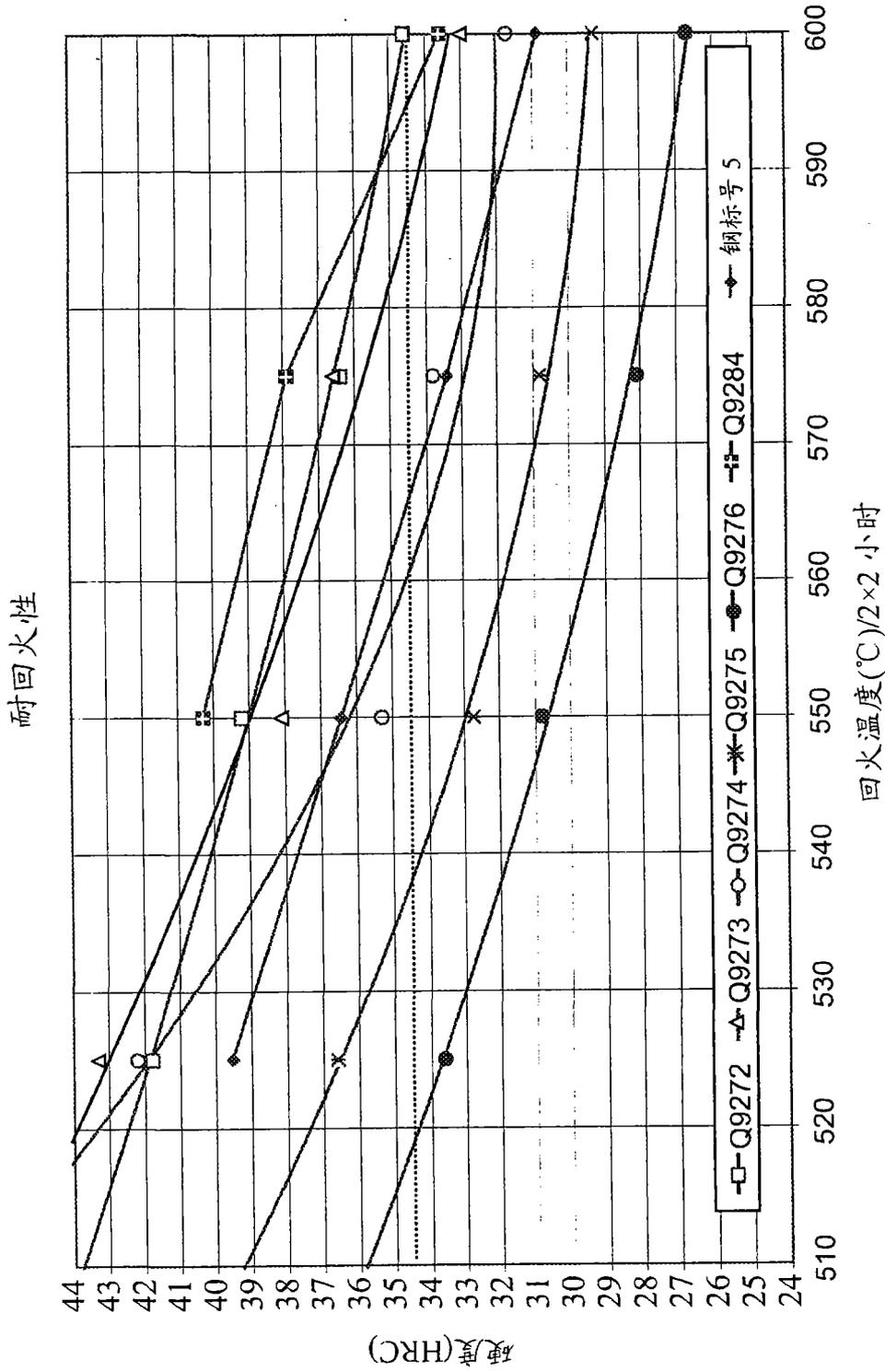
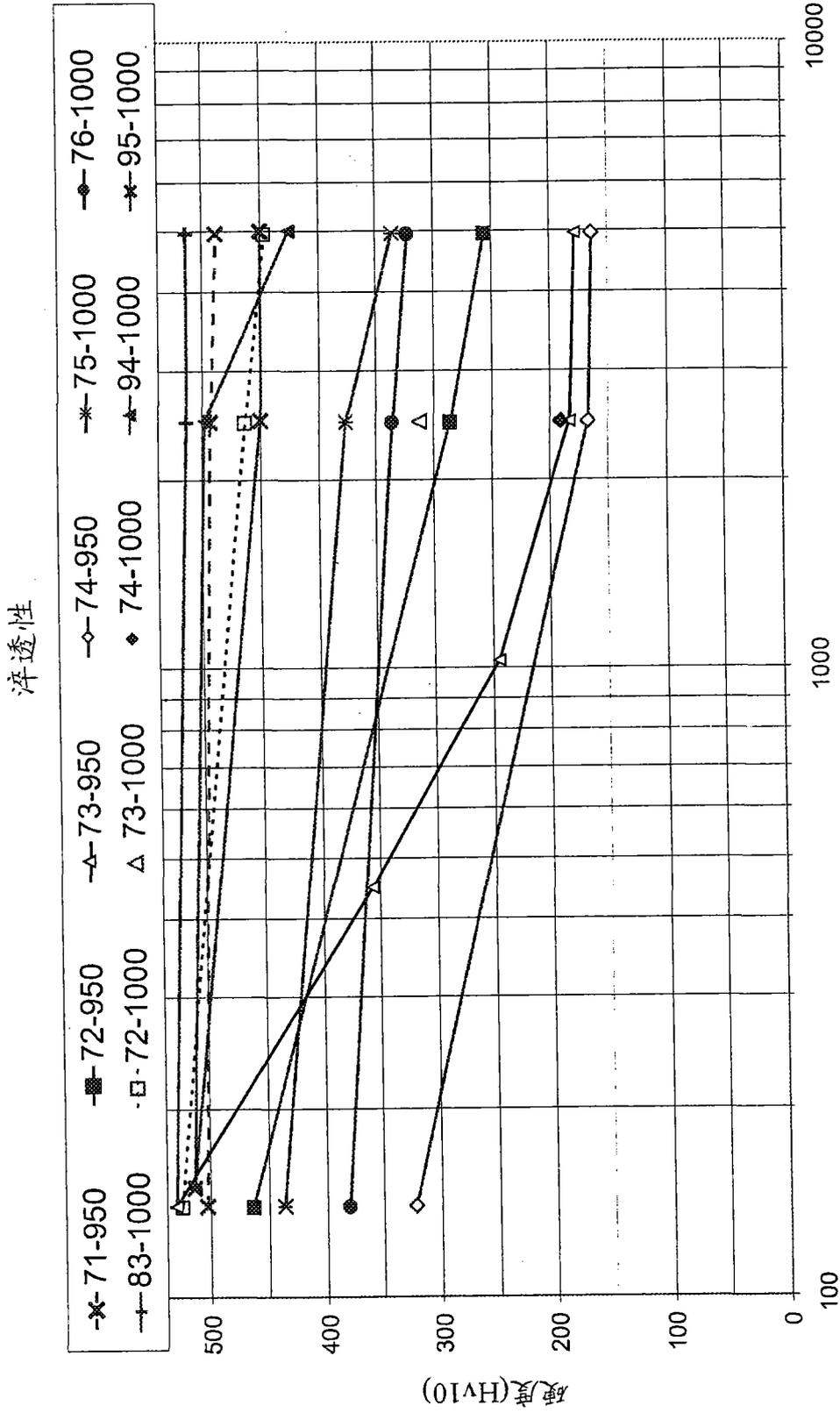


