

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第4361686号  
(P4361686)

(45) 発行日 平成21年11月11日(2009.11.11)

(24) 登録日 平成21年8月21日(2009.8.21)

(51) Int.Cl.	F I
<b>C 2 2 C 38/00 (2006.01)</b>	C 2 2 C 38/00 3 0 4
<b>C 2 2 C 38/58 (2006.01)</b>	C 2 2 C 38/58
<b>C 2 2 C 33/02 (2006.01)</b>	C 2 2 C 33/02 1 0 3 C
<b>B 2 2 F 3/115 (2006.01)</b>	B 2 2 F 3/115
<b>B 2 2 D 7/00 (2006.01)</b>	B 2 2 D 7/00 F
請求項の数 34 (全 19 頁) 最終頁に続く	

(21) 出願番号 特願2000-538049 (P2000-538049)  
 (86) (22) 出願日 平成11年3月2日(1999.3.2)  
 (65) 公表番号 特表2002-507663 (P2002-507663A)  
 (43) 公表日 平成14年3月12日(2002.3.12)  
 (86) 国際出願番号 PCT/SE1999/000295  
 (87) 国際公開番号 W01999/049093  
 (87) 国際公開日 平成11年9月30日(1999.9.30)  
 審査請求日 平成17年12月26日(2005.12.26)  
 (31) 優先権主張番号 9800954-1  
 (32) 優先日 平成10年3月23日(1998.3.23)  
 (33) 優先権主張国 スウェーデン(SE)

(73) 特許権者 595026313  
 ウッデホルム トウリング アクテイエボ  
 ラーグ  
 Uddeholm Tooling Akt  
 tiebolag  
 スウェーデン国 エスイー-683 85  
 ハーグフォルス  
 (74) 代理人 100123788  
 弁理士 宮崎 昭夫  
 (74) 代理人 100088328  
 弁理士 金田 暢之  
 (74) 代理人 100106297  
 弁理士 伊藤 克博  
 (74) 代理人 100106138  
 弁理士 石橋 政幸

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 鋼材及びその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

冷間加工工具用の鋼材であって、  
 前記鋼材が、重量%で以下の化学組成：  
 炭素：2.0 - 4.3%  
 シリコン：0.1 - 2.0%  
 マンガン：0.1 - 2.0%  
 クロム：5.6 - 8.5%  
 ニッケル：最高1.0%  
 モリブデン：1.7 - 3%、但しMoは、全部又は一部がタングステンの量の2倍量によ  
 って置換でき、  
 ニオブウム：最高2.0%  
 バナジウム：6.5 - 15%、但しVはNbの2倍量によって最高2%Nbまで置換で  
 き、  
 窒素：最高0.3%、及び  
 残部：鉄及び不可避免的不純物、  
 を含む合金からなり；

但しここで、一方の炭素及び窒素と他方のバナジウム及び存在しているニオブウムの含  
 量が、相互に均衡をとり合って前記元素の含量が図2の座標系の点A、B'、E、F、B  
 '、B、C、D、A領域内に位置し、ここで前記各点のV + 2Nb / C + N座標値は

A : 9 / 3 . 1  
 B ' : 9 / 2 . 6 5  
 B " : 9 / 2 . 8 5  
 B : 9 / 2 . 5  
 E : 1 5 / 4 . 3  
 C : 6 . 5 / 2 . 0  
 F : 1 5 / 3 . 7 5  
 D : 6 . 5 / 2 . 4 5

であり、

焼入れと焼戻しの後の室温における前記鋼材が、55 - 66 HRCの硬度と、マルテンサイトを含むマトリックスと、該マトリックス中の10 - 40容積%のMX型(式中Mはバナジウム及び/又はニオブウムであり、Xは炭素及び窒素である)の固い粒子とからなる微細構造と、を有し、

前記MX型の固い粒子の50容積%以上が、3 - 20 μmのサイズを有し、

前記硬度と微細構造が、前記固い粒子を形成するインゴットの製造と、該インゴットを900 - 1150の間の温度に加熱し、この温度で15分 - 2時間通し加熱し、更に室温に冷却後150 - 650の温度で1回又は数回焼戻しすること、によって得られたことを特徴とする、前記固い粒子を形成するための溶湯からのインゴットの製造を含む工程により製造された冷間加工工具用の鋼材。

【請求項2】

一方の炭素 + 窒素の含有量と他方のバナジウム及び存在しているニオブウムの含有量が相互に均衡をとり合って前記元素の含有量が図2の座標系のA、B、C、D、A領域内に位置し、ここで前記各点の $V + 2Nb / C + N$ 座標値が

A : 9 / 3 . 1 , B : 9 / 2 . 5 , C : 6 . 5 / 2 . 0 , D : 6 . 5 / 2 . 4 5

であり、さらに前記マトリックスが10 - 25容積%のMX型の固い粒子を含むことを特徴とする、請求項1に記載の鋼材。

【請求項3】

一方の炭素 + 窒素の含有量と他方のバナジウム及び存在しているニオブウムの含有量が相互に均衡をとり合って前記元素の含有量が図2の座標系のA、B'、C'、D、A領域内に位置し、ここで前記各点の $V + 2Nb / C + N$ 座標値が

A : 9 / 3 . 1 , B ' : 9 / 2 . 6 5 , C ' : 6 . 5 / 2 . 1 , D : 6 . 5 / 2 . 4 5

であることを特徴とする、請求項2に記載の鋼材。

【請求項4】

一方の炭素 + 窒素の含有量と他方のバナジウム及び存在しているニオブウムの含有量が相互に均衡をとり合って前記元素の含有量が図2の座標系のA、B"、C"、D、A領域内に位置し、ここで前記各点の $V + 2Nb / C + N$ 座標値が

A : 9 / 3 . 1 , B " : 9 / 2 . 8 5 , C " : 6 . 5 / 2 . 2 5 , D : 6 . 5 / 2 . 4 5

であることを特徴とする、請求項2に記載の鋼材。

【請求項5】

一方の炭素 + 窒素の含有量と他方のバナジウム及び存在しているニオブウムの含有量が相互に均衡をとり合って前記元素の含有量が図2の座標系のA、B"、C'''、D'、A領域内に位置し、ここで前記各点の $V + 2Nb / C + N$ 座標値が

A : 9 / 3 . 1 , B " : 9 / 2 . 8 5 , C ' ' ' : 7 . 5 / 2 . 5 , D ' : 7 . 5 / 2 . 7

であることを特徴とする、請求項2に記載の鋼材。

【請求項6】

一方の炭素 + 窒素の含有量と他方のバナジウム及び存在しているニオブウムの含有量が相互に均衡をとり合って前記元素の含有量が図2の座標系のA、B'、C'、C"、C''、D'、A領域内に位置し、ここで前記各点の $V + 2Nb / C + N$ 座標値がA : 9 / 3

. 1 , B ' : 9 / 2 . 6 5 , C ' : 6 . 5 / 2 . 1 , C " : 6 . 5 / 2 . 2 5 , C ' ' :

