

(19) 日本国特許庁(JP)

## (12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第5296554号  
(P5296554)

(45) 発行日 平成25年9月25日(2013.9.25)

(24) 登録日 平成25年6月21日(2013.6.21)

(51) Int.Cl.	F 1
C 21 D 9/00	(2006.01) C 21 D 9/00 F
F 01 L 3/02	(2006.01) F 01 L 3/02 G
C 22 C 38/00	(2006.01) C 22 C 38/00 302 Z
C 22 C 38/58	(2006.01) C 22 C 38/58
C 21 D 8/00	(2006.01) C 21 D 8/00 E

請求項の数 18 (全 20 頁)

(21) 出願番号	特願2008-551817 (P2008-551817)
(86) (22) 出願日	平成19年1月22日 (2007.1.22)
(65) 公表番号	特表2009-524740 (P2009-524740A)
(43) 公表日	平成21年7月2日 (2009.7.2)
(86) 国際出願番号	PCT/FR2007/000121
(87) 国際公開番号	W02007/085720
(87) 国際公開日	平成19年8月2日 (2007.8.2)
審査請求日	平成21年10月30日 (2009.10.30)
(31) 優先権主張番号	0600724
(32) 優先日	平成18年1月26日 (2006.1.26)
(33) 優先権主張国	フランス (FR)

(73) 特許権者	506034754 オウベル・アンド・デュヴァル フランス・F-75015・パリ・アヴニ ュ・デュ・メール・33・トゥール・マイ ン・モンパルナス
(74) 代理人	100064908 弁理士 志賀 正武
(74) 代理人	100089037 弁理士 渡邊 隆
(74) 代理人	100108453 弁理士 村山 靖彦
(74) 代理人	100110364 弁理士 実広 信哉

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】内燃機関バルブを生産する方法及びこの方法にて得られたバルブ

## (57) 【特許請求の範囲】

## 【請求項 1】

内燃機関のための単一バルブを生産する方法であって、

- 鋼は重量パーセンテージで以下の組成を有して生産され、鋳造されており、

- 0.45% C 0.55%
- 1.2% Cr 1.8%
- 1% Si 2.5%
- 微量 Mn 2%
- 0.2% V 0.5%
- 微量 Mo 0.5%
- 0.55% < C + N < 0.70% であって、0.05% < N < 0.15%
- 微量 Ni 1%
- 微量 Cu 0.25%、又は、Cu > 0.25% の場合には Cu 0.5 Ni
- 微量 Co 1%
- 微量 W 0.2%
- 微量 Nb 0.15%
- 微量 Al 0.025%
- 微量 Ti 0.010%
- 微量 S 0.030%
- 微量 P 0.040%

10

20

・微量 B 0 . 0 0 5 0 %  
 ・残余は鉄と生産作業からの不純物  
 - 前記鋼を、恒温状態において、1 0 0 0 ~ 1 2 0 0 で圧延及び／又は鍛造によって熱機械的に変態するステップと、  
 - 前記バルブに一定の特性及び形状を付与する最終の熱的及び熱機械的処理作業を行うステップであって、前記最終の熱的及び熱機械的処理作業が、  
 鍛造又は押出成形によって加熱成形するステップと、  
 前記バルブの特定の部分に行われる、HF焼入れ、プラズマ焼入れ、又はレーザーショックによる局所的表面焼入れ作業によって生産を終了するステップと、  
 を含む、熱的又は熱機械的処理作業を行うステップと、  
 を有する方法。 10

## 【請求項 2】

前記熱機械的に変態するステップの後に、熱機械的に変態された前記鋼を、650 ~ 900 で2 ~ 8時間軟化焼鈍し、続いて空気中又はオープン中において冷却するステップをさらに備えることを特徴とする請求項1に記載の方法。

## 【請求項 3】

前記熱的又は熱機械的処理作業を行うステップ中の前記鍛造又は押出成形によって加熱成形するステップの後、かつ前記局所的表面焼入れ作業によって生産を終了するステップの前に、機械加工によって前記バルブに精密な所定の寸法を付与するステップをさらに備えることを特徴とする請求項1又は2に記載の方法。 20

