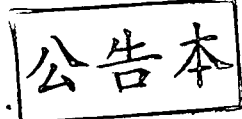


(此處由本局於收
文時黏貼條碼)

851843



發明專利說明書

(本申請書格式、順序及粗體字，請勿任意更動，※記號部分請勿填寫)

※申請案號：96102545

※申請日期：96年01月23日

※IPC分類：C>>C 38/18 (2006.01)
 C>>C 38/34 (2006.01) F10/L 15/8 (2006.01)
 C>D 8/00 (2006.01)
 C>D 1/8 (2006.01) Valve and valve

一、發明名稱：

(中) 製造內燃機閥的方法以及由此方法製得的閥

(英) Method for producing an internal combustion engine valve and valve obtained in this manner

二、申請人：(共 1 人)

1. 姓 名：(中) 奧伯特杜範

(英) AUBERT & DUVAL

代表人：(中) 1. 菲利浦 杜伯斯

(英) 1. DUBORS, PHILIPPE

地 址：(中) 法國巴黎緬因路三十三號緬因蒙帕拿斯大樓

(英) Tour Maine Montparnasse, 33, avenue du Maine, 75015 Paris, France

國籍：(中英) 法國

FRANCE

三、發明人：(共 1 人)

1. 姓 名：(中) 傑柯斯 蒙塔農

(英) MONTAGNON, JACQUES

國 籍：(中) 法國

(英) FRANCE

四、聲明事項：

◎本案申請前已向下列國家(地區)申請專利 ☐ 主張國際優先權：

【格式請依：受理國家(地區)；申請日；申請案號數 順序註記】

1. 法國

； 2006/01/26 ； 0600724 ☒ 有主張優先權

五、中文發明摘要

發明之名稱：製造內燃機閥的方法以及由此方法製得的閥

一種用於製造用於內燃機的單式閥(unitary valve)的方法，其特徵為：

- 生產並鑄造具有下列組成的鋼，依重量百分比計， $0.45\% \leq C \leq 0.55\%$ ； $12\% \leq Cr \leq 18\%$ ； $1\% \leq Si \leq 2.5\%$ ；痕量 $\leq Mn \leq 2\%$ ； $0.2\% \leq V \leq 0.5\%$ ；痕量 $\leq Mo \leq 0.5\%$ ； $0.05\% \leq N \leq 0.15\%$ ，且 $0.55\% \leq C+N \leq 0.70\%$ ；痕量 $\leq Ni \leq 1\%$ ；痕量 $\leq Cu \leq 0.25\%$ ，或若 $Cu > 0.25\%$ 的話 $Cu \leq 0.5Ni$ ；痕量 $\leq Co \leq 1\%$ ；痕量 $\leq W \leq 0.2\%$ ；痕量 $\leq Nb \leq 0.15\%$ ；痕量 $\leq Al \leq 0.025\%$ ；痕量 $\leq Ti \leq 0.010\%$ ；痕量 $\leq S \leq 0.030\%$ ；痕量 $\leq P \leq 0.040\%$ ；痕量 $\leq B \leq 0.0050\%$ ；其餘部分為鐵及由該生產操作引起的雜質，

- 使鋼在熱狀態下熱機械變形，舉例來說，藉由在 1000 與 1200°C 之間輥軋及/或鍛造；

- 視需要地在 650 與 900°C 之間進行軟化退火操作 2 至 8 小時，接著在空氣中或在烘箱中冷卻；

- 及進行最終的熱或熱機械加工操作，該操作將賦予該閥決定性的性質及/或其外形，其涉及藉由鍛造或押出而熱成形且在該閥的指定部分上進行局部化表面淬冷操作，例如 HF 淬冷操作、電漿淬冷或雷射衝擊(laser shock)，而終止該生產操作。

使用此方法獲得之內燃機的單式閥。

六、英文發明摘要

發明之名稱： Method for producing an internal combustion engine valve and valve obtained in this manner

Method for producing a unitary valve for an internal combustion engine, characterised in that:

- a steel is produced and cast having a composition, in percentages by weight, of $0.45\% \leq C \leq 0.55\%$; $12\% \leq Cr \leq 18\%$; $1\% \leq Si \leq 2.5\%$; trace levels $\leq Mn \leq 2\%$; $0.2\% \leq V \leq 0.5\%$; trace levels $\leq Mo \leq 0.5\%$; $0.05\% \leq N \leq 0.15\%$, with $0.55\% \leq C + N \leq 0.70\%$; trace levels $\leq Ni \leq 1\%$; trace levels $\leq Cu \leq 0.25\%$, or $Cu \leq 0.5 Ni$ if $Cu > 0.25\%$; trace levels $\leq Co \leq 1\%$; trace levels $\leq W \leq 0.2\%$; trace levels $\leq Nb \leq 0.15\%$; trace levels $\leq Al \leq 0.025\%$; trace levels $\leq Ti \leq 0.010\%$; trace levels $\leq S \leq 0.030\%$; trace levels $\leq P \leq 0.040\%$; trace levels $\leq B \leq 0.0050\%$;
- the balance being iron and impurities resulting from the production operation,
- it is thermomechanically transformed in the hot state, for example, by means of rolling and/or forging between 1000 and 1200°C;
- a softening annealing operation is optionally carried out between 650 and 900°C for from 2 to 8 hours followed by cooling in air or in the oven;
- and the final thermal or thermomechanical processing operation(s) is/are carried out which will confer on the valve the definitive properties and/or shape thereof, involving hot forming by means of forging or extrusion and ending the production operation with a localised surface quenching operation, such as an HF quenching operation, plasma quenching or laser shock, carried out on specific portions of the valve.

Unitary valve for an internal combustion engine, obtained using this method.

七、指定代表圖

(一)、本案指定代表圖為：第 (1) 圖

(二)、本代表圖之元件代表符號簡單說明：無

八、本案若有化學式時，請揭示最能顯示發明特徵的化學式：無

(1)

九、發明說明

【發明所屬之技術領域】

本發明係有關鐵的冶金術。更精確地說，其係有關內燃機閥的製造。

【先前技術】

本發明較佳的應用為柴油機的入口閥，稱之為「EGR」型(廢氣再循環)，其中這些閥係經放置而與燃燒氣接觸，該燃燒氣係再注入該入口以確保其完全燃及污染排放產物的減量。

當彼等被使用時，這些閥可局部達到 400 至 500℃ 的溫度且遭受高度機械應力及腐蝕環境。再者，在此類型發動機長期閒置的期間沈積在該閥上的凝聚物也極具侵略性。

在這些侵略性條件下，習慣上用於製造閥的碳鋼等級、低合金化鋼及鉻-與矽-合金化鋼都對腐蝕具有不足的耐性。

高度合金化的沃斯田鋼在這些條件下對腐蝕提供非常好的耐性，但是其材料成本明顯較高。

再者，這些沃斯田鋼(austenitic steel)無法藉由淬冷來硬化。該閥的接觸面及其閥桿末端必須具有高硬度及良好的耐磨耗性。大體上，沃斯田鋼閥因此由二或三種成分構成，其包括：

- 閥座接觸面，其係由具有高硬度的合金製成，耐腐

(2)

蝕且係藉由塗佈來沈積，

- 閥桿的最冷端，其係由麻田散體鋼 (martensitic steel) 製成，其能藉由淬冷而具有高硬度。

在所有情況中，這都將提高閥的成本。

再者，沃斯田鋼的高耐蠕變性在低於或等於 500℃ 的溫度下並不利。最後，沃斯田鋼的較低熱傳導性在實用上較不利。

因此沃斯田鋼的用途在某些方面構成「過度品質」且也具有工藝上的缺點。再者，實施此解決方法的高成本使其在工業層級下整體而言並不適當。

因此馬達業者的部分必須要有能製造用於具有操作時的高度機械性及高度耐腐蝕性，同時保持低製造成本之 EGR 柴油機的入口閥之方法，特別是因為可將此閥製造成單一堅實零件的形態。