7 . 5 / 2 . 5 , D ' : 7 . 5 / 2 . 7

であることを特徴とする、請求項 2 に記載の鋼材。

【請求項 7】

一方の炭素 + 窒素の含有量と他方のバナジウム及び存在しているニオブウムの含有量が相互に均衡をとり合っ

て前記元素の含有量が図 2 の座標系の B''、B'、C'、C''、B'' 領域内に位置し、ここで前記各点の  $V + 2Nb / C + N$  座標値が

B'' :  $9 / 2 . 85$  , B' :  $9 / 2 . 65$  , C' :  $6 . 5 / 2 . 1$  , C'' :  $6 . 5 / 2 . 25$

【請求項 8】

一方の炭素 + 窒素の含有量と他方のバナジウム及び存在しているニオブウムの含有量が相互に均衡をとり合っ

て前記元素の含有量が図 2 の座標系の D'、C'''、C''、D、D' 領域内に位置し、ここで前記各点の  $V + 2Nb / C + N$  座標値が

D' :  $7 . 5 / 2 . 7$  , C''' :  $7 . 5 / 2 . 5$  , C'' :  $6 . 5 / 2 . 25$  , D :  $6 . 5 / 2 . 45$

であることを特徴とする、請求項 2 に記載の鋼材。

【請求項 9】

一方の炭素 + 窒素の含有量と他方のバナジウム及び存在しているニオブウムの含有量が相互に均衡をとり合っ

て前記元素の含有量が図 2 の座標系の B''、E、F、B'、B'' 領域内に位置し、ここで前記各点の  $V + 2Nb / C + N$  座標値が

B'' :  $9 / 2 . 85$  , E :  $15 / 4 . 3$  , F :  $15 / 3 . 75$  , B' :  $9 / 2 . 65$

であることを特徴とする、請求項 2 に記載の鋼材。

【請求項 10】

一方の炭素 + 窒素の含有量と他方のバナジウム及び存在しているニオブウムの含有量が相互に均衡をとり合っ

て前記元素の含有量が図 2 の座標系の B''、E''、F''、B'、B'' 領域内に位置し、ここで前記各点の  $V + 2Nb / C + N$  座標値が

B'' :  $9 / 2 . 85$  , E'' :  $11 / 3 . 35$  , F'' :  $11 / 3 . 05$  , B' :  $9 / 2 . 65$

であることを特徴とする、請求項 9 に記載の鋼材。

【請求項 11】

一方の炭素 + 窒素の含有量と他方のバナジウム及び存在しているニオブウムの含有量が相互に均衡をとり合っ

て前記元素の含有量が図 2 の座標系の E''、E'、F'、F''、E'' 領域内に位置し、ここで前記各点の  $V + 2Nb / C + N$  座標値が

E'' :  $11 / 3 . 35$  , E' :  $13 / 3 . 83$  , F' :  $13 / 3 . 4$  , F'' :  $11 / 3 . 05$

であることを特徴とする、請求項 9 に記載の鋼材。

【請求項 12】

一方の炭素 + 窒素の含有量と他方のバナジウム及び存在しているニオブウムの含有量が相互に均衡をとり合っ

て前記元素の含有量が図 2 の座標系の E'、E、F、F'、E' 領域内に位置し、ここで前記各点の  $V + 2Nb / C + N$  座標値が

E' :  $13 / 3 . 83$  , E :  $15 / 4 . 3$  , F :  $15 / 4 . 0$  , F' :  $13 / 3 . 4$

であることを特徴とする、請求項 9 に記載の鋼材。

【請求項 13】

鋼が少なくとも 6% のクロムを含むことを特徴とする、請求項 1 ないし 12 のいずれか 1 項に記載の鋼材。

【請求項 14】

鋼が少なくとも 6.5% のクロムを含むことを特徴とする、請求項 1 ないし 12 のいずれか 1 項に記載の鋼材。

【請求項 15】

鋼が 8% 未満のクロムを含むことを特徴とする、請求項 13 または 14 に記載の鋼材。

【請求項 16】

10

20

30

40

50

鋼が 7.5% 以下のクロムを含むことを特徴とする、請求項 13 または 14 に記載の鋼材。

【請求項 17】

鋼が 2.1 - 2.8% のモリブデンを含むことを特徴とする、請求項 1 ないし 16 のいずれか 1 項に記載の鋼材。

【請求項 18】

鋼が重量%で 2.55C, 0.5 - 1.0Si, 0.2 - 1.0Mn, 7.0Cr, 8.0V, 2.3Mo を含むことを特徴とする、請求項 1 ないし 8 又は 13 ないし 17 のいずれか 1 項に記載の鋼材。

【請求項 19】

鋼が重量%で 2.7C, 0.5 - 1.0Si, 0.2 - 1.0Mn, 7.0Cr, 8.0V, 2.3Mo を含むことを特徴とする、請求項 1 ないし 8 又は 13 ないし 17 のいずれか 1 項に記載の鋼材。

【請求項 20】

鋼が重量%で 2.45C, 0.5 - 1.0Si, 0.2 - 1.0Mn, 7.0Cr, 7.0V, 2.3Mo を含むことを特徴とする、請求項 1 ないし 8 又は 13 ないし 17 のいずれか 1 項に記載の鋼材。

【請求項 21】

鋼が重量%で 3.0C, 0.5 - 1.0Si, 0.2 - 1.0Mn, 7.0Cr, 1.0V, 2.3Mo を含むことを特徴とする、請求項 1 又は請求項 9 ないし 12 のいずれか 1 項に記載の鋼材。

【請求項 22】

鋼が重量%で 3.5C, 0.5 - 1.0Si, 0.2 - 1.0Mn, 7.0Cr, 1.2V, 2.3Mo を含むことを特徴とする、請求項 1 又は請求項 9 ないし 12 のいずれか 1 項に記載の鋼材。

【請求項 23】

鋼が重量%で 3.9C, 0.5 - 1.0Si, 0.2 - 1.0Mn, 7.0Cr, 1.4V, 2.3Mo を含むことを特徴とする、請求項 1 又は請求項 9 ないし 12 のいずれか 1 項に記載の鋼材。

【請求項 24】

前記 M X 型の固い粒子の 50 容積%以上が、5 - 20  $\mu\text{m}$  のサイズを有することを特徴とする、請求項 1 ないし 23 のいずれか 1 項に記載の鋼材。

【請求項 25】

前記前記固い粒子を形成するインゴットの製造が、オスプレイ法による請求項 1 ~ 24 のいずれかに記載の鋼材。

【請求項 26】

請求項 1 ないし 23 のいずれか 1 項に記載の化学組成を有する合金の溶湯を最初に製造し、該溶湯を前記固い粒子を有するインゴットに成形し、このとき溶湯をゆっくりと固化させるため、その固化過程中、溶湯中に 10 - 40 容積%の M X 型（ただし M はバナジウム及び / 又はニオブウムであり、X は炭素及び窒素である）の固い粒子が析出し、該固い粒子の 50 容積%以上が 3 - 20  $\mu\text{m}$  のサイズを有することを特徴とする鋼材の製造方法。