## 【請求項 4】

14% Cr 16%であることを特徴とする請求項1 ~ 3のいずれか一項に記載の方法。

## 【請求項 5】

1% Si 2%であることを特徴とする請求項1 ~ 4のいずれか一項に記載の方法。

## 【請求項 6】

0.05% N 0.12%であることを特徴とする請求項1 ~ 5のいずれか一項に記載の方法。

## 【請求項 7】

微量 Mn 1%であることを特徴とする請求項1 ~ 6のいずれか一項に記載の方法。 30

## 【請求項 8】

Si% / Mn% 1であることを特徴とする請求項1 ~ 7のいずれか一項に記載の方法。

## 【請求項 9】

0.2% Mo 0.5%であることを特徴とする請求項1 ~ 8のいずれか一項に記載の方法。

## 【請求項 10】

微量 Ni 0.5%であることを特徴とする請求項1 ~ 9のいずれか一項に記載の方法。

## 【請求項 11】

微量 Al 0.015%であることを特徴とする請求項1 ~ 10のいずれか一項に記載の方法。 40

## 【請求項 12】

微量 S 0.003%であることを特徴とする請求項1 ~ 11のいずれか一項に記載の方法。

## 【請求項 13】

微量 P 0.010%であることを特徴とする請求項1 ~ 12のいずれか一項に記載の方法。

## 【請求項 14】

微量 B 0.0020%であることを特徴とする請求項1 ~ 13のいずれか一項に記 50

載の方法。

【請求項 1 5】

前記最終の熱的又は熱機械的処理作業は、焼入れ作業と、該焼入れ作業に引き続く焼き戻し作業とを含むことを特徴とする請求項 1 ~ 1 4 のいずれか一項に記載の方法。

【請求項 1 6】

前記最終の熱的又は熱機械的処理作業は、焼鈍作業と、該焼鈍作業に引き続く機械加工作業とを含むことを特徴とする請求項 1 ~ 1 4 のいずれか一項に記載の方法。

【請求項 1 7】

局所的表面焼入れによって作用される前記バルブの特定の部分は、システムの端部及び/又は弁座接触面であることを特徴とする請求項 1 ~ 1 6 のいずれか一項に記載の方法。

10

【請求項 1 8】

請求項 1 ~ 1 7 のいずれか一項に記載の方法を使用して生産されていることを特徴とする、内燃機関のための単一型バルブ。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0 0 0 1】

本発明は鉄冶金学に関する。より具体的には、本発明は内燃機関のバルブの生産に関する。

【0 0 0 2】

本発明の好ましい応用は、“E G R”タイプ(排気ガス再利用型)のディーゼルエンジン用の給入バルブの生産であり、これらバルブは燃焼ガスと接触するように配置され、燃焼ガスは、この燃焼ガスの完全燃焼と汚染排出生成物の量の削減とを確実にするために給入口において再噴射される。

20

【0 0 0 3】

これらバルブは使用される際に、局所的に 400 ~ 500 の温度に達する場合があり、高度の機械的応力及び腐食性環境に曝される。

【0 0 0 4】

さらにまた、このタイプのエンジンの長期のアイドリング期間中にバルブ上に堆積した凝縮物は非常に高い反応性を有している。

【0 0 0 5】

30

これら反応性の高い状況の下では、従来からバルブを生産するために使用される炭素鋼、低合金組成の鋼、及びクロム合金化鋼及びシリコン合金化鋼は、不十分な耐腐食性しか有していない。

【0 0 0 6】

高度に合金化されたオーステナイト鋼は、これら条件化において腐食に対する非常に良好なレベルの耐性を与えるが、その材料コストは非常に高い。

【0 0 0 7】

さらに、これらオーステナイト鋼は焼入れによって硬化することができない。バルブの接触面とバルブのシステムの端部とは、高い硬度と良好な耐磨耗性とを有しなければならない。よって、一般的に、オーステナイト鋼から成るバルブは以下を含む 2 つ ~ 3 つの要素から構成されている。

40

- 高い硬度を有し、耐腐食性を有し、コーティングによって堆積される合金から生産される、弁座接触面

- 焼入れによって高い硬度を有することができるマルテンサイト鋼から生産された、システムのコールドエンド

【0 0 0 8】

全ての場合において、これはバルブのコストを増加させる。

【0 0 0 9】

さらに、オーステナイト鋼の高い耐クリープ性は、500 以下の温度においては有利ではない。最後に、オーステナイト鋼の低い熱伝導率は実際にはかなり不利である。

50

## 【0010】

したがって、オーステナイト鋼の使用は、いくつかの面では“過剰品質”を構成するとともに、技術的な欠点をも有する。さらに、この解決法を実施する高いコストは、工業的レベルにおいては全体的に満足のできないものとなる。

## 【発明の開示】

## 【発明が解決しようとする課題】

## 【0011】

よって、特にこのバルブを単一の固体構成要素の形状で生産することが可能であるので、一部の自動車運転者にとっては、低い生産コストを維持しつつ、作業中の高度な機械的特性と腐食に対する高度な耐性とを有するEGRディーゼルエンジンのために生産された入口バルブを可能とする方法を有することが必要である。