【發明內容】

為達此目的，本發明係有關一種用於製造用於內燃機的單式閥的方法，其特徵為：

- 生產並鑄造具有下列組成的鋼，依重量百分比計：

• $0.45\% \leq C \leq 0.55\%$

• $12\% \leq Cr \leq 18\%$

• $1\% \leq Si \leq 2.5\%$

• 痕量 $\leq Mn \leq 2\%$

• $0.2\% \leq V \leq 0.5\%$

(3)

- 痕量 $\leq \text{Mo} \leq 0.5\%$
- $0.05\% \leq \text{N} \leq 0.15\%$ ，且 $0.55\% \leq \text{C} + \text{N} \leq 0.70\%$
- 痕量 $\leq \text{Ni} \leq 1\%$
- 痕量 $\leq \text{Cu} \leq 0.25\%$ ，或若 $\text{Cu} > 0.25\%$ 的話 $\text{Cu} \leq 0.5\text{Ni}$

- 痕量 $\leq \text{Co} \leq 1\%$
- 痕量 $\leq \text{W} \leq 0.2\%$
- 痕量 $\leq \text{Nb} \leq 0.15\%$
- 痕量 $\leq \text{Al} \leq 0.025\%$
- 痕量 $\leq \text{Ti} \leq 0.010\%$
- 痕量 $\leq \text{S} \leq 0.030\%$
- 痕量 $\leq \text{P} \leq 0.040\%$
- 痕量 $\leq \text{B} \leq 0.0050\%$

其餘部分係鐵及由該生產操作引起的雜質；

- 使鋼在熱狀態下熱機械變形，舉例來說，藉由在 1000 與 1200°C 之間輥軋及/或鍛造；

- 視需要地在 650 與 900°C 之間進行軟化退火操作 2 至 8 小時，接著在空氣中或在烘箱中冷卻；

- 及進行最終的熱或熱機械加工操作，該操作將賦予該閥決定性的性質及/或其外形，其涉及藉由鍛造或押出而熱成形且在該閥的指定部分上進行局部化表面淬冷操作，例如 HF 淬冷操作、電漿淬冷或雷射衝擊，而終止該生產操作。

較佳為 $14\% \leq \text{Cr} \leq 16\%$ 。

(4)

較佳爲 $1\% \leq \text{Si} \leq 2\%$ 。

較佳爲 $0.05\% \leq \text{N} \leq 0.12\%$ 。

較佳爲痕量 $\leq \text{Mn} \leq 1\%$ 。

較佳爲 $\text{Si}\%/\text{Mn}\% \geq 1$ 。

較佳爲 $0.2\% \leq \text{Mo} \leq 0.5\%$ 。

較佳爲痕量 $\leq \text{Ni} \leq 0.5\%$ 。

較佳爲痕量 $\leq \text{Al} \leq 0.015\%$ 。

較佳爲痕量 $\leq \text{S} \leq 0.003\%$ 。

較佳爲痕量 $\leq \text{P} \leq 0.010\%$ 。

較佳爲痕量 $\leq \text{B} \leq 0.0020\%$ 。

該最終的熱或熱機械加工操作可涉及一淬冷操作，接著一回火操作。

該熱或熱機械加工操作可涉及一退火操作，接著一機械加工操作。

受局部化表面淬冷影響的閥部分可爲閥桿末端及/或閥座接觸面。

本發明係有關一種用於內燃機之單式閥，其特徵爲使用上述方法來製造。

要了解本發明首先以不鏽鋼組成的精確平衡爲基礎。其令所製造的零件具有遵循適當熱機械加工操作的麻田散體結構和有利機械性質，及接近沃斯田不鏽鋼的耐腐蝕性。然後以賦予該閥顯著性質的熱及機械加工操作爲基礎，特別是局部化表面淬冷操作，舉例來說(但是不排他地)，遭受大部分應力部分的 HF 淬冷操作，而終止該生產操作

(5)

【實施方式】

所用的鋼必須滿足預期應用特有的不同標準，也就是說，用於內燃機的單式閥的製造。

閥桿及閥頭中的金屬體積就零件的加工順序(機械加工、研磨、拋光...)及延展性的充分程度的觀點來看必須具有不太高的硬度及耐磨性等級。

另一方面，該閥的閥座接觸面及閥桿末端必須提供非常高的硬度及耐磨耗性：最，該鋼必須能忍受特定的表面處理，也就是說，局部化表面淬冷操作。此類型的局部化表面淬冷操作習慣上最常藉由稱之為「高頻淬冷」或 HF 淬冷的方法來進行：此操作涉及使用感應系統僅顯著加熱有關係的區域短暫的時間。麻田散體鋼閥的表面，其已經藉由熱「快速處理」重新沃斯田鐵化，由於事實上已被加熱的薄表面區係藉由維持冷卻的下方基材的傳導而迅速冷卻，所以接著進行不連貫的麻田散體淬冷操作。在這些條件下，已經使用 HF 淬冷處理過且其結構為麻田散體的表面將輕易達到 55 至 60 HRC 的硬度水準，那即為預期應用所需者。耐磨損性限制預期的硬度平均水準一般大部分為 58 HRC。

其可達到與其他涉及，在如 HF 淬冷的相同方式中，該零件的局部化表面淬冷操作，例如電漿淬冷或雷射衝擊(亦稱之為雷射錘擊)。

(6)

除了與閥的用途相關的這些不同標準，用於本發明的鋼也必須符合與閥製造有關的不同限制。該等閥的製造大體上在兩個主要相中進行，該等相各自將嚴重的限制強加於該金屬的性質及作用。

冶金學家先製造，鑄造且熱成形指定組成的鋼，然後以該鋼供應至棒形的閥製造商。

此製造商接著將棒剪切成小塊，亦稱之為「定長切割」的操作，然後進行閥的形成，通常藉由鍛造或押出。

第一個必備條件為用於本發明的鋼具有中等材料成本。

就冶金學家而言，低材料成本首先暗示沒有顯著添加昂貴的元素，例如鎳、鉬、鎢...，然後使用市面上易於購得且不需嚴格選擇的不貴原料。最後一點其本身暗示預期的鋼可容許普通再循環碎片中之不可避免的剩餘元素及不同的含量(鎳、銅、鈦、鉬...)。

在鋼的製造期間，冶金學家也必須能使用高產量設備(傳統電熱烘箱、連續鑄造...)及簡單可靠的製造方法。首先，製造者一旦使用「鑄塊方式」，鋼必須充分地「未淬冷」以免鑄塊「龜裂」的現象(冷卻期間的表面龜裂發生)，其經常為廢料的來源。

就擔任將材料變形成半成品(經由輥軋或鍛造，舉例來說)的人員而言，鋼理想上必須具有良好的高溫適應性性質且不易在熱狀態下形成龜裂。在此例中，當變形順序包含許多涉及輥軋或鍛造的中間步驟時鋼的低淬冷性再度

(7)