【請求項 27】

M がバナジウムである請求項 26 に記載の鋼材の製造方法。

【請求項 28】

X が炭素である請求項 26 または 27 に記載の鋼材の製造方法。

【請求項 29】

前記固い粒子の 50 容積%以上が 5 - 20  $\mu\text{m}$  のサイズを有する請求項 26 ~ 28 のいずれかに記載の鋼材の製造方法。

【請求項 30】

10

20

30

40

50

請求項 1 ないし 8 又は請求項 1 3 ないし 2 3 のいずれか 1 項に記載の化学組成を有する合金の溶湯を先ず製造し、この溶湯を前記固い粒子を有するインゴットに成形し、このとき溶湯を徐々に固化させる結果、固化過程に 10 - 25 容積%の M X 型の固い粒子が析出することを特徴とする、請求項 2 6 に記載の鋼材の製造方法。

【請求項 3 1】

請求項 1 又は請求項 9 ないし 1 2、又は 2 2 ないし 2 3 のいずれか 1 項に記載の化学組成を有する合金の溶湯を先ず製造し、この溶湯を前記固い粒子を有するインゴットに成形し、このとき溶湯をゆっくりと固化させるのでその固化過程に溶湯中に 20 - 40 容積%の M X 型の固い粒子が析出することを特徴とする、請求項 2 5 に記載の鋼材の製造方法。

【請求項 3 2】

前記固い粒子を有するインゴットの成形が、オスプレイ法による請求項 2 6 ~ 3 1 のいずれかに記載の方法。

【請求項 3 3】

請求項 1 ないし 2 5 のいずれか 1 項に記載の鋼材を、冷間加工工具の製造に使用することを特徴とする鋼材の使用法。

【請求項 3 4】

請求項 1 ないし 2 5 のいずれか 1 項に記載の鋼材を、過酷な研磨摩耗を受ける製品に使用することを特徴とする鋼材の使用法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

(技術分野)

本発明は、メルトからインゴット又は鋳造物の製造を含む、非 - 粉末冶金法で製造される新規な鋼材に関する。この鋼材は、鉄と炭素の他に実質的な合金元素としてクロム、バナジウム及びモリブデンを含む合金からなり、該合金元素の量は、焼入れ及び焼戻し後の鋼が、第 1 に冷間加工工具用のみならず、さらにセラミック物質を形削り又は加工するための材料、例えばレンガ製造工業に使用する工具用材料などの、耐摩耗性及び比較的良好な靱性に高度の要求が生じている他の用途にも該材料に適したものにす硬度と微細構造を持つように選ばれバランスしている。本発明はまた、前記鋼材の使用、ならびに該材料の熱処理法を含む該材料の製造方法にも関する。

【0002】

(発明の背景)

先ず、従来法で製造される、10%を超えるクロムを含む工具鋼は、硬度と耐摩耗性に関する限り極めて高度の要求が生じている冷間加工工具用の材料として使用される。研磨冷間加工用途に今日使用されている、標準化鋼 AISI D2、D6、及び D7 は、この種の鋼の代表的な例である。これら公知の鋼の公称(呼び)組成を表 1 に示す。

【0003】

【表 1】

表 1 - 慣用の冷間加工鋼 - 公称組成、重量%

	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	V
AISI D2	1.5	0.3	0.3	12.0	1.0	-	1.0
AISI D6	2.1	0.3	0.8	12.5	-	1.3	-
AISI D7	2.35	0.3	0.5	12.0	1.0	-	4.0

【0004】

すべてのレデライト鋼 (ledeburitic steel) と同様に、上述のタイプの鋼はオーステナイトの析出によって固化し、その後、残留液相領域中に  $M_7C_3$  - カーバイドが生成する。このことは、冷間加工鋼にとって極めて重要なある製品特性、すなわち良好な靱性と

10

20

30

40

50

もに良好な耐研磨摩耗性に対する高度な要求を満足させられない材料を与えることになる。また、これらの従来法のレデブライト鋼は熱間加工性が悪いのが欠点となっている。

【0005】

冷間加工鋼用の材料としては、粉末冶金法で製造される、高含量のバナジウムを含有する工具鋼も使用される。商標名 Vanadis 4 及び Vanadis 10 で公知のこれらの鋼はこのタイプの鋼の例である。これらの鋼の公称組成を表 2 に示す。

【0006】

【表 2】

表 2 - 粉末冶金法で製造した冷間加工鋼 -  
公称組成、重量%、バランス：鉄及び不純物

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V
Vanadis <sup>®</sup> 4	1.5	1.0	0.4	8.0	1.5	4.0
Vanadis <sup>®</sup> 10	2.9	1.0	0.5	8.0	1.5	9.8

【0007】

上記の粉末冶金法で製造した鋼は、極めて良好な耐摩耗性と靱性を併せ持つが、製造コストが高い。

【0008】

(発明の開示)

本発明の目的は、溶湯（以下メルトという）の製造を通して従来の方法で製造できる鋼合金の新規な鋼材を提供することである。メルトから棒、板などの形に熱間加工できる鑄造インゴットにし、これらから、望ましい諸特性を併せ持つ最終製品を得るため熱処理できる、工具又は他の物品を製造することができる。従来法によるインゴット製造は、例えば電気スラグ精練 (electro-slag refining, ESR)、又は別法として Osprey の名で知られている方法によるなどの、固化させる金属溶融液滴のインゴットの築造などの幾つか続く溶融冶金法の工程を通して完成することができる。

【0009】

本発明材料の使用分野は、例えば鋳産業内での摩耗部分から板抜き (blanking) 及び成形、冷間押し出しツーリング (tooling)、粉末圧縮、強い引張りなどのための工具を製造する従来冷間加工分野内の工具及び例えばレンガ製造工業でセラミック物質を成形又は加工するための工具又は機械部品に至るいずれをも含むことができる。これに関連して、AISI D2、D6 又は D7 タイプの慣用冷間加工鋼よりも良い耐摩耗性と靱性を併せ持つ材料を提供することが本発明の特別の目的である。

【0010】

さらに本発明の目的は、鑄造工場及び圧延工場での生産量を向上でき、したがってその生産経済性も改善できる、従来レデブライト冷間加工鋼よりも良好な熱間加工性を有する合金材料を提供することである。

【0011】

さらにまた、良好な熱処理性を有する材料を提供することも本発明の目的である。したがって、1200 以下、好ましくは 900 - 1150、標準的には 950 - 1100 のオーステナイト化温度から鋼を焼入れすることが可能でなければならず、これによりこの鋼は、良好な焼入れ性と熱処理時に良好な寸法安定性を持ち、そして 2 次焼入れによって 55 - 66 HRC、好ましくは 60 - 66 HRC の硬度に達するようになる。