10

## 【課題を解決するための手段】

## 【0012】

このために、本発明は内燃機関のための単一バルブを生産する方法に関し、この方法は以下の特徴を有している。

- 鋼は以下の重量%の成分を有して生産され、鋳造される。

- 0.45% C 0.55%
- 1.2% Cr 1.8%
- 1% Si 2.5%
- 微量 Mn 2%
- 0.2% V 0.5%
- 微量 Mo 0.5%
- 0.05% N 0.15%、かつ0.55% C + N 0.70%
- 微量 Ni 1%
- 微量 Cu 0.25%、又はCu 0.25%の場合にはCu 0.5% Ni
- 微量 Co 1%
- 微量 W 0.2%
- 微量 Nb 0.15%
- 微量 Al 0.025%
- 微量 Ti 0.010%
- 微量 S 0.030%
- 微量 P 0.040%
- 微量 B 0.0050%

20

残量は鉄及び生産作業から生じる不純物である。

- 鋼は、例えば1000~1200での圧延及び/又は鍛造によって熱間状態において熱機械的に変態される。

- 軟化焼鈍作業が、任意に650~900において2~8時間行われ、空気中又は炉中において冷却される。

- バルブの一定の特性及び/又は形状をバルブに付与し、鍛造又は押し出しによる熱成形を含み、HF焼入れ作業、プラズマ焼入れ又はレーザ衝撃のような、バルブの特定の部分に行われる局所的な表面焼入れ作業を有する、最終の熱的又は熱機械的処理作業が行われる。

30

好ましくは、14% Cr 16%である。

好ましくは、1% Si 2%である。

好ましくは、0.05% N 0.12%である。

好ましくは、微量 Mn 1%である。

好ましくは、Si% / Mn% 1である。

好ましくは、0.2% Mo 0.5%である。

好ましくは、微量 Ni 0.5%である。

好ましくは、微量 Al 0.015%である。

40

50

好ましくは、微量 S 0.003 %である。  
 好ましくは、微量 P 0.010 %である。  
 好ましくは、微量 B 0.0020 %である。

## 【0013】

最終の熱的又は熱機械的処理作業は、焼入れ作業とその後の焼き戻し作業を含むことができる。

## 【0014】

最終の熱的又は熱機械的処理作業は、焼鈍作業とその後の機械加工作業を含むことができる。

## 【0015】

局所的な表面焼入れによって作用されるバルブの部分は、ステムの端部及び／又は弁座接触面とすることができる。

10

## 【0016】

また、本発明は、上述の方法を使用して生産された、内燃機関のための単一バルブに関する。

## 【0017】

本発明は、第1にステンレス鋼の成分の精密な平衡に基づいていることが理解されるだろう。本発明は、生産される部品がマルテンサイト構造及び十分な熱機械的な処理作業に従う有利な機械特性と、オーステナイトステンレス鋼に近い耐腐食性とを有することを可能にする。次いで、本発明は、バルブに顕著な特性を付与する熱的及び機械的処理作業、及び特に、例えば（限定されるわけではないが）生産作業を終了させる、最も高い応力がかかる部分のHF焼入れ作業に基づいている。

20

## 【0018】

本発明は、図面を参照した以下の記載からより良く理解される。

## 【0019】

使用される鋼は、実際の応用、すなわち内燃機関のための単一バルブの生産に独特な様々な基準を満足しなければならない。

## 【0020】

ステム及びバルブヘッドにおける金属の量は、硬度及び耐摩耗性のレベルを有さなければならず、部品の仕上げ手順（機械加工、研削、研磨・・・）及び十分な程度の延性の観点において高すぎてはならない。

30

## 【0021】

他方、バルブの弁座接触面及びステムの端部は、非常に高い硬度及び耐摩耗性を提供しなければならず、このために、鋼は特定の表面処理、すなわち局所的な表面焼入れ作業に耐えることができなければならない。この種の局所的な表面焼入れ作業は最も一般的には“高周波焼入れ”又はHF焼入れとして知られている方法によって行われ、この作業は、対象となっている領域のみを誘導システムを使用して短時間、大幅に加熱することを含んでいる。マルテンサイト鋼のバルブの表面は、この熱的な“フラッシュ”によって再オーステナイト化され、次いで、加熱された表面領域が、冷たいままである下層の基板による熱伝導によって急速に冷却されることによる急激なマルテンサイト焼入れを受ける。これらの条件の下で、HF焼入れを使用して処理され、その構造がマルテンサイトである表面は、対象とされる応用に対して必要とされる55～60HRCの硬度の平均レベルに容易に達する。耐摩耗性の制約として望まれる硬度の平均レベルは最も一般的には58HRCである。