成爲一個優點。低淬冷性限制中間半成品龜裂的風險，在返回室溫的期間使用涉及自行退火的機構來促進鋼軟化。

就閥製造者而言接著鋼必須遵守的限制有許多且一般不可避免地要有大舉整合並自動化生產線。

製造者先剪切棒子，然後，藉由鍛造或藉由押出，進行使閥熱成形的實際操作。

第一個剪切操作假設金屬並不脆，其具有低硬度且其相對於剪切機具具有低磨損性。特別是，要剪切的鋼中之碳化物粗粒爲剪斷器切削刀刀衰壞的成因，因此要加以避免。

在金屬小塊熱變形成閥的第二個主要操作中，金屬必須遵守下列標準。

因爲該變形操作一般都在最高可行溫度(1150 至 1200 °C)下進行，所以金屬必須在這些溫度下具有良好的韌性。

再者，因爲在此操作期間閥桿大體上只會小幅變形，所以其結構大半取決於最初棒的結構且特別是其在閥成形之前的再加熱循環期間的發展。因此就高溫(1150 至 1200 °C)下的加熱操作的角度鋼的結構必須具有高度安定性。

等成形操作之後，製造者進行熱處理及閥的潤飾。因此鋼必須忍受爲了遵守使用者規範而進行的熱處理操作。

先前技藝已知的麻田散體不鏽鋼可分成兩類，第一類包含具有低碳含量($C \leq 0.1\%$)的鋼且第二類包含具有高碳含量(至多將近 1%)的鋼。

(8)

具有低碳含量的麻田散體不鏽鋼通常可含有至多 17% 鉻且具有良好的耐腐蝕性，其能與本發明預期的較佳應用相容。然而，這些鋼對於硬化非常敏感，易於龜裂且難以忍受預期能降低硬度的退火操作。再者，因為彼等僅含有小量碳，其最大 HF 淬冷硬度無法達到所需的水準，就碳化物的範圍的角度其低含量限制了其耐磨損性。

具有高碳含量的麻田散體不鏽鋼具有良好的耐磨損性，其隨著碳化物的量增加而提高，且在粗糙的 HF 淬冷狀態下硬度將隨碳含量而以規則的方式提高。大體上，碳合金鋼的硬度將隨碳含量而提高。為了授與該粗製的淬冷鋼最小 58 HRC 的硬度需要 0.45% 的最小碳量。

在先前技藝中，有許多符合上述數個規範的標準之含有至多 17% 鉻及多於 0.45% 碳的鋼。然而，彼等之中無一符合所有這些規範。舉例來說，含有多於 0.5% 碳者的耐腐蝕性因為鉻大量被碳化鉻 $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$ 或 $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}\text{C}_6$ 「固定」而降得非常多，鉻係耐腐蝕性所需的元素。該碳化物以此方式消耗的鉻係自相鄰基質被「取走」，因此該基質的耐腐蝕性大幅降低。再者，當碳含量提高時這些鋼在加工狀態或軟化狀態下將變得更脆。

另一方面，大多數這些滲碳的鋼都含有形成碳化物的不同元素比例，例如鉬、鎢、鈮。彼等將造成預期應用中過多無用的材料。

最後，除了特定例子外，先前技藝的麻田散體不鏽鋼的淬冷性並不適於此製造順序及閥的生產線。大體上，就

(9)

鉻的角度花費很多且含有將近 0.5%或更多碳的鋼將提供高度不必要，或甚至不想要的淬冷性，因為這涉及增加退火循環至製造順序。鋼 X85CrMoV 18-2，其係用於遭受高度應力的入口閥，且其需要高度耐熱性，含有大量(2 至 3%)屬於昂貴元素的鉬。其特徵為高度的淬冷性，其係高度應力的成因，該等應力係熱機械來源或其源於麻田散體變形，且在中間產物製造的期間被鋼製作人員或變形人員(鍛冶工或輥軋工)浪費掉。

本發明特別係以依下列比例(百分比為重量百分比)添加至釩及具有非常低成本的兩種元素，矽和氮，之簡單鐵-鉻-碳系統為基礎：

C：0.45 至 0.55%

Cr：12 至 18%，較佳為 14 至 16%

Si：1 至 2.5%，較佳為 1 至 2%

Mn：痕量到至多 2%，較佳為痕量到至多 1%，較佳為

$\text{Si\%/Mn\%} \geq 1$

V：0.2%至 0.5%

Mo：痕量到至多 0.5%，較佳為 0.2%至 0.5%

N：0.05%至 0.15%，且 C+N 介於 0.55%與 0.70%之間

Ni：痕量到至多 1%，較佳為痕量至 0.5%

Cu：痕量到至多 0.25%，或若 $\text{Cu} > 0.25\%$ 的話 $\text{Cu} \leq 0.5\text{Ni}$

Co：痕量到至多 1%

W：痕量到至多 0.2%

(10)

Nb：痕量到至多 0.15%

痕量 $\leq \text{Al} \leq 0.025\%$ ，較佳為 $\leq 0.015\%$

痕量 $\leq \text{Ti} \leq 0.010\%$

痕量 $\leq \text{S} \leq 0.030\%$ ，較佳為 $\leq 0.003\%$

痕量 $\leq \text{P} \leq 0.040\%$ ，較佳為 $\leq 0.010\%$

痕量 $\leq \text{B} \leq 0.0050\%$ ，較佳為 $\leq 0.0020\%$

鐵及由該生產操作引起雜質：補足至 100%。

矽的添加在達到且調整鋼所需的所有性質和作用方面扮演重要的角色。特別是，矽將控制結構的淬冷性。

大體上，麻田散體不鏽鋼被分類為「自淬冷」鋼的種類，也就是說在從存在於其沃斯田鐵化範圍的溫度開始的冷卻操作期間非常容易達到其結構的麻田散體變形。就中等含量的碳而言，已經在高溫形成的這些鋼的沃斯田鐵可冷卻至低溫，舉例來說， 250°C ，而不會使其成為任何結構變形的成因：其係處於介穩定態。若冷卻操作持續的話，該介穩定態沃斯田變形將自各自鋼的特徵溫度 M_s 開始非常突然地變形成麻田散體形式。

在稱之為「自淬冷」的鋼中，沃斯田結構的介穩定性非常明顯，即使非常冷的冷卻速率亦同。以此方式，該 Fe-Cr-C 系統的麻田散體不鏽鋼，其具有低或中等碳含量，可獲得具有大斷面產物的徹底砂心麻田散體變形，即使是在緩慢冷卻速率的情況中，舉例來說，在靜止的空氣中亦同。這利用 Fe-C 系統的碳鋼並不可能，因為碳化物 Fe_3C 的沈澱非常迅速且因此在從沃斯田體範圍開始進行冷

(11)

卻操作的期間將輕易招致此結果。據稱接著將發生沃斯田鐵的波來鐵分解。

若這並未接著在麻田散體不鏽鋼中發生，是因為碳化物 Fe_3C 並非熱力學平衡的碳化物。 Fe-Cr-C 系統的麻田散體不鏽鋼的平衡碳化物為碳化物 $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}\text{C}_6$ 且其沈澱動力學顯著低於碳化物 Fe_3C 的。

藉由熱處理鋼尋找高度機械性質時，在成品階段若具有高淬冷能力係有利的，但一般此將成為產品整個製造順序期間許多問題的來源。可列舉的是棒及半成品龜裂、脆性和過高硬度有關的問題、必須將退火循環加至循環行列以降低金屬硬度、...等。

就製造順序的廢棄產物、安全及責任的角度而言，全都是昂貴的，因此在製造階段時鋼的低淬冷性較佳。

用於本發明的鋼組成物，其通常為 Fe-Cr-C 系統的麻田散體不鏽鋼，提供適用於具有小尺寸的成品，例如內燃機閥，之較中等的淬冷性。大於 1% 矽含量的添加授與不鏽鋼這個性質。發明人發現當其含量大於 1% 時矽將使廣泛沃斯田鐵化溫度範圍的碳化物 $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$ 穩定沈積，如第 1 圖例示的，其就矽含量例示根據本發明鋼組成相圖的擬二元斷面。其他的主要元素為 $\text{C}=0.55\%$ ； $\text{Mn}=0.5\%$ ； $\text{Cr}=15.5\%$ ； $\text{Mo}=0.3\%$ ； $\text{V}=0.3\%$ ； $\text{N}=0.1\%$ 。此圖表為使用冶金學常用的 THERMOCALC 軟體及 TCFE 資料庫來進行模型製作。