【0012】

満足できる切削性と研磨性も別の望ましい特性である。これらとその他の目的は、前掲の特許請求の範囲の独立請求項に記載する事項を特徴とする本発明で達成できる。

【0013】

10

20

30

40

50

図1は、本発明にしたがうバナジウム、炭素及びモリブデン含量を有し、クロム含量を変化させた合金の典型的な構成図を示す。このダイアグラムは、異なる温度において平衡状態にある各相を示す。インゴット又は鋳造物をゆっくりと固化させると、合金は溶融相中でMX - 型の固い粒子の初析出によって固化する。ここでMはV及び/又はNbであるが好ましくはVであり、XはC及び/又はNであるが好ましくはCである。残っているメルトは比較的低含量の合金元素を有し、固化してオーステナイトとMX (相平衡図の + MX領域) を生成する。引続いて冷却中に、( + MX + M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> ) 領域を稍速やかに通過し、この領域で少量のM<sub>7</sub>C<sub>3</sub> - 型 (Mは実質上クロムである) の炭化物が析出できる。

#### 【0014】

したがって本発明の材料にとって、温度1100 で平衡状態にあるその微細構造が、溶融相中にオーステナイト；

10

液相中に析出したMX - 型の固い粒子 (ここでMはV及び/又はNbであるが好ましくはVであり、XはC及びNである)、そしてさらに、恐らくは、通常max 2%、好ましくはmax 1容積%の少量の2次的に析出した固い粒子 (第1にM<sub>7</sub>C<sub>3</sub> - カーバイド、ここでMは実質的にクロムである)；からなるのが標準的である。

#### 【0015】

標準的には薄板状である慣用のレデブライト冷間加工鋼の固化した構造は、したがって、均一分布のMX - 型の固い成分 (その50容積%以上が3 - 20 μmのサイズと標準的にやや円形又は細長の丸められた形を有する) と恐らくM<sub>7</sub>C<sub>3</sub> - カーバイドからなる少量の薄板状固化構造によって置換される。熱間加工後には、極めて均一で細かく分散したカーバイドの分布が得られ、これが、非 - 粉末冶金法で製造する慣用のレデブライト冷間加工鋼よりも本発明の鋼の方がより良い熱間加工性を実現する主な理由であると考えられる。

20

#### 【0016】

焼入れと焼戻しを含む熱処理に関連して、該材料は相ダイアグラムの + MX - 領域に加熱される。このとき、存在するすべてのM<sub>7</sub>C<sub>3</sub> - カーバイドが溶解して、オーステナイトと該オーステナイト中に分布したMX - 型の固い粒子からなる構造が再び得られる。大気温に急冷すると、このオーステナイトはマルテンサイトに変態する。 + MX + M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> - 領域は比較的速やかに通過し、これがM<sub>7</sub>C<sub>3</sub> - カーバイドの生成を抑制する。それ故、本発明の鋼材にとって室温で以下のマトリックスからなる微細構造を有することも標準的である；

30

このマトリックスは、実質的にマルテンサイトと、このマトリックス中に10 - 40容積%；そして例えば冷間加工工具用鋼の本発明のある望ましい実施態様ではより好ましくは10 - 25容積%；さらに例えばレンガ製造工業内でのセラミック物質加工のための工具又は機械部品用などの本発明の他の望ましい実施態様では、最も好都合に20 - 40容積%；の液相中に初析出した前記MX - 型の固い粒子 (標準的には丸められた形を有している) とからなっている。さらに、サブ - ミクロンサイズの2次的に析出した固い粒子も存在し得る。この2次的に析出した粒子のサイズが小さいため、非常に進歩した機器が利用しないとその化学成分と量を測定するのは困難である。しかしながら、そのような生成物がある程度存在し、その上実質的にMC - カーバイド及びM<sub>7</sub>C<sub>3</sub> - カーバイドの形で存在することは予想できる。但し両式中、Mはそれぞれ実質上バナジウムとクロムである。

40

焼入れと焼戻し後、本発明の材料は55 - 66 HRCの硬度を有し、前記の微細構造と硬度は、該材料を900 と1150 の間の温度に加熱し、この温度で15分 - 2時間の間材料を通し加熱し、材料を室温に冷却した後150 - 650 の温度で1回又は数回焼戻しすることによって得られている。

#### 【0017】

個々の合金元素とそれらの相互作用に関する限り、以下が適用される。

#### 【0018】

前記材料が10 - 40容積%；そして例えば熱間加工工具用鋼の本発明のある望ましい実施態様では、より好ましくは10 - 25容積%；さらに例えばレンガ製造工業でのセラミック物質加工のための工具又は機械部品用などの本発明の他の望ましい実施態様ではより

50

好ましくは20 - 40容積%の前記MX - 型の固い粒子を含み、そしてマトリックスも固溶体中に0.6 - 0.8%の炭素を含むことができるように、バナジウム、炭素、及び窒素は十分な量で存在させる。このとき、若干の炭素と窒素が前記2次的に析出した固い粒子(第1に $M_7C_3$ -カーバイド)の形で結合できると言う事実も考慮する必要がある。ちなみに、窒素は通常前記初期又は2次の析出生成には殆んど寄与しない。と云うのは、窒素は鋼の製造からの不純物量又は微量元素量以上に鋼中に存在してはならず、すなわち最高(max)0.3%、通常はmax0.1%以下であるから。

【0019】

バナジウムは一部、ニオブウムによってmax2%ニオブウムまで置換することができるが、この態様は利用しないのが好ましい。前記固い粒子は、典型的には大部分がMC - カーバイド、より詳しくは実質的に $V_4C_3$ -カーバイドからなっている。該固い粒子は比較的大きく、その50容積%以上がマトリックス中に最終的に分散して離れ離れになった粒子(3 - 20 $\mu$ mサイズ)として存在するものと判断される。これらの粒子は、典型的に多少丸まった形をしている。これらの条件が、鋼が良好な熱間加工性を具備するのに寄与する。さらに、前記MX - 型の固い粒子の硬度が高いこととそのサイズの大きさも、材料が望ましい耐研磨摩耗性を具備するのに大きく貢献している。

10

【0020】

バナジウムの含有量は、6.5%以上、max15%、好ましくはmax13%とする。本発明の1つの態様では、バナジウム含量はmax11%である。本発明の他の態様によれば、バナジウム含量は好ましくは7.5%以上、同時に最高バナジウム含量は9%に達する。しかしながら、本発明のさらに他の態様では、好ましく選択したバナジウム含量は6.5 - 7.5%の間にあるようにする。ここでバナジウムに言及するときは、バナジウムは、全部又は一部、ニオブウムの2倍量によってmax2%ニオブウムまで置換できることを思い出す必要がある。

20

【0021】

炭素の含量は、焼戻したマルテンサイト中に10 - 40容積%の、そして前述の本発明のある態様によれば、より詳しくは10 - 25容積%又は20 - 40容積%の前記初期析出したMX - 型の固い粒子、及びさらに0.6 - 0.8%、好ましくは0.64 - 0.675%の炭素が得られるように、バナジウム及び存在しているニオブウムの含量に適合させる必要がある。このときまた、第1にMC - カーバイドと $M_7C_3$ -カーバイドの2次析出がある程度起り得、該2次析出も若干量の炭素を消費すると云う事実を考慮する必要がある。