40

## 【0022】

HF焼入れと同様の方法で、プラズマ焼入れ又はレーザーショック（“レーザーピーニング”とも呼ばれる）のような、局所的な表面焼入れを含む表面処理の別の方法を用いて匹敵する結果を得ることが可能である。

## 【0023】

バルブの使用に直結するこれら種々の基準に加えて、本発明において使用される鋼は、

50

バルブの生産に関する種々の制限にも従わなければならない。バルブの生産は、それぞれが金属の特性及び作用における厳しい制限を課する、2つの主な相において行われる。

【0024】

金属精錬生産者は所定の組成の鋼を生産し、鋳造し、加熱成形し、次いでバルブの製造業者に棒材の形で供給する。

【0025】

この製造業者は、次いで棒材をスラグに切断し（この作業は“所定の長さへの切断”とも呼ばれる）、次いで、通常は鍛造又は押出成形によるバルブの形成を行う。

【0026】

第1の要求は、本発明において使用される鋼が適度な材料コストを有することである。

10

【0027】

金属精錬業者にとって、安い材料コストは、ニッケル、モリブデン、タングステン、等のようなコストのかかる元素による大幅な添加がないことを意味し、よって容易に商業的に入手可能であり、厳密な選択を要しない廉価な原材料の使用を意味している。この最後の点それ自体は、望ましい鋼が、不可避な残りの元素及び通常の再使用スクラップに見られる様々な含有成分（ニッケル、銅、バナジウム、モリブデン等）許容し得るということを意味する。

【0028】

また、鋼の生産中は、金属製造業者は高い歩留まりの設備（従来の電気炉、連続鋳造など）及び簡単かつ信頼性の高い生産方法を使用することができなければならない。第1に、“インゴットの経路”が生産者に使用され次第、鋼は、浪費の原因であることが多いインゴットの“割れ”（冷却中の亀裂の表面での発生）の現象を防止するように、十分に“焼入れされていない”状態でなければならない。

20

【0029】

材料をほぼ最終的な製品に（例えば、圧延又は鍛造によって）変換するのに責任を有する人にとって、鋼は高温における延性に関する良好な特性を理想的には有し、高温状態において割れの形成に対して敏感であってはならない。この場合、鋼に対する低いレベルの焼入れ性は、変態の手順が圧延又は鍛造を含む多くの中間段階を備える場合に利点を構成する。低いレベルの焼入れ性は、中間的なほぼ最終の製品の割れの危険を制限し、室温へ戻る間の自己焼鈍を含む機構を使用した鋼の軟化を促進する。

30

【0030】

鋼が次いでバルブ製造者の観点で従わなければならない制限は多く、通常は生産ラインが大幅に統合され自動化されているということは不可避である。

【0031】

製造者は、まず棒材を切断し、次いで鍛造又は押出成形のいずれかによる、バルブの加熱成形に対する実際の作業を行う。

【0032】

最初の切断作業は、金属が脆くないこと、低いレベルの硬度を有すること、及び切断機に対する低いレベルの摩擦を有することを仮定している。特に、切断される鋼中の粗い炭化物は、切断の切断刃の劣化の原因であり、よって回避されるべきである。

40

【0033】

スラグのバルブへの熱間変態のための2番目の主な作業においては、金属は以下の基準に合致しなければならない。

【0034】

変態の作業は通常、可能な最高温度（1150 ~ 1200）において行われるので、金属はこれら温度において十分なレベルの延性を有しなければならない。

【0035】

さらに、バルブのシステムは通常、この作業中に少しの程度しか変形しないので、その構造は当初のバーの構造と、特にバルブを形成する前の再加熱の繰り返し中のその展延に大きく依存する。よって、鋼の構造は、高温（1150 ~ 1200）における加熱作業に

50

関する高度の安定性を有しなければならない。

【0036】

形成作業後には、製造者は熱処理とバルブの仕上げとを行う。よって、鋼は、使用者の仕様に合うように行われる熱処理作業に耐えなければならない。

【0037】

従来技術から既知であるマルテンサイトステンレス鋼は、2つのカテゴリー、すなわち1つめの低炭素濃度（C 0.1%）を有する鋼を備えるものと、2つめの高炭素濃度（ほぼ1%までの）を有する鋼を備えるものとに分類することができる。