图 3



从 800 至 500°C 的冷却时间 (s)

图 4A

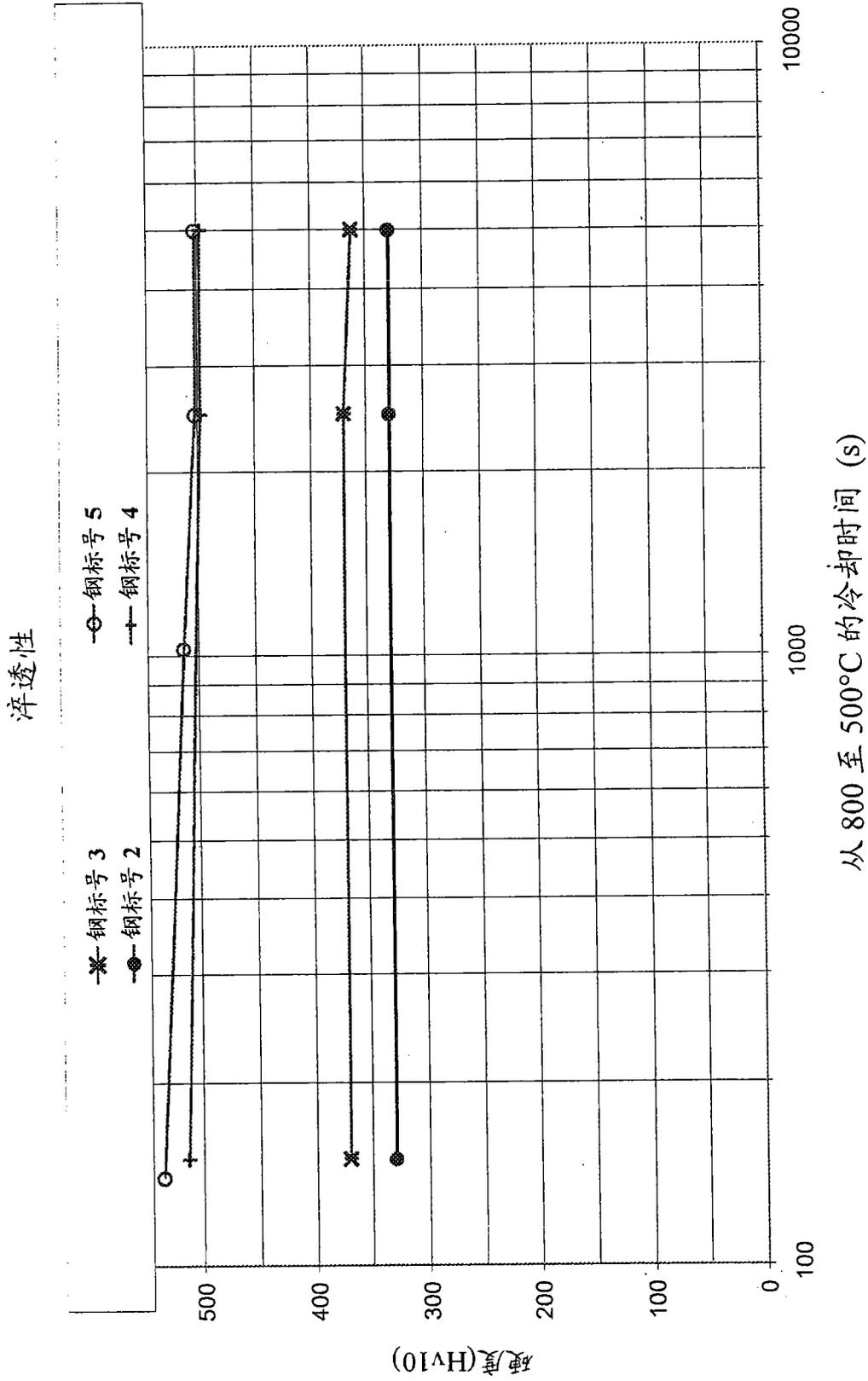