30

【0022】

一方のバナジウム及びニオブウムと他方の炭素との間の関係に当てはまる条件を、炭素含量対( $V + 2Nb$ )含量を表わす図2に具体的に示す。 $(V + 2Nb)$ の含量が横軸であり、炭素含量が縦軸を形成する図2の座標において、画いた図の各「隅の点」(corner-points)は表3に記載した各座標値を有する。

【0023】

【表3】

	V + 2Nb	C + N
A	9	3.1
B	9	2.5
B'	9	2.65
B''	9	2.85
C	6.5	2.0
C'	6.5	2.1
C''	6.5	2.25
C'''	7.5	2.5
D	6.5	2.45
D'	7.5	2.7
E	15	4.3
E'	13	3.83
E''	11	3.35
F	15	3.75
F'	13	3.4
F''	11	3.05

10

20

## 【0024】

本発明の第1の態様によれば、バナジウム、ニオブウム、炭素+窒素の含量を互いに適合させて、その座標値が「隅の点」A、B''、E、F、B'、B、C、D、Aによって規定される領域範囲内に位置するようにする。

## 【0025】

本発明の第2の態様によれば、バナジウム、ニオブウム、及び(炭素+窒素)の含量を互いに適合させ合ってその座標値が隅の点A、B、C、D、Aで規定される領域内に位置するようにする。

30

## 【0026】

本発明の第3の態様では、バナジウム、ニオブウム、及び(炭素+窒素)含量は、その座標値が図2の座標系の隅の点A、B'、C'、D、Aによって規定される領域内に位置するように、相互に適合させる。

## 【0027】

本発明の第4の態様では、その座標値が、隅の点A、B''、C''、D、Aによって規定される領域範囲内にあるようにする。

40

## 【0028】

本発明の第5の態様では、座標値が隅の点A、B''、C'''、D'、Aによって規定される領域範囲内に位置するようにする。

## 【0029】

望ましい実施態様によれば、その座標値は好ましくは隅の点A、B'、C'、C''、C'''、D'、Aによって規定される領域範囲内にある。

## 【0030】

他の望ましい実施態様では、座標値は好ましくは隅の点B''、B'、C'、C''、B'''によって規定される領域範囲内に位置する。

## 【0031】

50

さらに他の望ましい実施態様では、座標値は隅の点 D'、C'''、C''、D、D' によって規定される領域範囲内にある。

【0032】

上述の第2から第5の本発明の態様と前記の望ましい実施態様は、特に鋼の冷間加工工具への使用に関する。特に例えばレンガ工業内でセラミック物質を加工する工具又は機械部品用に鋼を使用することに関する第6の本発明の態様では、前記隅の点の座標値が図2の座標系で隅の点E、F、B'、B''、Eによって規定される領域範囲内に位置するように、バナジウム、ニオブウム及び(炭素+窒素)の含量を相互に適合させる。

【0033】

本発明の第7の態様によれば、座標値はより好ましくは隅の点E、F、F'、E'、Eによって規定される領域内に位置する。

10

【0034】

本発明の第8の態様では、座標値は、隅の点E'、F'、F''、E''、E'によって規定される領域内、さらに本発明の他の態様では、E''、F''、B'、B''、E''によって規定される領域内にある必要がある。

【0035】

クロムは、鋼に良好な焼入れ性、すなわち厚い鋼物体の場合にも通し焼入れできる性能を持たせるため、5.6%以上、好ましくは6%以上、好適には6.5%以上の量で存在させる。可能なクロム含量の上限は、メルトの固化中の凝析のため望ましくない $M_7C_3$ カーバイドが生成する危険性によって決められる。それ故クロム含有量は8.5%を超えてはならず、好ましくは8%未満、好適には $max 7.5\%$ 以下とする。7%の量が標準的なクロム含量であり、この量は望ましい焼入れ性の点からみて比較的少い量である。

20

【0036】

甚しい凝析の危険性がなくしかも材料に望ましい焼入れ性を持たせるため、鋼合金はまたモリブデンを1.7%以上、好ましくは1.7-3%、好適には2.1-2.8%を含む必要がある。標準的には、鋼は2.3%モリブデンを含む。モリブデンは、原則的に全部又は一部タングステンの2倍量によって置換することができる。しかしながら、鋼は不純物レベルを超える量のタングステンを含まないのが好ましい。

【0037】

シリコンとマンガンは、工具鋼に通常量で存在してよい。それ故、各々は0.1-2%、好ましくは0.2-1.0%の量で鋼中に存在する。残り(バランス)は鉄及び通常量の不純物と微量元素である。ここで微量元素とは、鋼の製造に関連して通常に加えられ残留元素として存在する、無害の元素のことを意味する。

30

【0038】

以下は、本発明にしたがう鋼の考えられる、望ましい組成である：

2.55C, 0.5-1.0Si, 0.5-1.0Mn, 7.0Cr, 8.0V, 2.3Mo, バランス(残り)：鉄及び不可避の不純物と微量元素。

【0039】

他の考えられる、望ましい組成は： 2.7C, 0.5-1.0Si, 0.5-1.0Mn, 7.0Cr, 8.0V, 2.3Mo, バランス：鉄及び不可避の不純物と微量元素，である。

40

【0040】

さらに他の考えられる、望ましい組成は： 2.45C, 0.5-1.0Si, 0.5-1.0Mn, 7.5Cr, 8.0V, 2.3Mo, バランス：鉄及び不可避の不純物と微量元素，である。

【0041】

上述の本発明の鋼の考えられる望ましい組成は、特に冷間加工鋼用に適している。鋼をセラミック物質加工用の工具及び機械部品用に使用するのに考えられる望ましい組成は：

3.5C, 0.5-1.0Si, 0.5-1.0Mn, 7.0Cr, 12.0V, 2.3Mo, バランス：鉄及び不可避の不純物と微量元素，である。

50

## 【0042】

前記の使用に考えられる望ましい他の組成は： 3.9C, 0.5 - 1.0Si, 0.5 - 1.0Mn, 7.0Cr, 14.0V, 2.3Mo, バランス：鉄及び不可避の不純物と微量元素，である。

## 【0043】

前記の使用に考えられるさらに他の望ましい組成は： 3.0C, 0.5 - 1.0Si, 0.5 - 1.0Mn, 7.0Cr, 10.0V, 2.3Mo, バランス：鉄及び不可避の不純物と微量元素，である。