在此圖表中：

(12)

- 標示「1」的範圍表示稱之為 Ae_3 的溫度，其相當於沃斯田鐵 γ 範圍與沃斯田鐵 γ 和肥粒鐵 α 共存範圍之間的平衡；

- 標示「4」的範圍表示冷卻期間出現氮化鈮 VN 的溫度；

- 標示「5」的範圍表示沃斯田鐵中的碳化物 $(Fe, Cr)_7C_3$ 的出現；

- 標示「6」的範圍表示稱之為 Ae_1 的溫度，其相當於沃斯田鐵 γ 和肥粒鐵 α 共存範圍與肥粒鐵 α 範圍之間的平衡；

- 標示「7」的範圍表示利用下限「5」下方的碳化物 Fe_3C 取代的碳化物 $(Fe, Cr)_{26}C_6$ 熔線，其變成穩定的碳化物；

- 標示「8」的範圍，在範圍「1」與「6」之間，係氮化物 Cr_2N 的熔線。

在實驗情況中，製造兩種下列組成接著鍛造，一種為具有低含量矽的參考物(A)(未依照本發明)，另一種代表用於本發明的鋼(B)，其具有高含量的矽且不管怎樣就其他元素的角度非常接近上述者。這兩種組成位在第1圖的圖表中且在表1中描敘。

(13)

表 1

元素 (重量%)	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	N	W	Nb	Cu	Co	Al	Ti	S	P
A (參考物)	0.55	0.43	0.45	0.09	15.5	0.3	0.31	0.12	<0.02	<0.01	0.022	0.018	≤ 0.025	≤ 0.010	0.0016	0.0079
B	0.55	1.45	0.52	0.09	15.7	0.3	0.39	0.12	<0.02	<0.01	0.022	0.018	≤ 0.025	≤ 0.010	0.0018	0.0082

表 1：測試樣品的組成

要注意特別是兩種鑄件都具有 0.67% 的 C+N 含量，接近本發明的最大極限 (0.70%)。

使用鐵鎚在 1180℃ 下鍛造接著延長加熱至 1180℃。應用於鍛造棒的軟化循環如下：

- 在 775℃ 下等溫滯留 8 小時；
- 接著在烘箱中緩慢冷卻 (小於 40℃ / 小時) 至 550℃。

在鍛造及軟化退火類型的初始熱處理操作應用之後，使用膨脹計測試此二組成以便從 1050℃ 的溫度，位在其沃斯田鐵化範圍內，開始就連續冷卻的角度定義彼等的冶金變形圖表。

組成 A 的麻田散體或變韌體 (bainitic) 變形的程度就所有加諸的冷卻速率而言一直都保持得非常高，其表示具有 25 與 200 毫米之間的直徑之棒子在空氣中發生砂心冷卻。此材料因此將於其形成的不同階段形成龜裂。

另一方面，根據本發明之富含矽的組成 B 在依照沃斯田鐵分解成肥粒鐵、碳化物及氮化物的高溫 (700 與 800℃ 之間) 時將迅速變形。在膨脹計中，富含矽的鋼之沃斯田

(14)

鐵分解非常類似於傳統碳鋼的波來鐵變形。就此可用於本發明的組成 B 而言，對應具有大於或等於 50 毫米直徑之棒子在空氣中的砂心冷卻之所有冷卻速率可忽略殘餘量的麻田散體變形，且維持砂心直徑至多 25 毫米的限制。

因此在閥整個製造循環期間龜裂出現在該產物上的風險非常低。

再者，本發明的組成 B 完整的麻田散體變形利用高冷卻速率的應用仍然有可能。在 1050°C 下溶解及具有 20 毫米直徑的樣品油淬冷之後，該鋼 B 的結構為麻田散體且具有 58 HRC 的硬度。而且此結構顯然比鋼 A 的結構精細且均勻。在第 1 圖中可見到，淬冷時，鋼 B 中出現碳化物 $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$ 而鋼 A 中出現碳化物 $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}\text{C}_6$ 。

用於本發明的鋼組成所需的性質由於合金元素的精確平衡而獲得。

碳係授與淬冷操作期間形成的麻田散體，或視需要地變韌體，硬度時必要的元素。其最小含量必須為 0.45% 以達到熱處理之後 58 HRC 的硬度，但也為了達到不含 δ 肥粒鐵的冶金結構。

其最大含量限於 0.55%。高於此，碳將形成太大量的碳化鉻，其將會脆化且不利於應用，即使在源於該棒子固化的碳化物固體的情況中也有危害，同時基質中的「自由」鉻比例將變得太低而無法具有氧化所需的含量。

矽為本發明的主要添加元素。為了獲得想要的低淬冷性，其含量必須大於 1%，較佳為大於 1.4%。為了保持沒

(15)

有穩定肥粒鐵的結構其最大值限於 2.5%。矽提供了第二種作用，該作用由於能經由硫來強化鋼的耐氧化及腐蝕性而非常有利於鋼的運用：硫將補足鉻的作用。其亦構成脫氧的有效及不貴元素。然而，矽將降低鋼開始熔化時(固相線)的溫度，導致可鍛性範圍縮小。

較佳地，在高溫下，也就是說，至多 1200℃，尋找最佳韌性時就矽的角度最大含量限於 2%。

鉻係用於本發明的鋼之必要元素且使鋼能相應於入口閥的環境受到保護。在廢氣再注入柴油機的情況中，這些環境包含，在操作期間，正在氧化且可能依照燃料中的硫含量而硫化的熱氣。這些氣體的凝聚物亦為腐蝕性的。形成於鋼表面之氧化鉻僅在 12%鋼基質最小平均含量下才具有真正持續及保護的作用。然而，考量存在於鋼中的碳將固定一部分鉻，且此比例因此不再能形成氧化物膜，就組成中的鉻的角度該最小含量較佳為 14%。

鋼的冶金平衡，特別是，預期得到在熱狀態的熱處理及變形溫度時具有純沃斯田鐵，不含肥粒鐵，的基質之結構需要最大含量的鉻。不添加鎳，保持沃斯田鐵結構但是也屬昂貴的元素，且如本發明所要求的存在 0.55 至 0.70% 碳與氮含量，鉻的最大允許含量為 18%。因為本發明中進行顯著的矽添加且此元素具有類似於鉻的效應，也就是說，其允許肥粒鐵相出現，就鉻的角色最大含量較佳為限於 16%。高於此，當矽含量係高的且 C+N 的含量係低的時候將會有出現 δ 肥粒鐵的風險。

(16)

氮的添加進行至多 0.15% 的最大量，較佳為至多 0.12%，以便固化時不致超過此元素的最大溶解量。這將導致金屬中有氣泡形成，那將造成固化金屬上的細孔(洞穴)出現。

氮，其並不貴，爲了兩個理由而當作碳的補償添加物。

一方面，其能使將近 1000 與 1200°C 之間的沃斯田鐵結構安定化且因此可局部代替碳而不會有過多碳化物沈澱的缺陷。依此方式，由於氮的添加，可預防富含鉻且碳含量有限制的鋼中之 δ 肥粒鐵的形成。