图 4B

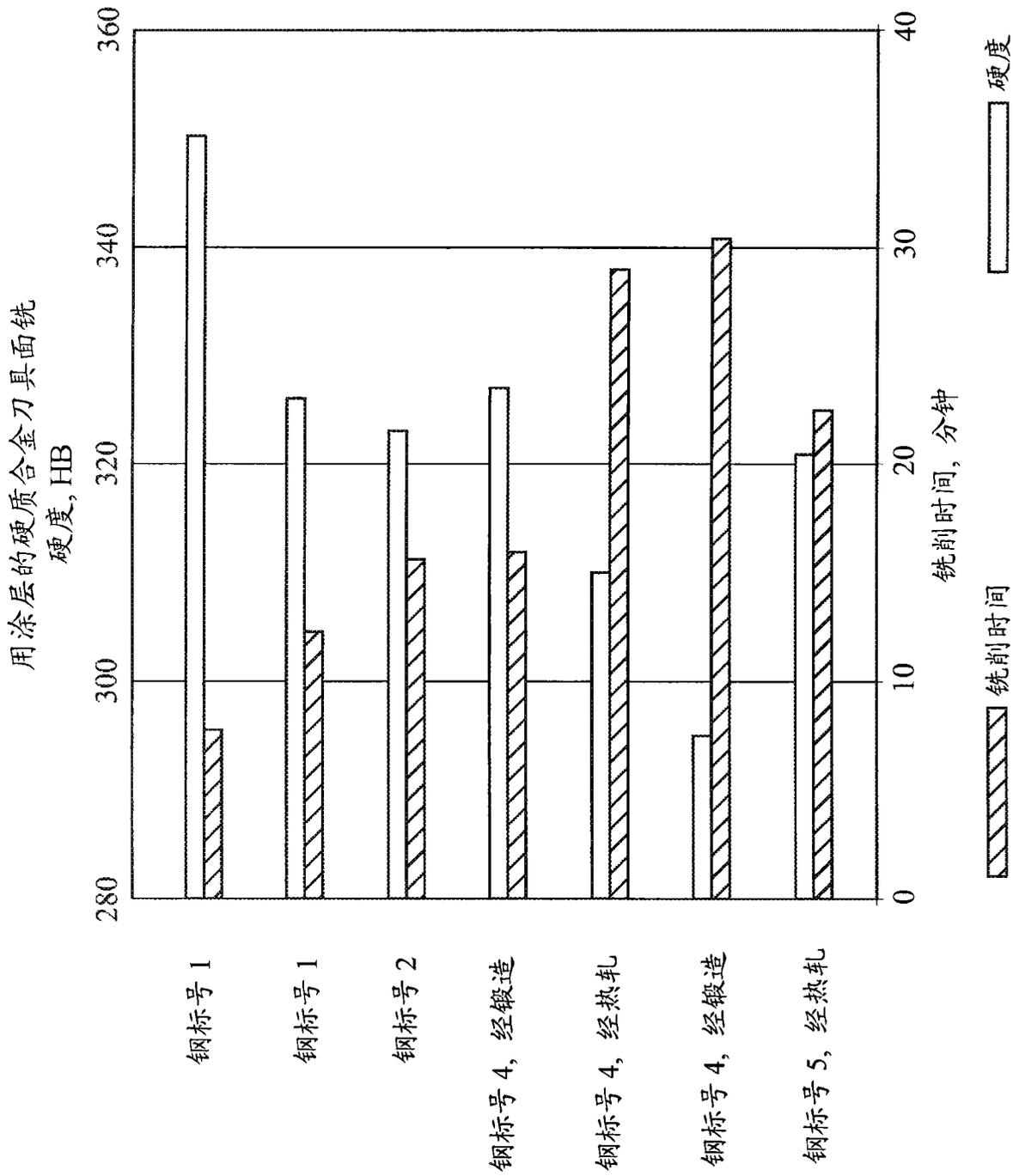


图 5A