## 【0044】

本発明の鋼材の製造に当っては、先ず本発明の特徴的な化学組成を有するメルトを製造する。このメルトをインゴット又は鑄造物に鑄造する。このとき、該メルトをゆっくりと固化させるので、固化過程の間にメルト中に10 - 40容積%、鋼の使用目的によっては好ましくは10 - 25容積%又は20 - 40容積%のMX型の固い粒子（Mはバナジウム及び/又はニオブウムであって好ましくはバナジウムであり、Xは炭素及び窒素であって好ましくは実質上炭素である）が析出する。この固い粒子の少くとも50容積%は3 - 20 μmのサイズを有する。さらにこの材料を、鋼材の熱処理と関連して、できれば、望ましい製品の形に熱間加工及び/又は機械加工の後に、900 - 1150 の範囲内の温度に加熱する。この温度で平衡状態にある鋼合金の微細構造は、オーステナイトと前記MX型の固い粒子からなる。次いで該材料をこの温度に15分 - 2時間の間保ち、この温度から材料を室温まで冷却する。このとき、鋼のオーステナイトマトリックスは、固溶体中に前記1次析出した固い粒子と炭素を含むマルテンサイトに移る。引続いてこの材料を150 - 650 の温度で1回又は数回焼戻しする。

10

20

## 【0045】

上記以外の本発明の特徴と態様及び本発明により達成できる利益と効果については、特許請求の範囲ならびに以下の実施した実験と計算の説明から明らかになるであろう。

## 【0046】

（実施した実験の説明）

材料と実験の実施：

一溶解50kgの形で鋼番号1 - 9の9個の試験合金を製造した。その組成を表4に示す。表にはまた、若干の参考材料、すなわちAISI D2（鋼番号10）、AISI D6（鋼番号11）、及び粉末冶金法で製造され、商標名VANADIS 10（鋼番号12）及びVANADIS 4（鋼番号13）で公知の鋼の公称組成も示す。

30

## 【0047】

【表4】

表4 - 試験鋼の重量%での化学組成

鋼番号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	W	V	Nb	N
1	0.80	0.50	0.60	0.010	0.010	4.73	0.01	0.12	3.66	-	0.03
2	1.40	0.97	1.54	0.008	0.011	5.85	0.01	0.01	3.85	-	0.04
3	1.86	0.96	1.47	0.010	0.012	6.01	0.01	0.01	5.80	-	0.05
4	2.80	1.36	0.96	0.021	0.009	4.51	0.04	0.01	11.02	-	0.05
5	2.70	0.93	1.67	0.018	0.014	6.07	0.02	0.01	8.75	-	0.06
6	2.50	0.91	1.63	0.018	0.013	6.06	0.02	0.01	7.8	-	0.05
7	3.00	0.79	0.62	0.025	0.012	6.05	2.87	0.02	8.91	-	0.08
8	3.10	0.81	0.69	0.020	0.013	6.04	0.12	6.64	9.13	-	0.06
9	3.20	0.79	0.65	0.021	0.012	5.90	0.06	5.90	8.94	0.96	0.06
10	1.5	0.3	0.3			12.0	1.0	-	1.0		
11	2.1	0.3	0.8			12.5	-	1.3	-		
12	2.9	1.0	0.5			8.0	1.5		9.8		
13	1.5	1.0	0.4			8.0	1.5		4.0		

10

20

## 【0048】

AISI D2型の鋼（鋼番号10）に対する標準的な慣例にしたがって、すべてのインゴットを60×60mmのサイズに鍛造するよう努めた。そのあと、棒状の塊をバーミキュライト中で冷却した。AISI D2の通常の慣例にしたがって穏やかな焼なましを行った。

## 【0049】

本文ならびに図中には多数の名称と略語が記載されており、それらは以下のように定義される：

30

HB = ブリネル硬度

HV10 = ヴィッカース10kg硬度

HRC = ロックウェル硬度

$t_{8-5}$  = 800 から500 に冷却するのに要する秒数で表わした冷却速度

$T_A$  = 焼戻し温度

h = 時間

MC = MCカーバイド, Mは実質上バナジウム

$M_7C_3$  =  $M_7C_3$ カーバイド, Mは実質上クロム

$M_7C_3$  (lamella-eutectic change) = オーステナイト中での $M_7C_3$ カーバイドの共晶析出；該カーバイドは実質上薄板状

40

$M_s$  = マルテンサイトの最初の生成温度

$A_{c1}$  = オーステナイトへの最初の変態温度

$A_{c3}$  = オーステナイトへの最終の変態温度

以下の試験を行った：

1. 穏やかな焼なまし後の硬度 (HB)

2. 焼入れ及び焼戻し後の鑄造及び鍛造状態の微細構造

3. 1000, 1050及び1100 / 30分 / 空気中でのオーステナイト化したあとの硬度 (HRC)

4. 200, 300, 400, 500, 525, 550, 600及び650 / 2回×2時間で焼戻し後の硬度 (HRC)

50

5.  $t_{8-5} = 1241, 2482$  及び  $4964$  秒の3つの冷却速度での焼入れ性  
 6.  $T_A = 1050$  / 30分 / 空気及び  $T_A = 1050$  / 30分 +  $500$  / 2回 × 2時間後の残留オーステナイトの測定  
 7. 室温での非 - 切欠き衝撃テスト。  $T_A = 1050$  / 30分 +  $525$  / 2回 × 2時間  
 8. 摩耗テスト;  $T_A = 1050$  / 30分 +  $525$  / 2回 × 2時間

結果:

穏やかに焼なました状態の硬度

穏やかな焼なまし状態で調べた合金の硬度を表5に示す。

【0050】

【表5】

表5 - 穏やかに焼きなました状態でのテスト合金の硬度

合金鋼番号	硬度 (HB)
2	237
3	249
5	275
6	277
7	295
8	311
9	319
11	240
12	275

【0051】

微細構造

鑄造（全部ではない）及び鍛造状態で焼入れ及び焼戻し後の微細構造を調べた。バナジウムの含量が最も少い2つの合金（鋼番号1及び2）中では、カーバイドはその形が細長から丸い形まで変化する形状を持ち、凝析領域に列をなして配置されていた。その他の合金は、焼戻したマルテンサイト中に均一に分布した実質上円い形のMCカーバイド（容積で表わしてその大部分が5 - 20  $\mu\text{m}$ のサイズを有する）からなる特徴的な微細構造を持っていた。またかなりの部分の  $M_7C_3$ （共晶ラメラ：lamella eutecticum）も見受けられた。結果は、表6及び鋼番号8（ $T_A = 1050$  / 30分 +  $525$  / 2 × 2時間、65 . 6 HRC）の焼戻し及び焼入れした状態（鑄造及び鍛造した）での微細構造を示す図2から明らかである。

【0052】

【表6】

10

20

30

40

表6 - MC及びM<sub>7</sub>C<sub>3</sub> (lamella eutecticum) として分離したカーバイドの容積%

合金 鋼番号	測定値		
	MC	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	Total
2	1.6	5.4	7.0
3	3.7	6.0	9.7
5	10.2	5.8	16.0
7	13.9	6.2	20.1
8	9.5	12.9	22.4
9	14.4	13.1	27.6