另一方面，氮有利於腐蝕性凝聚物存在下鋼的耐腐蝕性。

就這兩個理由，氮的最小含量爲 0.05%，且必須使得 $C+N \geq 0.55\%$ 以達到該組成的良好平衡(沒有 δ 肥粒鐵)。必須使 $C+N \leq 0.7\%$ 以致上述定義的碳與氮的最大含量不會過多。

進行鈮的添加以形成，與氮和碳，在熱處理溫度下穩定的氮化和碳化鈮的沈澱物。這使得此結構晶粒受限於藉由軋軋或鍛造而變形的金屬會再結晶化的這些溫度下膨脹。

鈮的氮化物和碳化物係有利於鋼的耐磨損性且已知能提高麻田散體鋼的耐蠕變性。

再者，氮化鈮 VN 的形成使氮化鉻 Cr_2N 的形成受到限制，使基質的鉻耗竭。

(17)

介於 0.2 與 0.5%之間的釩含量可獲得這些效應。

就此效應而言也可添加小量的鉬，由先前技藝已知，其有助於限制經高硬度處理過的鋼脆性。從 0.2%開始見到明顯的效應。允許 0.5%的最大含量以免不必要地提高鋼的材料成本。

製造鋼時，就鉬和釩的角度這些中等量添加最終將提供能使用源自含有這些元素的鋼的再循環之原料的顯著經濟優點。

這些材料也可含有其他就本發明所用的鋼的性質而言不可或缺且因此僅存在痕量的剩餘元素。在源自要再循環的鋼之填料中最經常見到的剩餘金屬元素實質上為錳、鎳、銅、鎢、鈮及更稀少的鈷。

錳存在於大部分市面上可購得的鐵原料中。其係可在製造爐，例如電弧爐，中輕易氧化的元素，但是在製造操作時可發現其有計畫且強迫除去係高成本的且在本發明中係不利的。再循環填料一般可含有至多 2%，那在本發明情況中係可容忍的，且在任何情況中製造操作時都會被氧化而喪失掉一大部分：由於明智選擇了適用於實現在鋼作業爐中進行鋼製造之原料混合物，因此直接限制了用於本發明的鋼中之錳的最終含量至小於 1%。

有關用於本發明的鋼所追尋的性質，可發現錳在大於 2%的含量時係有害的，因為一般都知道要降低耐氧化及硫化性以使沃斯田鐵安定化且提高鋼的麻田散體淬冷性。其最大剩餘含量因此必須限於 2%且，較佳地，介於痕量與

(18)

1%之間，那對鋼製作者而言簡單又不貴。

而且在較佳的方式中，用於本發明的鋼包含使 Si%/Mn% 比例大於或等於 1 的錳和矽含量，因為此條件將促進在自然氛圍存在下之鑄造耐火材料中的液態金屬的可鑄性。

鎳漸增地存在鐵再循環原料中：因此通常發現在 0.2 至 0.4% 的比例。相對於錳，原料的鎳在製造操作時，舉例來說，在傳統電弧爐中，僅小程度被氧化。因此發現幾乎完整地存在最終的金屬中。

有關用於本發明的鋼，其係顯著提高淬冷性且因為這個理由不希望含量高於 1% 的元素。較佳佳，其最大含量為痕量與 0.5% 之間。

銅，類似鎳，也以將近 0.1 至 0.2%，其至是至多 0.4% 的含量存在於普通鐵再循環原料中，且在製造操作期間未被除去。已知銅會使鐵-鎳鋼的可鍛性變差，因為當晶粒邊界來到熱機械變形順序中非常高溫的時候銅將促成鋼的晶粒邊界中形成液膜。而且已知鎳經由使不利於液相的沃斯田鐵相安定化而與晶粒間「液化」機構競爭方面非常有效。若鎳存在明顯的量，用於本發明的鋼因此可忍受較大量的銅。

因為這些理由，本發明的鋼之銅的最大含量為：

- 限制在 0.25% 的最大值；
- 或者，若銅 > 0.25%，限制在鎳含量的 0.5 倍。

鎢，其係昂貴的元素，存在於某些再循環原料中。在

(19)

低含量時，鎢提供類似於鉬所提供的性質之鋼。在先前技藝中，鎢因此經常被視為經由鉬(等效物) $=0.5$ 倍鎢含量，以重量百分比計，所定義的「鉬等效物」。因為這些理由，用於本發明的鋼可含有 0 至 0.2% 的鎢。

鈷可罕見地發現於某些指定的原料中。以鎳的相同方式，其在傳統電弧爐的製造操作時具有低氧化程度。然而，相對於鎳，鈷對於本發明的鋼的性質和作用並無有害的效應。用於本發明的鋼之組成因此可包含剩餘元素形式之至多 1% 的鈷。

已知鈮會形成，於非常低的含量，穩定的碳化物及氮化物，彼等有助於，在鋼中，限制在沃斯田鐵化或熱機械變形溫度時的沃斯田鐵晶粒膨脹。鈮因此可有效地補充用於本發明的鋼中控制晶粒尺寸的鈮的角色。然而，鈮被視為能促進鋼棒固化時脆化網狀結構中的共銻性碳化物和氮化物的沈澱。因為這些理由，用於本發明的鋼之鈮含量限制於 0.15%。

硼的添加係可行的。此元素被認為可提供，在某些情況中，晶粒邊界的高度凝聚力。若添加硼係合意的，其絕非本發明的情況中必要要的，其含量必須介於痕量與 0.0050% 之間，較佳為痕量與 0.0020% 之間。

鋁和鈦由於彼等會形成，與氮，脆化的氮化物且因此不宜的事實而要避免。

鋁的含量必須 $\leq 0.025\%$ ，較佳為 $\leq 0.015\%$ 。鈦的含量必須為 0.010%。

(20)

有關硫，有關此類型鋼的標準允許至多 0.030%。然而，爲了防止習慣上連結此元素存在的晶粒間脆化及熔析的問題最大含量較佳爲 0.003%。

有關磷，允許至多 0.040%，在標準物中，但與硫相同的理由最大含量較佳爲 0.010%。

有關氧，本發明並沒有特定的要求。除非預期特別好的包含性質，否則由矽含量(其一般主要爲脫氧元素)及獲得其他元素的預期含量所需之製造條件自然產生的氧含量就夠了。通常可獲得 0.0050%等級的氧含量但是大體上並非必要的，因爲在本發明的情況中當作優先事件充分運用的機械性質僅有小程度依賴於此包含性質。

用於本發明的鋼可根據適用於傳統材料的方法，考慮其個別的特性而製造。因此不可在真空中製造彼等，因爲必須進行氣態氮的添加。

最終，可使用電爐、AOD 反應器或任何其他適用於含有大量氮的鋼製造之手段，包括使用電熔渣再熔融製程的二次精煉法。若想要明顯的包含性質的話，此再熔融可，舉例來說，利用消耗性電極在熔渣中進行。

使用鑄錠法或連續鑄造法來進行金屬的鑄造。

用於固化結構的均質化之熱處理操作可，必要的話，在 1150 與 1225°C 之間的溫度下進行。

這些操作之後接著通常在 1000 與 1200°C 之間的溫度的鑄造半成品的熱狀態下熱機械變形的步驟，舉例來說，鍛造及/或軋軋。若爲了在室溫的操作，例如將棒子伸長

(21)

或機械加工操作，而預期使該結構軟化至最大程度，可視需要在熱變形之後使用退火操作。產品的軟化可使用在 650 與 900°C 之間的溫度下之等溫軟化退火操作來進行，歷經 2 至 8 個小時，接著在空氣中或以爐子的冷卻速率在爐中冷卻。