【0038】

炭素濃度の低いマルテンサイトステンレス鋼は、通常は17%までのクロムを含有することができ、腐食に対する良好なレベルの耐性を有し、本発明に対して予想される好ましい応用に適合する。しかし、これら鋼は硬化に対して非常に敏感であり、割れに対し敏感であり、硬度を下げる意図する焼鈍作業に耐えることが難しい。さらに、炭素濃度の低いマルテンサイトステンレス鋼は、少量の炭素しか含有していないので、HF焼入れの最大硬度は要求レベルに達することができなく、炭化物の低い濃度は耐摩耗性を制限する。

【0039】

従来技術から既知である高炭素濃度のマルテンサイトステンレス鋼は、良好なレベルの耐摩耗性とHF焼入れされたままの状態における硬度のレベルとを有し、この耐摩耗性は炭化物の量が増加するにつれて増加し、硬度は炭素濃度につれて通常のように増加する。通常、合金炭素鋼の硬度は炭素の含有量に伴って増加する。0.45%という最小炭素濃度は、焼入れされたままの鋼における58HRCの最小硬度を与える。

【0040】

従来技術においては、17%までのクロムと0.45%以上の炭素を含有する多くの鋼があり、これらは上述に規定された使用のいくつかの規定に合致している。しかし、これらのどれもこれら仕様に完全に合致してはいない。例えば、0.5%以上の炭素を含有する鋼の耐腐食性は、耐腐食性に対して必要とされる元素であるクロムが炭化クロム（Fe、Cr）<sub>7</sub>C<sub>3</sub>又は（Fe、Cr）<sub>23</sub>C<sub>6</sub>によって大量に“固定”されるので、実質的に非常に低下してしまう。炭化物によってこのように消費されるクロムは、耐腐食性がこのように大幅に低下している隣接するマトリックスから“取られる”。さらに、炭素濃度が増加するにつれて、これら鋼は処理状態又は軟化状態においてより脆くなる。

【0041】

他方、これら炭素鋼の多くは、モリブデン、タングステン、ニオブのような、炭化物を形成する様々な比率の要素を含有している。それらは、対象となる適用において過剰の無益な物質となる。

【0042】

最後に、特定の例における例外として、従来技術のマルテンサイトステンレス鋼の焼入れ性は生産工程及びバルブの生産ラインに対して好適ではない。通常、クロムを高度に含有し、約0.5%以上の炭素を含有する鋼は、生産工程に焼鈍のサイクルを付加するので、不必要に、又は望ましくない高度の焼入れ性を提供する。高レベルの応力に曝され、高度の熱耐性を必要とする入り口バルブに使用される、X85CrMoV-18-2鋼は、価格の高い元素であるモリブデンを大量（2~3%）に含有する。この鋼は高度の焼入れ性を特徴としており、この高度の焼入れ性は、熱力学的な原因からなるか、又はマルテンサイト変体に起因する高い応力レベル、及び鋼製造者及び変態装置（鍛造装置又は圧延装置）による中間製品の生産中の廃棄物の原因である。

【0043】

本発明は、単純な鉄-クロム-炭素系への、バナジウムと非常に廉価なシリコン及び窒素の2つの元素との添加に基づいており、以下の比率を有している。ここで%は重量%である。

C : 0.45~0.55%

Cr : 12~18%、好ましくは14~16%

10

20

30

40

50

S i : 1 ~ 2 . 5 %、好ましくは 1 ~ 2 %  
 M n : 2 %までの微量、好ましくは 1 %までの微量、好ましくは S i % / M n % 1  
 V : 0 . 2 ~ 0 . 5 %

M o : 0 . 5 %までの微量、好ましくは 0 . 2 ~ 0 . 5 %  
 N : 0 . 0 5 ~ 0 . 1 5 %であって C + N が 0 . 5 5 ~ 0 . 7 0 %  
 N i : 1 %までの微量、好ましくは 0 . 5 %までの微量

C u : 0 . 2 5 %までの微量、又は C u > 0 . 2 5 %の場合には C u 0 . 5 × N i  
 C o : 1 %までの微量

W : 0 . 2 %までの微量

N b : 0 . 1 5 %までの微量

微量 A l 0 . 0 2 5 %、好ましくは 0 . 0 1 5 %

微量 T i 0 . 0 1 0 %

微量 S 0 . 0 3 0 %、好ましくは 0 . 0 0 3 %

微量 P 0 . 0 4 0 %、好ましくは 0 . 0 1 0 %

微量 B 0 . 0 0 5 0 %、好ましくは 0 . 0 0 2 0 %

生産作業から生じる鉄及び不純物：残量

#### 【0044】

シリコンの添加は、鋼に要求される全ての特性及び作用を達成し調整する不可欠な役割を果たす。特に、シリコンは構造の焼入れ性を制御する。

#### 【0045】

通常、マルテンサイトステンレス鋼は“自己焼入れ”鋼のカテゴリーに区分される。すなわちその構造のマルテンサイト変態は、オーステナイト相領域にある温度からの冷却作業中に非常に容易に達成される。通常の炭素の含有量に対しては、これら鋼のオーステナイト相は、高温において形成され、例えば 250 の低温へいすれの構造的変態を生じることなく冷却することができる。つまり、オーステナイト相は準安定な状態にある。冷却作業が続く場合、準安定なオーステナイト相は、それぞれの鋼に特徴的な M s 温度からは、マルテンサイトに全く突然に変態する。