10

## 【0053】

## 硬度対オーステナイト化温度及び焼戻し温度

1000 - 1100 の間の温度でオーステナイト化 / 30分 / 20 に空気冷却後の硬度を図4に示す。図5には、1000 - 1100 の温度でオーステナイト化 / 30分 / 20 に空気冷却し、続いて525 で2時間2回焼戻し後の硬度の変化を示す。図6は、試験合金について1050 でオーステナイト化後の焼戻し曲線を示す。これらすべての図に参考として番号10の鋼が含まれている。モリブデン及び / 又はタングステンを含まない合金は番号10の鋼 (AISI D2) と同様の焼戻し耐性を有し、一方その他の合金は高速度鋼の焼戻し耐性と同様であった。硬度は、1050 と1100 の間でオーステナイト化し、500 - 550 で焼戻し後、60 - 66 HRCの間に变化した。

20

## 【0054】

## 焼入れ性

鋼番号2、7及び10の焼入れ性を、膨脹計で多数の異なる冷却速度と1050 のオーステナイト化温度 (30分) から比較した (図7A及び図7B)。番号2の鋼中にモリブデン及び / 又はタングステンが存在しないことが、その焼入れ性が番号10の鋼 (AISI D2) のそれよりも著しく低下した結果をもたらした。しかしながら、番号7の鋼中に約3%のモリブデンを添加すると、番号10の鋼の焼入れ性に匹敵するか又はより良い焼入れ性をもたらした。

30

幾つかの試験した合金についてMs、Ac<sub>1</sub>及びAc<sub>3</sub>を表7に示す。

## 【0055】

## 【表7】

表7 - 転移温度

合金 鋼番号	Ms (°C)	Ac <sub>1</sub> (°C)	Ac <sub>3</sub> (°C)
2	180	800	860
7	150	780	900
10	180	810	880
11	220	795	835
12	245	860	920

40

## 【0056】

## 韌性

表8に掲げた鋼について衝撃エネルギーを室温で測定した。韌性はカーバイド含量及びバ

50

ナジウム含量が増加すると減少したが、Vを約9%含む番号5及び7の鋼に相当する合金含量を表わす点まで番号10の鋼(AISI D2)の靱性と同レベルに維持された。これは、Vが6-9%含量範囲の本発明の鋼が、表8の番号10のレデブライト鋼よりも良好な靱性を得ることを示す。

【0057】

【表8】

表8-室温でメッチなしサンプルに対する衝撃エネルギー  
テストの位置：センター、縦方向

合金鋼番号	硬度(HRC)	メッチなし衝撃エネルギー(J)
2	56.5	12
3	56.5	11
5	58.5	8
6	58.5	7
7	65.5	8
8	64.5	7
9	65	6
10	59.5	8

10

20

【0058】

研磨摩耗耐性

研磨摩耗耐性をSlip Naxos-disc, SGB46HVXに対して行った耐摩耗性テストによって評価した(表9参照)。

一般に、耐摩耗性は、カーバイドの粒子が大きくて量が多い程、硬度が高い程増加し、さらに、より固いMCカーバイドの生成のためのV/Nbの添加によって向上する。表9において、低い値は高い耐摩耗性を表わし、高い値は耐摩耗性が低いことを表わす。

30

【0059】

【表9】

表9-摩耗テスト結果

合金鋼番号	硬度(HRC)	Gナンバー SGB46HVX
2	56.5	3.5
3	56.5	1
5	58.5	0.5
7	65.5	0.9
11	58	0.3
12	62	2
13	60.0	3.8

40

【図面の簡単な説明】

【図1】 本発明鋼の相ダイアグラム対クロム含量を示す。

50

- 【図2】 一方のバナジウム及びニオブウムと他方の炭素及び窒素との間の関係を示す。  
 【図3】 焼入れ及び焼戻した状態（鋳造及び鍛造）の本発明鋼の微細構造を示す。  
 【図4】 試験鋼の硬度に対するオーステナイト化温度の影響を示す。  
 【図5】 525 / 2 × 2 時間焼戻し後の試験鋼の硬度に対するオーステナイト化温度の影響を示す。  
 【図6】 試験合金の硬度に対する焼戻し温度の影響を示す。  
 【図7A】 若干の試験材料についての硬度対 800 - 500 間の冷却時間を示す。  
 【図7B】 異なる直径と冷却剤に対する冷却時間を示す。