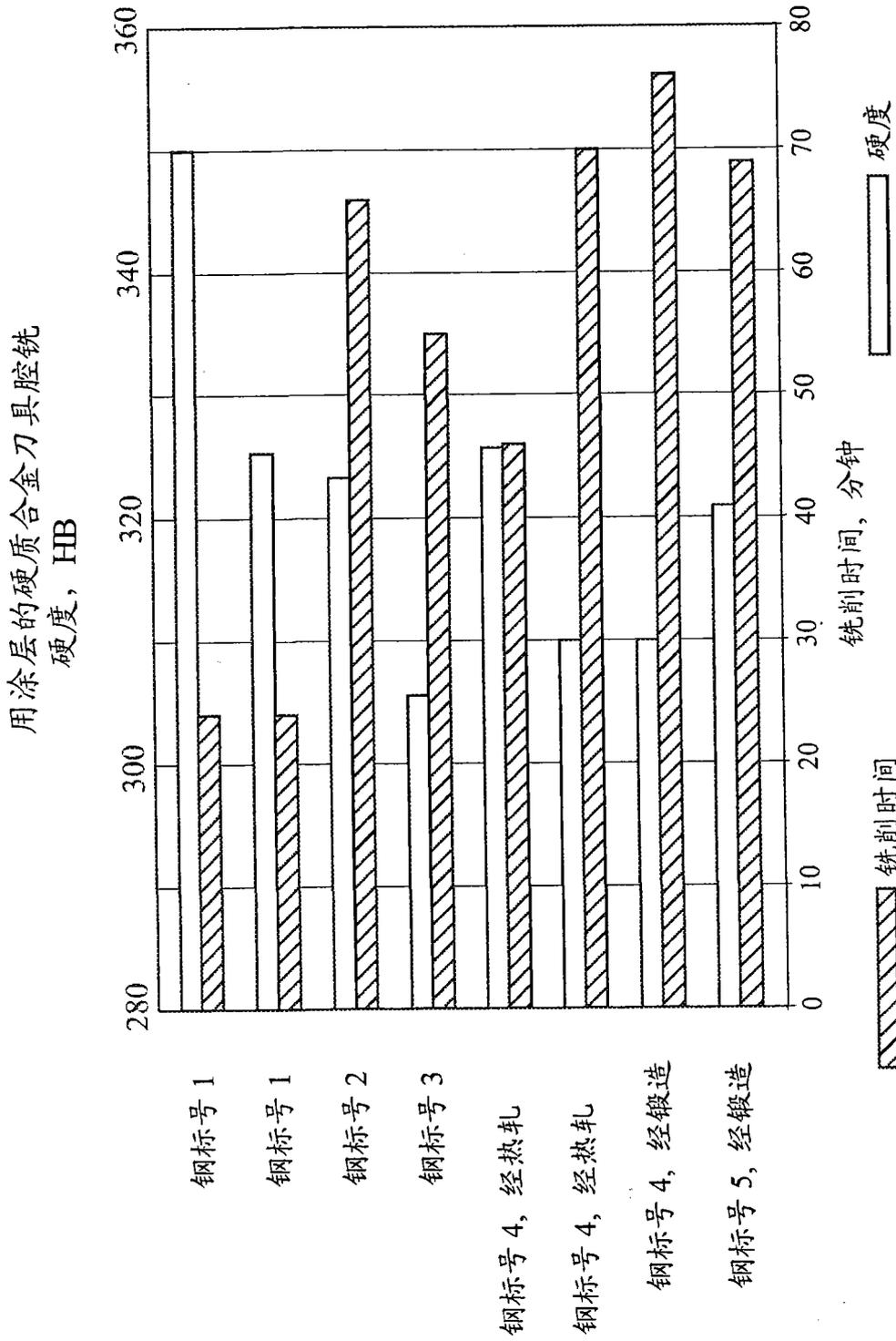


图 5B