#### 【0046】

“自己焼入れ性を有する”として参照される鋼においては、オーステナイト構造の準安定性は、遅い冷却速度であってさえ、非常に顕著である。このように、低濃度又は中濃度の炭素含有量を有する、Fe - Cr - C 系のマルテンサイトステンレス鋼によって、例えば空冷のような遅い冷却速度の場合であってさえ、大きな断面を有する製品の完全な芯部のマルテンサイト変態を得ることが可能である。これは Fe - C 計の炭素量では不可能である。なぜなら、Fe<sub>3</sub>C の炭化物の析出が非常に迅速であり、よってオーステナイト範囲から行われる冷却作業中に容易に引き起こされるからである。

#### 【0047】

よって、これがマルテンサイトステンレス鋼において行われない場合、それは、Fe<sub>3</sub>C の炭化物が熱力学的平衡の炭化物ではないからである。Fe - Cr - C 系のマルテンサイトステンレス鋼の平衡である炭化物は、(Fe, Cr)<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 炭化物であり、その析出の動力学は Fe<sub>3</sub>C 炭化物の析出の動力学より大幅に遅い。

#### 【0048】

高度の焼入れ性は、高度の機械的特性が鋼の熱的処理によって求められる場合に最終製品の段階において有利であるが、製品の生産手順全体中の多くの問題の原因となる。棒材及び半製品のクラック、脆さ及び過剰な硬度に関連する問題、金属の硬度を減少させるために手順に焼鈍サイクルを付加しなければならないこと、を挙げることができる。

#### 【0049】

これは、生産廃棄物、予防策、及び生産手順における負荷であり、鋼の低度の焼入れ性が生産段階において好ましいとされるのは、この理由のためである。

#### 【0050】

しかしながら、通常は Fe - Cr - C 系のマルテンサイトステンレス鋼である本発明に

10

20

30

40

50

おいて使用される鋼の組成は、内燃機関のバルブのような小さい寸法を有する最終製品に好適に適用される比較的適度なレベルの焼入れ性を提供する。鋼にこの特性を付与するには、1%より高いシリコン含有量の添加である。本発明は、本発明による鋼の組成の相状態図のシリコンの含有量による擬似2元断面を示す図1に示されているように、シリコンが、その1%より高い濃度である場合に、オーステナイト化温度の広い範囲において、(Fe, Cr)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>炭化物の安定な析出をもたらす。他の主な元素は、C = 0.55% ; Mn = 0.5% ; Cr = 15.5% ; Mo = 0.3% ; V = 0.3% ; N = 0.1% である。この図は、金属学では普通に使用されるTHERNOCALCソフトウェア及びTCFEデータベースを使用して行われたモデリングである。

## 【0051】

10

この図において、

- “1”で示される境界は、オーステナイトの領域とオーステナイトとフェライトとが共存する領域との間の平衡に対応する Ae3として参照される温度に対応している。
- “4”で示される境界は、窒化バナジウムVNが冷却中に出現する温度に対応している。
- “5”で示される境界は、オーステナイト中に(Fe, Cr)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>の炭化物の出現に対応している。
- “6”で示される境界は、オーステナイトとフェライトとが共存する領域とフェライトの領域との間の平衡に対応するAe1として参照される温度に対応している。
- “7”で示される境界は、(Fe, Cr)<sub>23</sub>C<sub>5</sub>の炭化物のソルバス(solvus)に対応しており、(Fe, Cr)<sub>23</sub>C<sub>5</sub>は、“5”の境界線の下限より下で(Fe, Cr)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>の炭化物との置換で安定な炭化物となる。
- 境界“1”と“6”との間の“8”で示される境界は、窒化物Cr<sub>2</sub>Nのソルバスである。

20

## 【0052】

30

実験的な状況においては、以下の2つの組成が生産され、次いで鍛造された。一方は低シリコン濃度を有する(本発明によるものではない)参照(A)であり、他方(B)は本発明に使用される鋼の代表であり、高濃度のシリコンを有し、他の元素に関しては上述のものに非常に近い。これら2つの組成は図1の図上に位置するものであり、表1に記載されている。