接著進行授與該等閥其最後的性質及形狀之最後的熱或熱機械加工操作。

這由上述的熱變形及視需要的軟化退火操作所得到的半成品切下來的金屬小塊開始進行。這些金屬小塊接著在高溫 (1150 至 1200°C，舉例來說) 下鍛造或押出以形成閥。接著，在冷卻之後，進行最後的熱處理操作。這些可為最後機械加工之前接著回火或退火操作之後的淬冷操作。

此外，在製造操作的最終，在必須具有高硬度的區域，接觸閥表面的閥座及 / 或閥桿末端，進行局部化表面淬冷操作，舉例來說，HF 淬冷或任何其他提供相當結果的方法。

根據本發明的方法之實施例列於下文。

在電爐中製造具有下列組成 C 的鋼：

- C = 0.510%
- Mn = 0.462%
- Si = 1.43%
- Cr = 15.77%
- V = 0.370%
- Mo = 0.305%

(22)

- N = 0.129%
- S = 0.0019%
- P = 0.0094%
- Ni = 0.075%
- W $\leq$ 0.020%
- Nb $\leq$ 0.010%
- Cu = 0.02%
- Co = 0.017%
- Al $\leq$ 0.025%
- Ti $\leq$ 0.010%
- Fe = 其餘部分

C+N 總量為 0.64%，因此在本發明範圍的中間。

接著鑄造而形成鑄塊並在加熱至 1180℃ 之後藉由軋軋變形成 85 毫米的棒。

然後在 880℃ 下對該等棒進行等溫退火操作 8 小時，接著在爐中冷卻至 550℃，棒子自爐中移出時的溫度並在空氣中冷卻。

然後經此軟化操作之後的棒子硬度實際上係低的：將近 235 HB 或 22 HRC（該 HRC 測量在此低硬度下不再具有太大的重要性）。就空氣中的冷卻操作而言，砂心淬冷極限相當於 40 毫米的直徑。

接著，由此方式獲得的棒子開始，進行用於形成閥的傳統操作，包括藉由鍛造或押出從棒子切下來的整個或部分金屬小塊而在熱狀態下形成。必要的話，在這些之後接

(23)

著熱處理操作，其能使閥的性質順應最終客戶的需求。

依此方式，舉例來說，在 1050°C 下溶液熱處理 30 分鐘並迅速冷卻之後，其相當於 17 毫米的直徑在空氣中自然冷卻，該變韌體/麻田散體結構的硬度為 58.5 HRC。

此硬度可接著使用淬冷及回火處理操作來作習慣上地改質。表 2 例示回火溫度的例子及上述棒子可在這些條件下達到的 HRC 硬度。

回火溫度 / 期間 / 冷卻	HRC 硬度
500°C / 2 小時 / 空氣	57.1
525°C / 2 小時 / 空氣	54.4
550°C / 2 小時 / 空氣	47.4
575°C / 2 小時 / 空氣	44.0
600°C / 2 小時 / 空氣	41.1
625°C / 2 小時 / 空氣	39.5
650°C / 2 小時 / 空氣	37.5
700°C / 2 小時 / 空氣	33.1
750°C / 2 小時 / 空氣	29.4
800°C / 2 小時 / 空氣	24.6

表 2：依照回火條件的鋼 C 所獲得的 HRC 硬度。

最後，根據本發明，在閥的閥桿末端及/或閥座接觸面進行 HF 淬冷以大體上授與 55 至 60 HRC 的硬度。

根據本發明的另一個例子列示於下文：

製造具有下列組成 D 的鋼：

- C = 0.470%
- Mn = 0.585%
- Si = 1.36%

(24)

- Cr = 15.40%
- V = 0.36%
- Mo = 0.31%
- N = 0.100%
- S = 0.0021%
- P = 0.0068%
- Ni = 0.08%
- W $\leq$ 0.02%
- Nb $\leq$ 0.01%
- Cu = 0.02%
- Co = 0.017%
- Al $\leq$ 0.025%
- Ti $\leq$ 0.010%
- Fe = 其餘部分

C+N 總量為 0.57%，因此在用於本發明的組成範圍的下部。

鑄坯在 1120℃ 下均質化 8 小時，然後用鐵鎚在 1180℃ 鍛造成具有 17 毫米側邊的方形斷面棒。在此鍛造操作之後，為求藉由鍛造後等溫退火來軟化金屬的處理操作，將棒子供入 650℃ 的爐子中，歷經 2 小時的期間。

在此階段時，使用 85 毫米/秒的變形速率及 1000 與 1230℃ 之間的溫度下的「快速」牽引試驗來測試金屬以提高其在熱機械變形溫度範圍的韌性。該金屬韌性係藉由普通牽引試驗參數來定義，也就是說，斷裂時的伸長率 (A

(25)

%)及斷裂區域的斷面減面率(Z%)。耐熱性藉由斷裂時的最大應力變量(R_m Mpa)來例示。

表 2 中表示依照溫度顯示這些變量的變化曲線：具有組成 D 的韌性具有 1100 與 1230℃ 之間的最大值，其特徵為 A 與 Z(%)的最大值。

低於 1100℃，機械強度(R_m)的持續增加將降低金屬的可塑性。

有關此組成 D，就其 C+N 含量總和在根據本發明的值的下限而言，麻田散體變形速率，自 1050℃ 的沃斯田鐵化溫度開始在不同冷卻速率下進行膨脹計測試之後測量，就低於或等於對應具有有將近 60 毫米直徑的棒子在空氣中自然砂心冷卻之冷卻速率而言變得可以忽略。

再者，自 1050℃ 的更快速冷卻操作之後形成的麻田散體具有 57.7 HRC 的硬度。

接著，進行用於形成閥的操作。

後繼純麻田散體結構的回火接著使具有組成 D 的鋼中獲得非常廣泛的硬度，如下文表 3 中所示：

(26)

回火處理操作	HRC 硬度
500℃ / 2 小時 / 空氣	56.6
525℃ / 2 小時 / 空氣	52.3
550℃ / 2 小時 / 空氣	46.9
575℃ / 2 小時 / 空氣	43.8
600℃ / 2 小時 / 空氣	41.2
625℃ / 2 小時 / 空氣	39.6
650℃ / 2 小時 / 空氣	38.2
700℃ / 2 小時 / 空氣	32.2
750℃ / 2 小時 / 空氣	27.6
800℃ / 2 小時 / 空氣	24.5

表 3：依照回火條件的鋼 D 所獲得的 HRC 硬度。

最後，根據本發明，在閥桿末端及 / 或接觸閥表面的閥座進行 HF 淬冷。

經由比較的方式，第 3 圖例示，以第 2 圖的相同方式，依照具有非依本發明組成之鋼 E 的溫度之 A %、Z% 及 Rm 發展線：

- C = 0.837%
- Si = 0.758%
- Mn = 1.22%
- S < 0.0001%
- P = 0.016%
- Ni = 0.252%
- Cr = 17.35%
- Mo = 2.29%
- V = 0.478%

(27)

- Cu = 0.088%

- N = 0.290%

- B = 0.0017%

其餘部分為鐵及雜質。

因此此鋼 E 為上述具有高含量碳、X85CrMoV 18-2 型的鉻/鉬麻田散體不鏽鋼。該金屬得自於工業鑄造之將近 1.5 噸鑄塊。此鑄塊在 1170℃ 下均質化，然後自此溫度開始輥軋成 90 毫米的粗略直徑。再者，藉由在 830℃ 下等溫退火來處理測試用的棒子，以便在剝離和切割之前軟化。

此鋼的韌性具有在將近 1120 與 1200℃ 之間的有限範圍中的顯著最大值，然後迅速下滑。此鋼因此非常實質地比鋼 D 不能容忍處理條件的變化。特別是，以絕對的角度，其韌性實質上比鋼 D 的韌性小，其最大值 A % 及 Z % 值比鋼 D 的小非常多。以此方式，除了具有由於鉬大量出現而明顯較高的材料成本之外，此參考例鋼 E 克服了實質上比本發明情況所用的鋼不好而引起的技術問題。