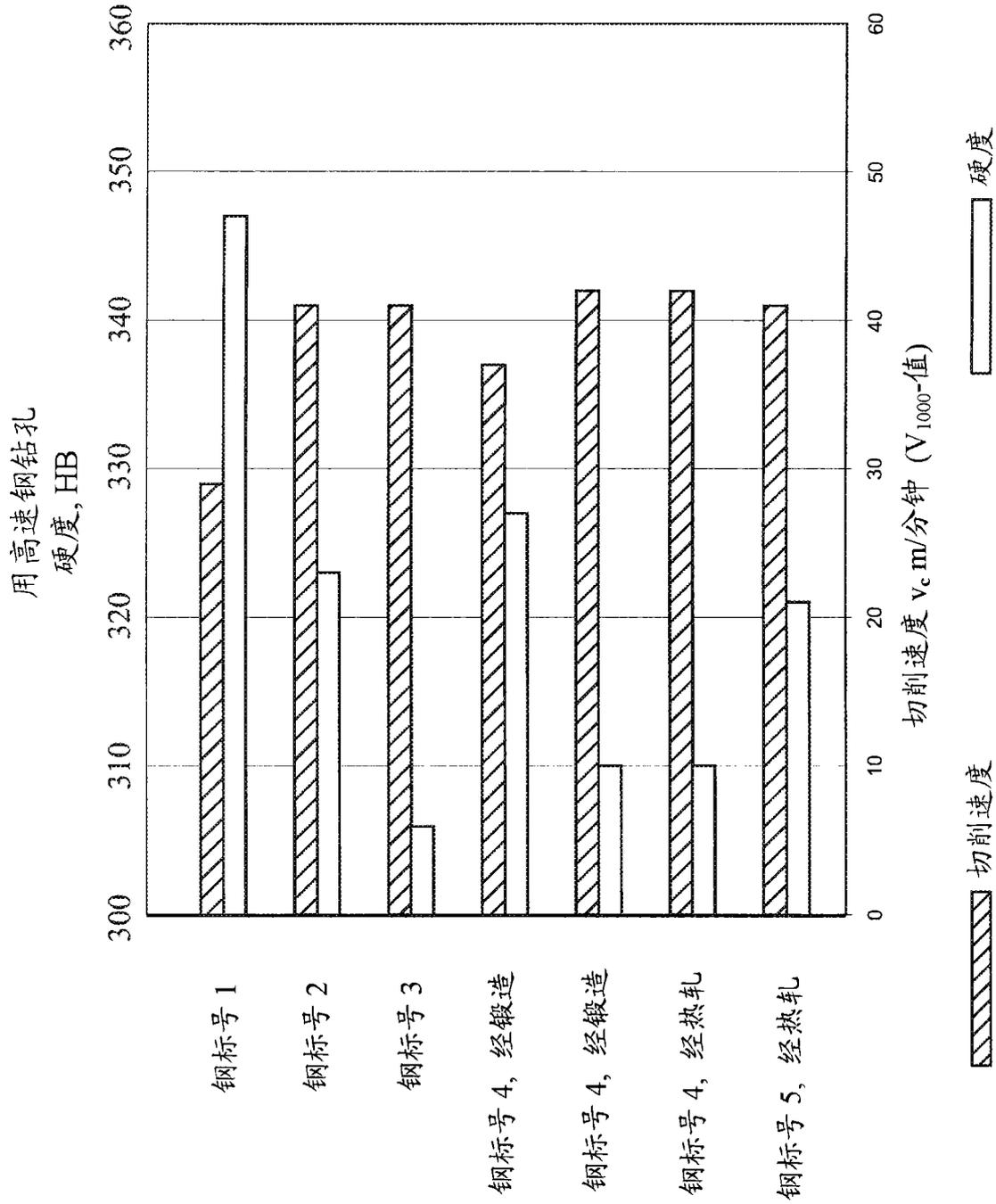


图 5C

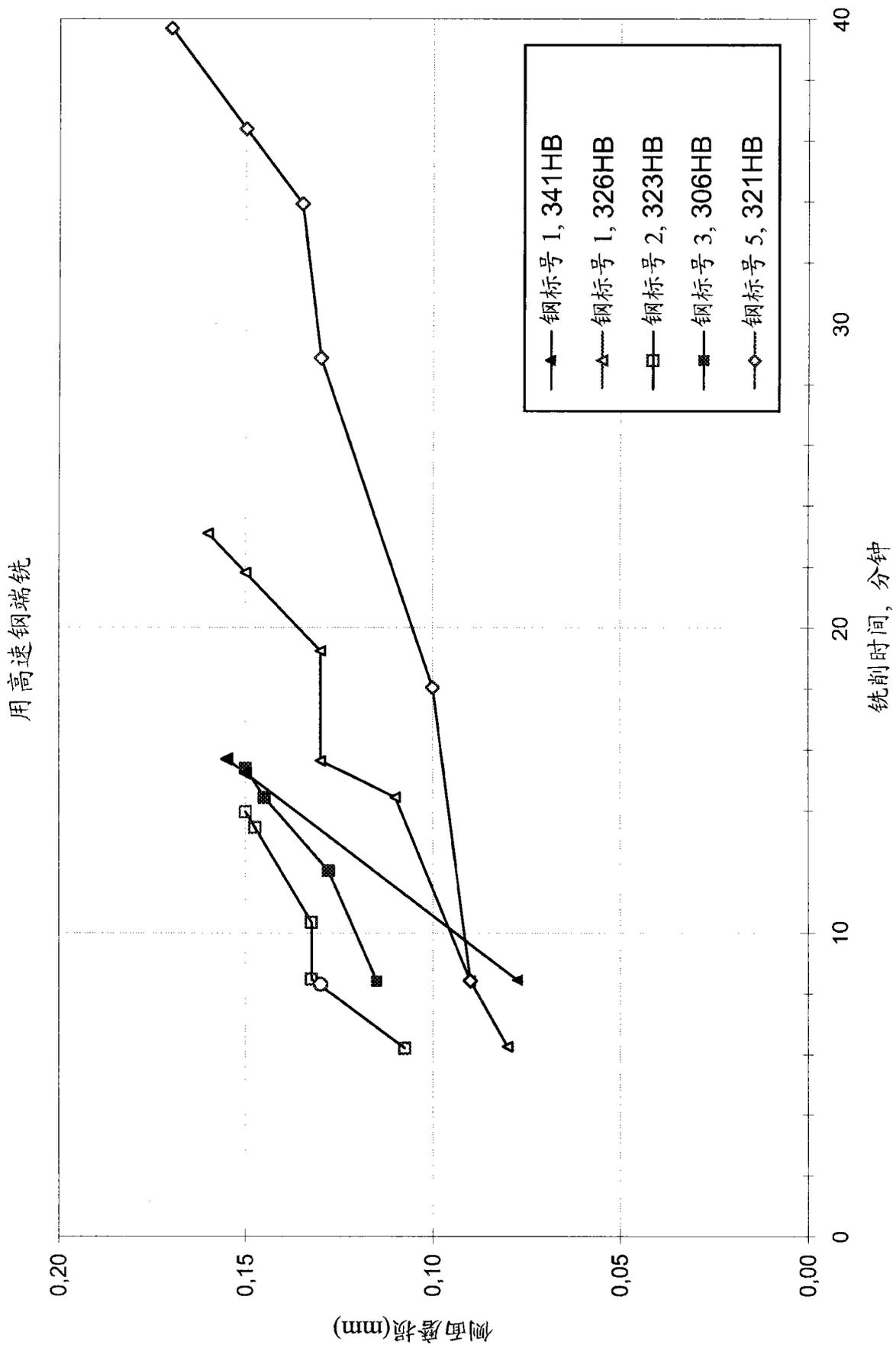