## 【0053】

## 【表1】

元素 (重量%)	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	N	W	Nb	Cu	Co	Al	Ti	S	P
A(参照)	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 試験された試料の組成

40

## 【0054】

前記2つの鋳造物は、本発明の最大限(0.70%)に近い0.67%のC+N含有量を有することに注意するべきである。

## 【0055】

製品は1180で金槌を用いて鍛造され、続いて1180に長時間加熱され続けた。鍛造された棒材にかけられた軟化サイクルは、以下のとおりである。

- 775での8時間の恒温保持
- 続いてのオープン中の550までのゆっくりとした冷却(40/時間以下)

## 【0056】

鍛造と軟化焼純タイプの当初の熱処理作業の適用との後に、これら2つのオーステナイ

50

ト範囲内に位置した組成は膨張計測を使用してテストされ、1050度の温度からの連続的な冷却に関する金属学的変態図を形成した。

【0057】

組成Aのマルテンサイト変態又はベーナイト変態のレベルは、かけられた全ての冷却速度に対して常に非常に高く維持され、この冷却速度は25~200mmの直径の棒材の空気中における芯部の冷却の発現に対応している。よって、この材料はその成形の様々な段階において割れの形成を受けやすい。

【0058】

他方、本発明によるシリコンを富化された組成Bは、オーステナイトのフェライト、炭化物、及び窒化物への分解によって高温(700~800)で急速に変態する。膨張計測においては、シリコンを富化されたこの鋼のオーステナイトの分解は、炭素鋼の既存のパーライト変態に非常に似通っている。本発明に使用することができる組成Bに対しては、マルテンサイト変態の残存レベルは、50mm以上の直径の棒材の空気中の芯部の冷却に対応する全ての冷却速度に対して無視できるほど小さく、25mmの直径までの芯部に制限される。

【0059】

よって、製品に出現する割れの危険は、バルブの生産サイクル全体の間、非常に低い。

【0060】

さらに、本発明の組成Bの完全なマルテンサイト変態は、速い冷却速度の適用を使用して可能である。1050での分解と20mmの直径を有する試料の油焼入れの後に、鋼Bの構造はマルテンサイトでありHRC58の硬度を有する。また、その構造は顕著に微細であり、鋼Aの構造より均一である。図1によれば、焼入れ時に(Fe, Cr)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>の炭化物が鋼Bには存在するのに対し、鋼Aには(Fe, Cr)<sub>2</sub><sub>3</sub>C<sub>6</sub>の炭化物が存在する。

【0061】

本発明に使用される鋼組成に対して必要とされる特性は、合金元素の精密な平衡によって得られる。

【0062】

炭素はマルテンサイト又は任意にベーナイトに硬度を付与するために本質的な元素であり、マルテンサイト又はベーナイトは焼入れ作業中に形成される。炭素の最小含有量は、熱処理後のHRC硬度58のレベルを達成するがデルタフェライトを有さない金属学的構造を達成するために、0.45%でなければならない。

【0063】

炭素の最大含有量は0.55%に制限される。これ以上では、炭素はあまりにも多量のクロム炭化物を形成し、クロム炭化物は適用に対して脆化性であって不利であり、棒材の固化に起因する固体の炭化物の場合には有害でさえあり、母材中の”自由な”クロムのわずかな部分は、酸化に必要とされる含有量を有するにはあまりにも少なくなる。

【0064】

シリコンは本発明の主な添加元素である。望ましい低レベルの焼入れ性を得るために、シリコンの含有量は1%以上、好ましくは1.4%以上でなければならない。シリコンの含有量は、安定なフェライトを有さない構造を維持するために最大2.5%に制限される。シリコンは、酸化及び硫黄による腐食に対する耐性を強化することによる鋼の使用に対して非常に有利である第2の作用を提供し、この作用はクロムの作用を補う。また、シリコンは脱酸に対する効果的で安価な元素を構成する。しかし、シリコンは鋼の熔融が始まる温度(固溶線)を低下させ、鍛造可能な範囲を減少させる。