【圖式簡單說明】

由下文描述對照下列圖式將使本發明得到更好的了解：

- 第 1 圖從 Si 的觀點依照其含量顯示可用於本發明的不鏽鋼例子之相圖；

- 第 2 圖依照可用於本發明的不鏽鋼例子的溫度顯示機械性質；

(28)

- 第 3 圖依照與本發明不一致的參考鋼例子的溫度顯示機械性質。

(1)

十、申請專利範圍

1.一種用於製造用於內燃機的單式閥(unitary valve)的方法，其特徵為：

- 生產並鑄造具有下列組成的鋼，依重量百分比計：

- $0.45\% \leq C \leq 0.55\%$
- $12\% \leq Cr \leq 18\%$
- $1\% \leq Si \leq 2.5\%$
- 痕量 $\leq Mn \leq 2\%$
- $0.2\% \leq V \leq 0.5\%$
- 痕量 $\leq Mo \leq 0.5\%$
- $0.05\% \leq N \leq 0.15\%$ ，且 $0.55\% \leq C+N \leq 0.70\%$
- 痕量 $\leq Ni \leq 1\%$
- 痕量 $\leq Cu \leq 0.25\%$ ，或若 $Cu > 0.25\%$ 的話 $Cu \leq$

0.5Ni

- 痕量 $\leq Co \leq 1\%$
- 痕量 $\leq W \leq 0.2\%$
- 痕量 $\leq Nb \leq 0.15\%$
- 痕量 $\leq Al \leq 0.025\%$
- 痕量 $\leq Ti \leq 0.010\%$
- 痕量 $\leq S \leq 0.030\%$
- 痕量 $\leq P \leq 0.040\%$
- 痕量 $\leq B \leq 0.0050\%$

其餘部分係鐵及由該生產操作引起的雜質；

- 使鋼在熱狀態下熱機械變形，舉例來說，藉由在

(2)

1000 與 1200℃ 之間輥軋及 / 或鍛造；

- 視需要地在 650 與 900℃ 之間進行軟化退火操作 2 至 8 小時，接著在空氣中或在烘箱中冷卻；

- 及進行最終的熱或熱機械加工操作，該操作將賦予該閥決定性的性質及 / 或其外形，其涉及藉由鍛造或押出而熱成形且在該閥的指定部分上進行局部化表面淬冷操作，例如 HF 淬冷操作、電漿淬冷或雷射衝擊，而終止該生產操作。

2. 如申請專利範圍第 1 項之方法，其中 $14\% \leq \text{Cr} \leq 16\%$ 。

3. 如申請專利範圍第 1 或 2 項之方法，其中 $1\% \leq \text{Si} \leq 2\%$ 。

4. 如申請專利範圍第 1 或 2 項之方法，其中 $0.05\% \leq \text{N} \leq 0.12\%$ 。

5. 如申請專利範圍第 1 或 2 項之方法，其中痕量 $\leq \text{Mn} \leq 1\%$ 。

6. 如申請專利範圍第 1 或 2 項之方法，其中 $\text{Si}\% / \text{Mn}\% \geq 1$ 。

7. 如申請專利範圍第 1 或 2 項之方法，其中 $0.2\% \leq \text{Mo} \leq 0.5\%$ 。

8. 如申請專利範圍第 1 或 2 項之方法，其中痕量 $\leq \text{Ni} \leq 0.5\%$ 。

9. 如申請專利範圍第 1 或 2 項之方法，其中痕量 $\leq \text{Al} \leq 0.015\%$ 。

(3)

10.如申請專利範圍第 1 或 2 項之方法，其中痕量 $\leq S \leq 0.003\%$ 。

11.如申請專利範圍第 1 或 2 項之方法，其中痕量 $\leq P \leq 0.010\%$ 。

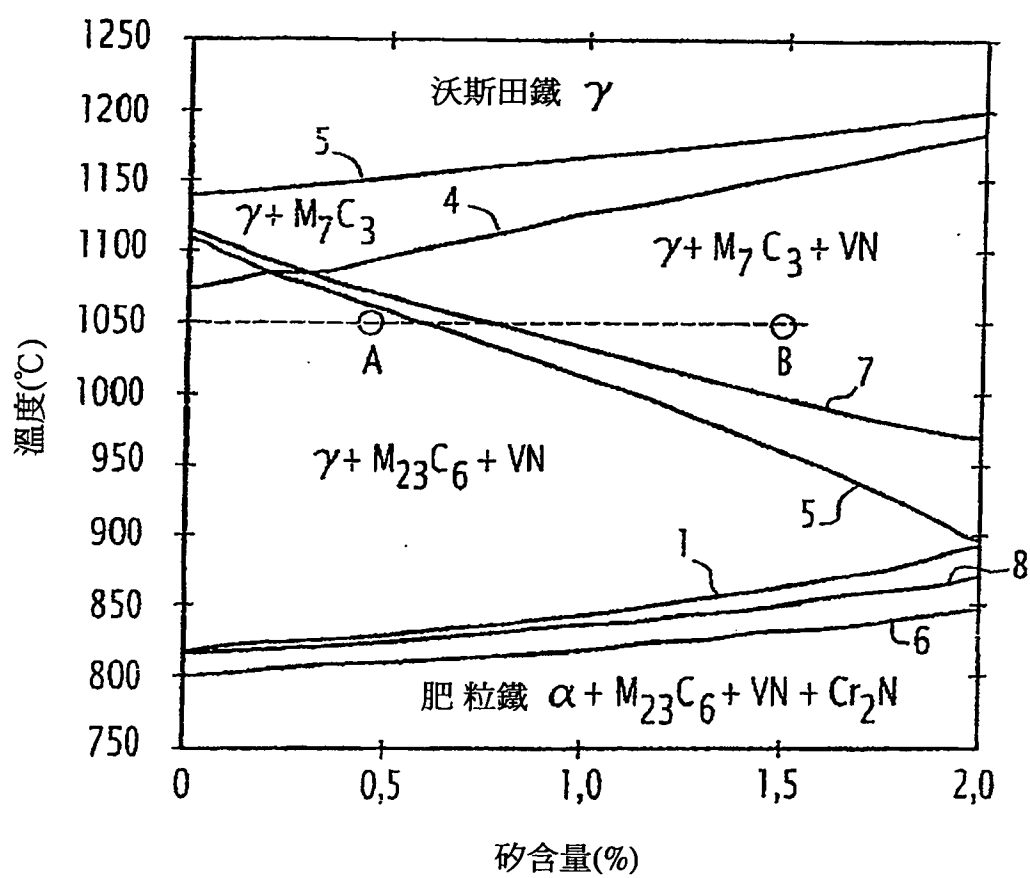
12.如申請專利範圍第 1 或 2 項之方法，其中痕量 $\leq B \leq 0.0020\%$ 。