图 5D

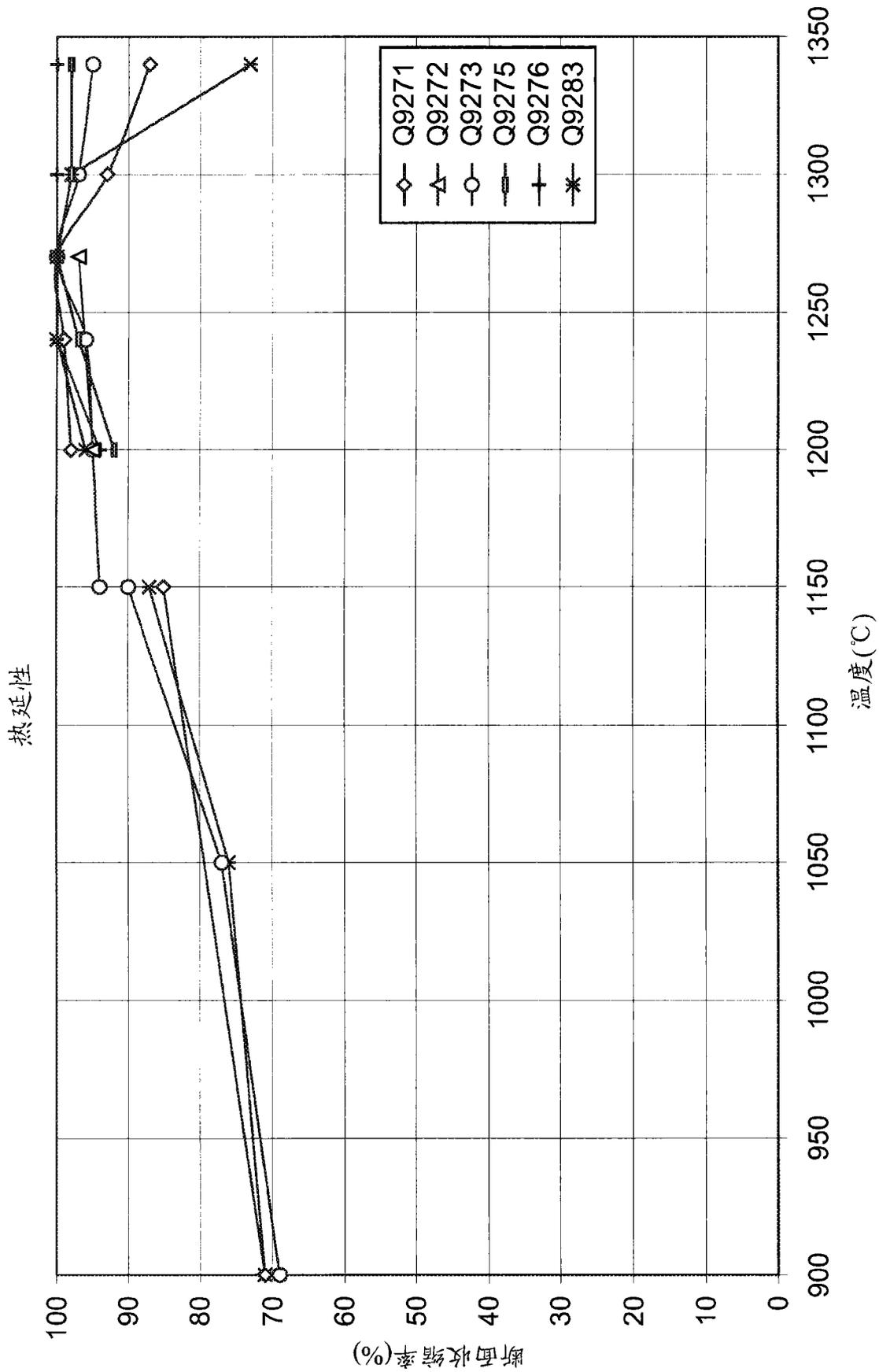


图 6A