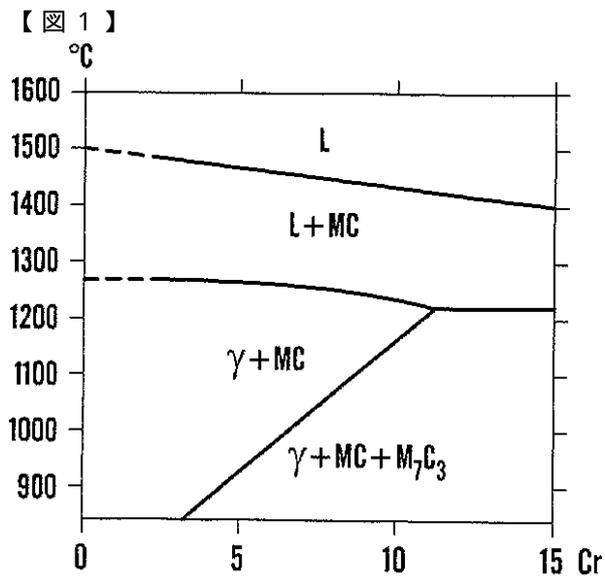


Fig. 1

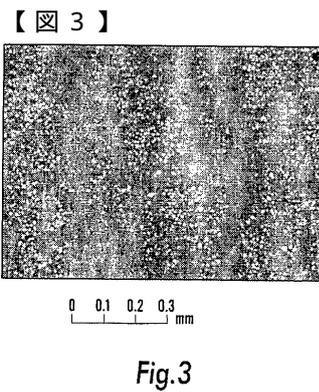


Fig. 3

【 図 2 】

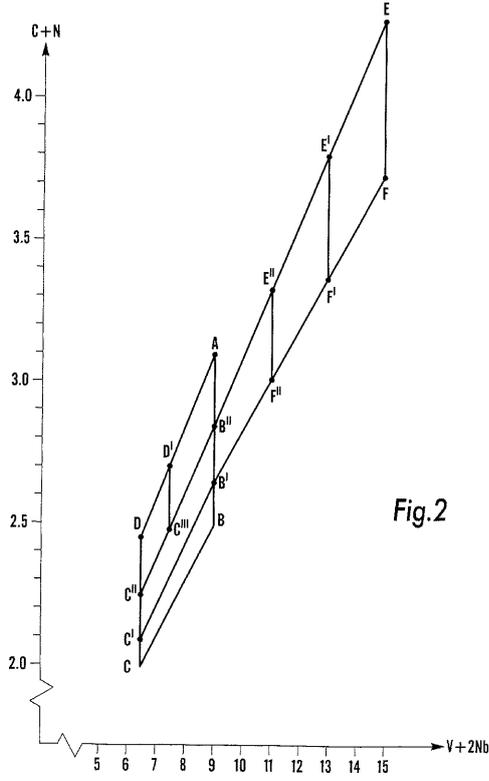


Fig.2

【 図 4 】

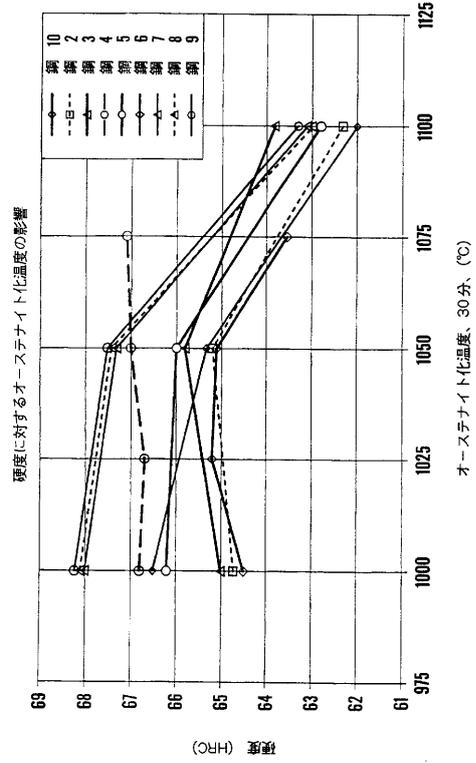


Fig.4

【 図 5 】

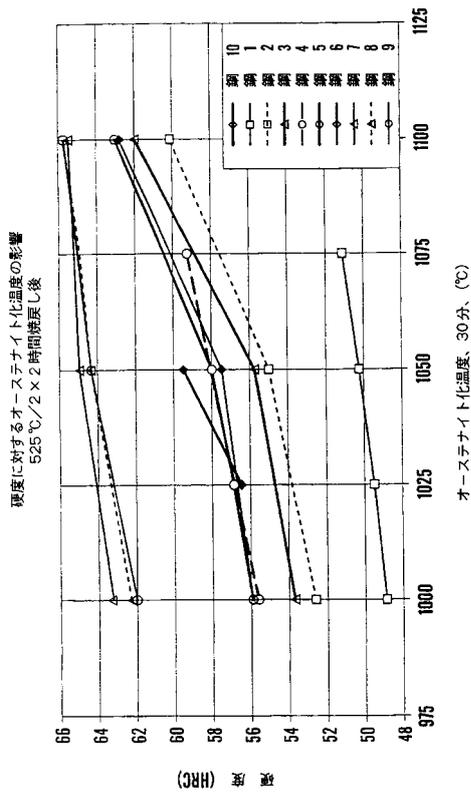


Fig.5

【 図 6 】

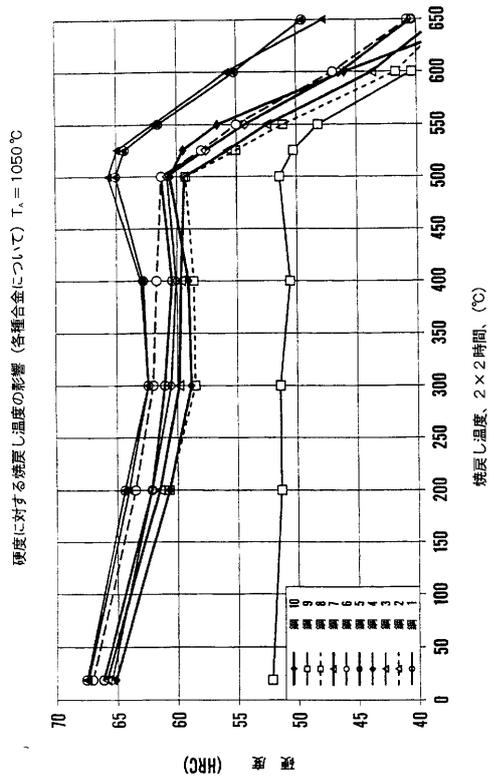


Fig.6

【 7 A 】

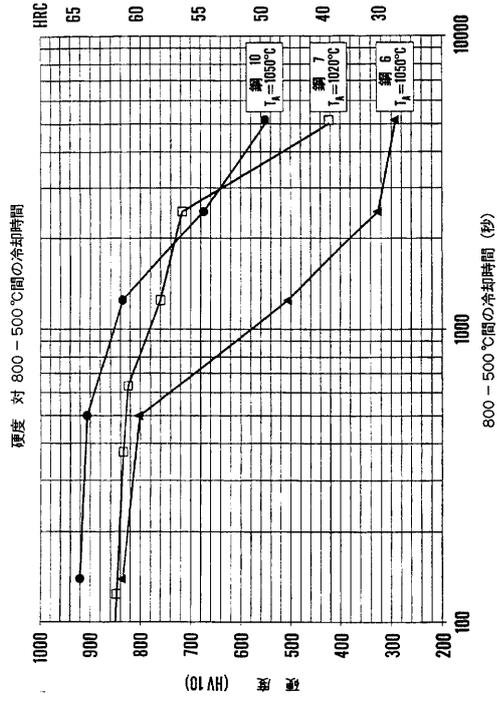


Fig.7A

【 7 B 】

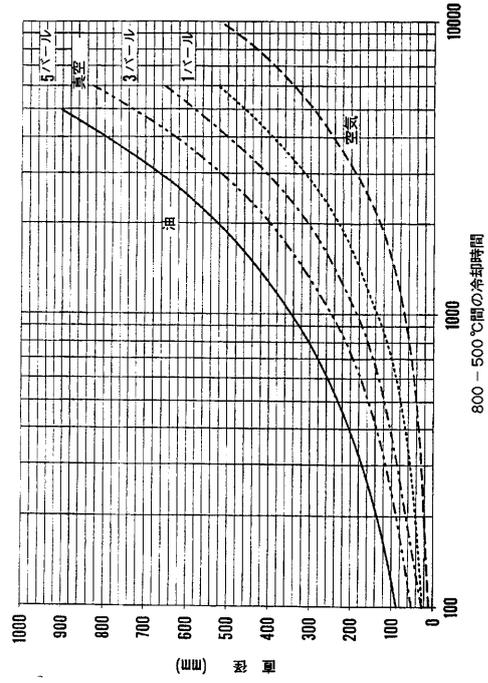


Fig.7B

---

フロントページの続き

(51)Int.Cl. F I  
C 2 1 D 6/00 (2006.01) C 2 1 D 6/00 1 0 1 A

(72)発明者 サンドベルイ、 ウッド  
スウェーデン国 エス - 6 8 3 4 0 ウッデホルム ストランドヴェーガン 2 8

審査官 井上 猛

(56)参考文献 特開平 0 8 - 0 7 3 9 7 7 ( J P , A )  
特開平 0 9 - 2 5 6 1 0 8 ( J P , A )

(58)調査した分野(Int.Cl. , D B 名)

C22C 38/00-38/60

C22C 33/02

B22F 3/115

C21D 6/00