13.如申請專利範圍第 1 或 2 項之方法，其中該最終的熱或熱機械加工操作涉及一淬冷操作，接著一回火操作。

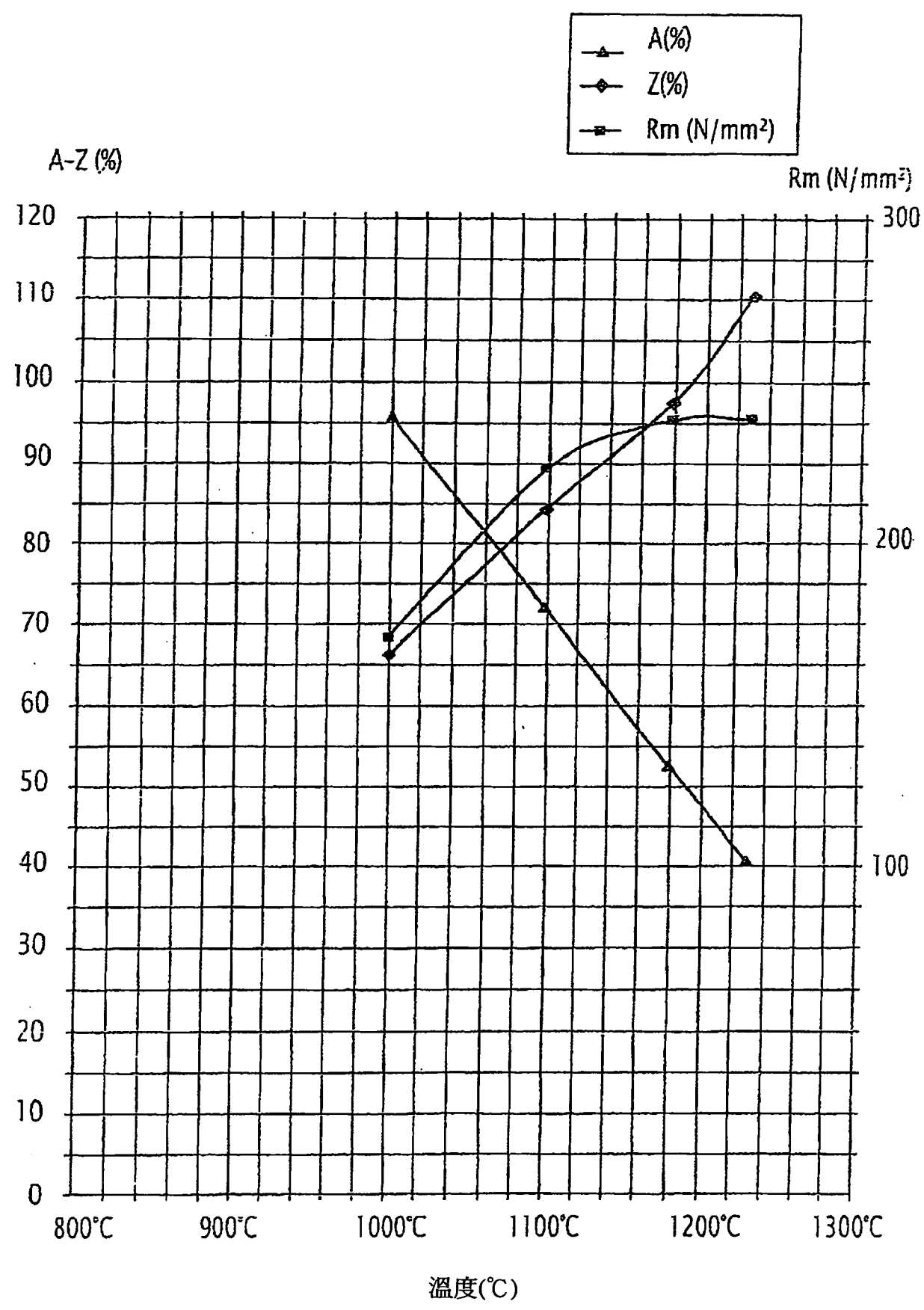
14.如申請專利範圍第 1 或 2 項之方法，其中該最終的熱或熱機械加工操作涉及一退火操作，接著一機械加工操作。

15.如申請專利範圍第 1 或 2 項之方法，其中受局部化表面淬冷影響的閥部分為閥桿末端及/或閥座接觸面。

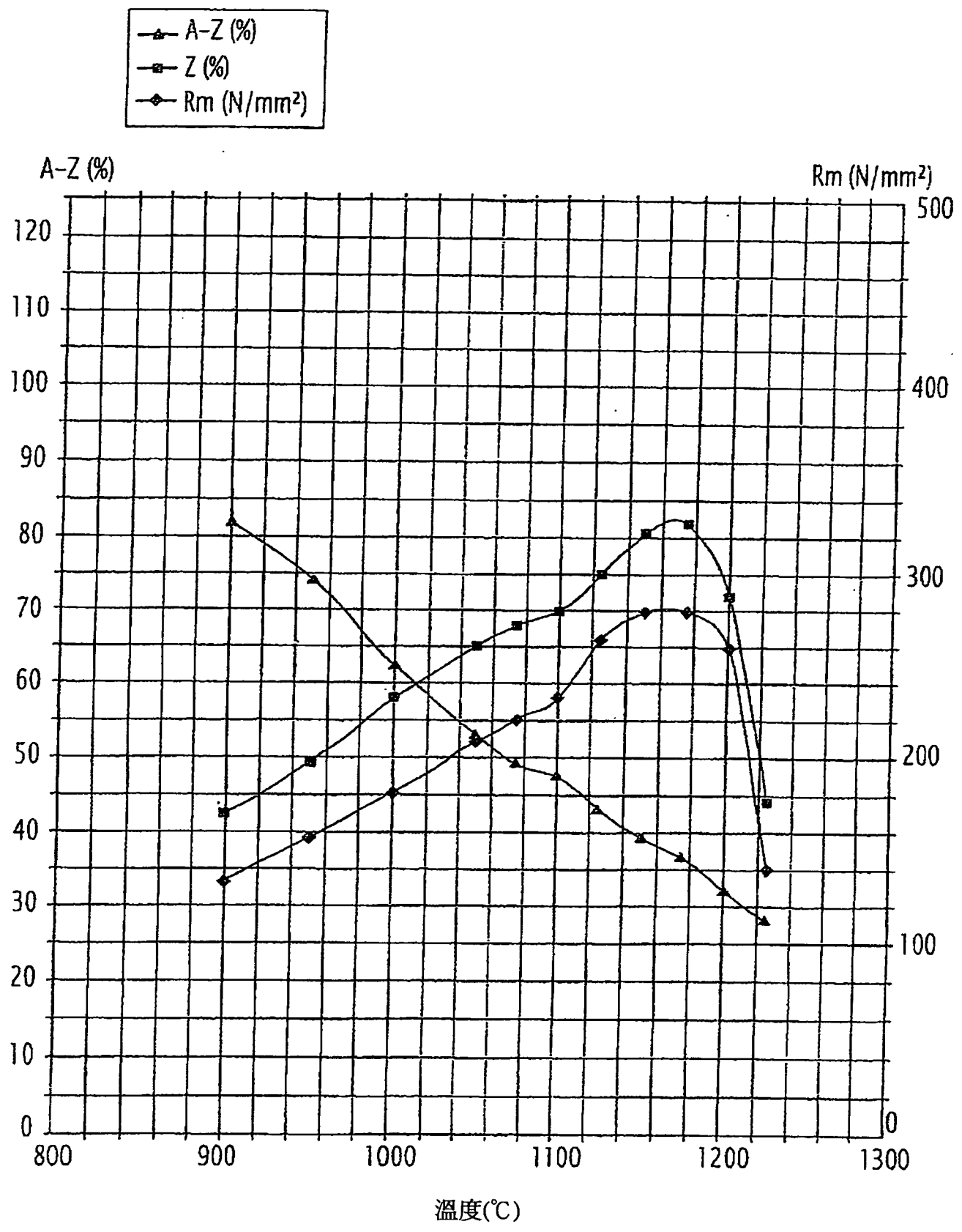
16.一種用於內燃機之單式閥，其特徵為使用申請專利範圍第 1 或 2 項之方法來製造。



第1圖



第2圖



第3圖