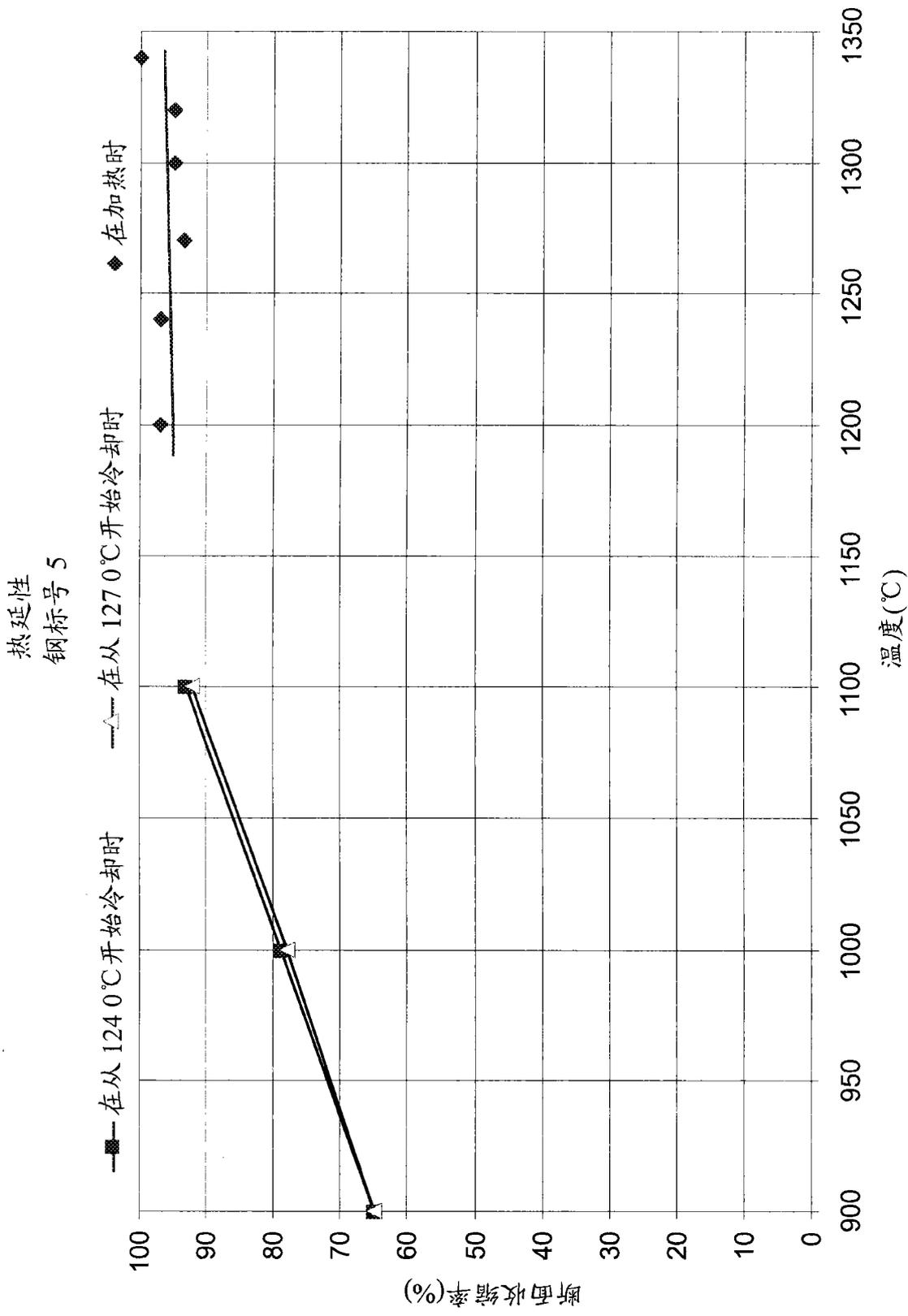


图 6B

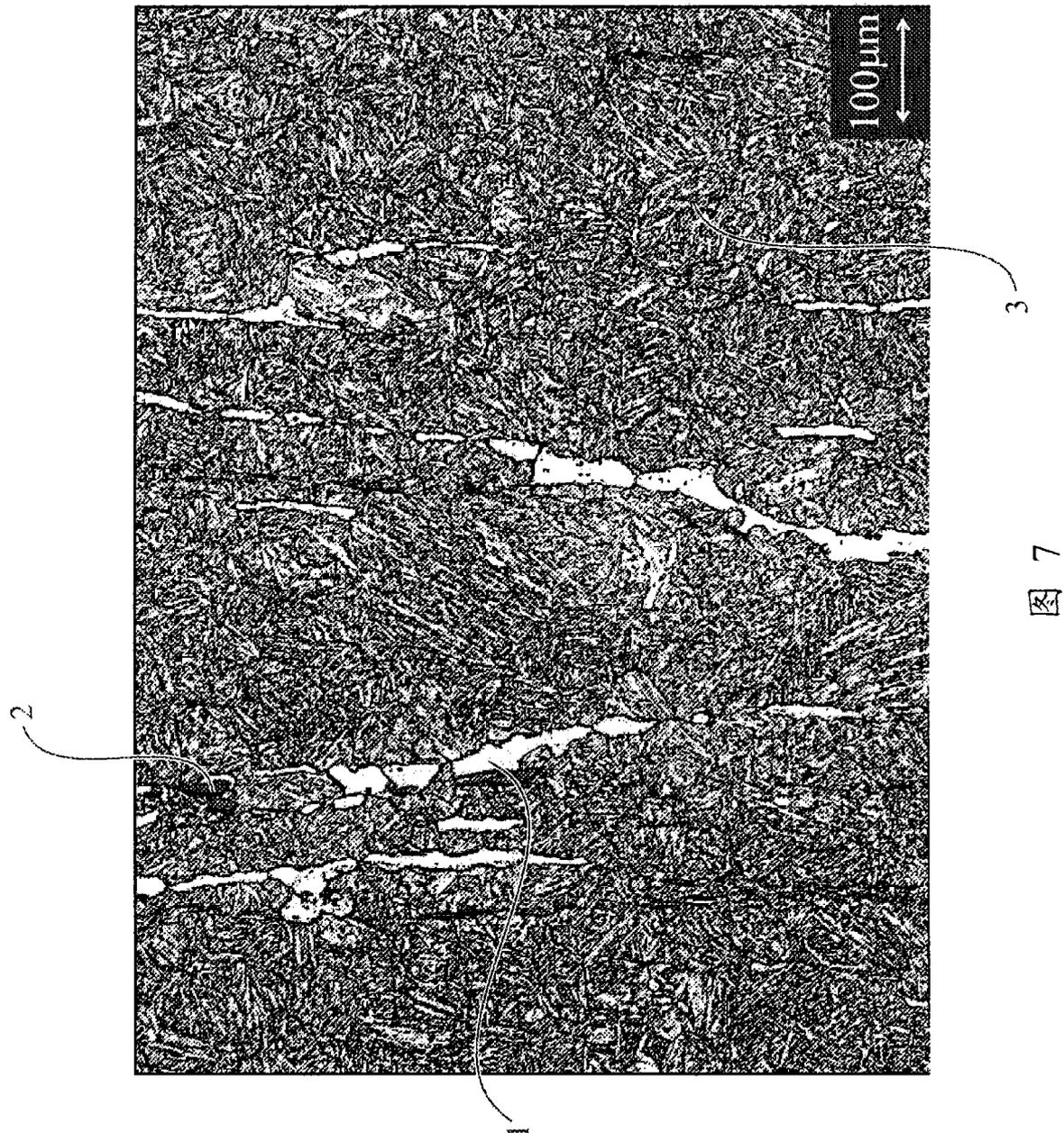


图 7

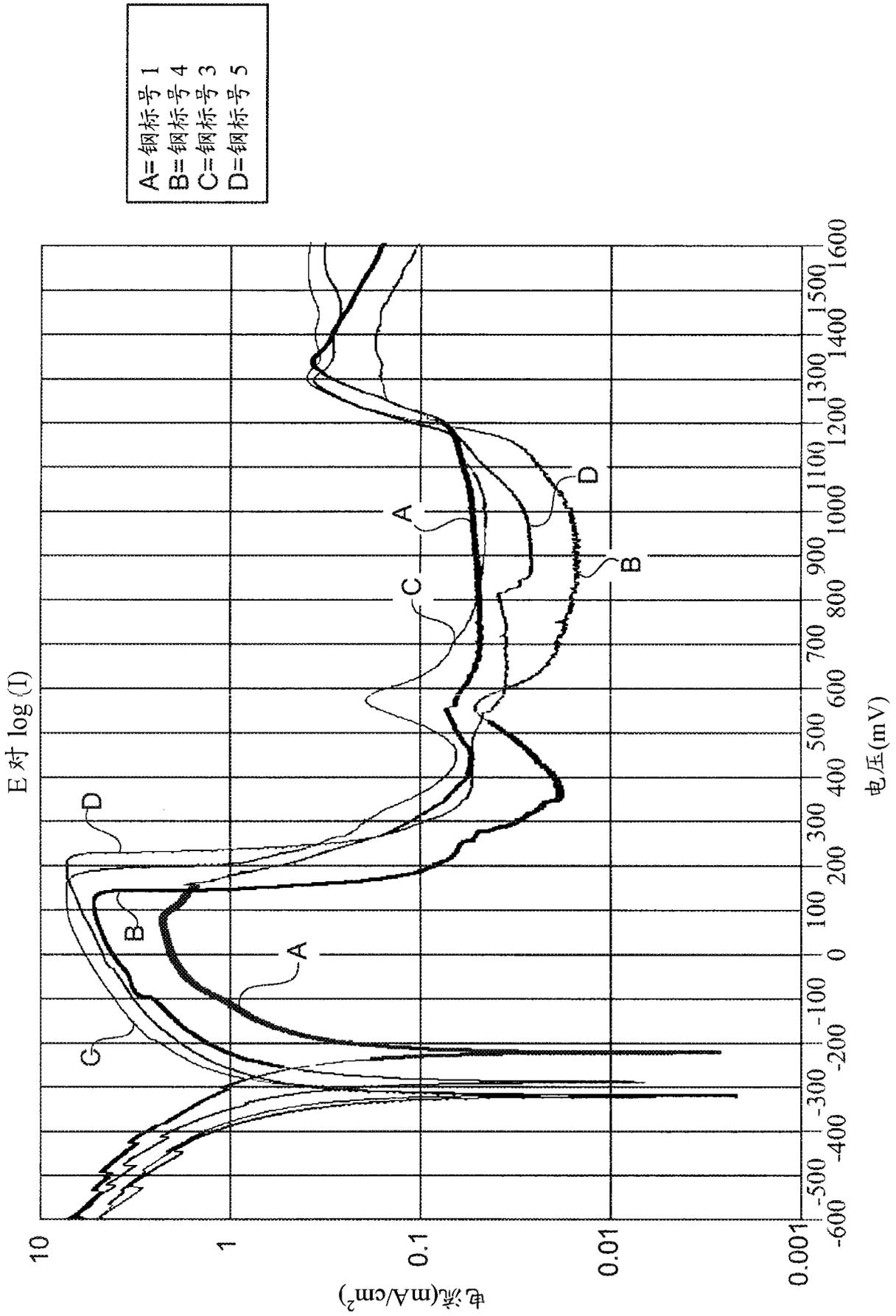


图 8