【0065】

好ましくは、シリコンの最大含有量は、高温、すなわち1200までの温度における最良の可鍛性を求める場合には、2%に制限される。

【0066】

クロムは本発明において使用される鋼の本質的な元素であり、入口バルブの環境に対す

10

20

30

40

50

る保護を可能とする。排ガス再噴射ディーゼルエンジンの場合には、動作中において、これら環境は酸化性であるとともに、燃料中の硫黄含有量による硫化性を有する場合のある熱いガスである。これらガスの凝縮物もまた腐食性である。鋼の表面に形成されるクロム酸化物は、純粹に連続的であり 12 % の鋼の母在中の最小平均含有量に対して保護的である。したがって、本発明の記載においては、このバルブはクロムに関する最小含有量であると考えられる。しかし、鋼中に存在する炭素がクロムの幾分かを固定すること、よってこの幾分かの部分が酸化物のフィルムの形成のためにもはや使用出来ないことを考慮すると、この組成におけるクロムの最小含有量は好ましくは 14 % である。

## 【0067】

クロムの最大含有量は鋼の金属学的平衡によって、特に熱間状態における熱的処理及び変態の温度においてフェライトを有さない純粹にオーステナイトである母材を有する構造を得ようとする要求によって、条件を決められる。本発明によって要求されるように、オーステナイト構造を維持するが高価でもある元素であるニッケルを添加することなく、0.55 ~ 0.70 % の含有量の炭素及び窒素の存在下において、クロムの最大許容含有量は 18 % である。シリコンの多量の添加が本発明において行われ、この元素がクロムと類似する効果を有している、すなわちフェライト相の出現を促進するので、クロムの最大含有量は好ましくは 16 % に制限される。これに加えて、Si の含有量が高く、C + N の含有量が低い場合にはデルタフェライトの出現の危険がある。

## 【0068】

窒素の添加は、固化中にこの元素の溶解度の最大レベルを超えないように、最大含有量 0.15 % まで、好ましくは 0.12 % まで行われる。これは金属中のガスの泡の形成をもたらし、固化された金属への空孔（穴）の出現を引き起す。

## 【0069】

廉価な窒素は 2 つの理由のために補足的な添加物として使用される。

## 【0070】

第 1 には、窒素は約 1000 ~ 1200 においてオーステナイト構造を安定化し、よって炭化物の過剰な析出の欠点を有することなく炭素を部分的に置き換えることができる。このように、窒素の添加によって、クロムが多く、炭素の制限された含有量を有する鋼におけるデルタフェライトの形成を防止することができる。

## 【0071】

第 2 に、窒素は、腐食性を有する凝集物の存在下における鋼の耐腐食性に有効である。

## 【0072】

これら 2 つの理由のため、窒素の最小含有量は 0.05 % であり、組成の良好な平衡（デルタフェライトが存在しない）を達成するために、C + N 0.55 % でなければならない。窒素の最小含有量は、上述に規定された炭素と窒素の最大含有量が過剰とならないように、C + N 0.70 % でなければならない

## 【0073】

バナジウムの添加は、窒素及び炭素とともに、熱的処理温度で安定なバナジウム窒化物及び炭化物の析出物を形成するために行われる。これは、構造の結晶粒の拡大を、圧延又は鍛造によって変態された金属の再結晶化が生じるこれら温度において、制限することを可能とする。

## 【0074】

バナジウムの窒化物及び炭化物は、鋼の耐摩耗性に対して有利であり、マルテンサイト鋼の耐クリープ性を増加させることで知られている。

## 【0075】

さらに、窒化バナジウム VN の形成は、母材のクロムを枯渇させる窒化クロム Cr<sub>2</sub>N の形成を制限することを可能とする。

## 【0076】

これら効果は 0.2 ~ 0.5 % のバナジウムの含有量に対して得られる。

## 【0077】

10

20

30

40

50

また、モリブデンの少量の添加が、従来技術から知られている高いレベルの硬度に対して処理された鋼の脆性を制限することに貢献するという効果のために行われる。顕著な効果は0.2%から見られ始める。0.5%の最大含有量が、鋼の材料コストを必要に増加させないように許容される。

#### 【0078】

これら適度なモリブデン及びバナジウムの添加は最終的に、鋼の生産中において、これら元素を含有する鋼の再利用に由来する原材料の使用を可能にするという、顕著な経済的利点をもたらす。

#### 【0079】

また、これら材料は、本発明に使用される鋼の特性に対して必要不可欠ではない他の残留元素を含み、よってこれら元素は微少量だけ存在する。再使用される鋼から由来する装入物中に頻繁に見られる残留金属元素は、実質的にマンガン、ニッケル、銅、タンゲステン、ニオブ、及びまれにコバルトである。

#### 【0080】

マンガンは、商業的に入手可能な多くの鉄系原材料中に存在する。マンガンは、電気炉のような生産工程のオープンにおいて容易に酸化される場合があるが、生産作業中におけるその積極的かつ強制的な除去は、コストがかかり本発明においては有利ではない。再使用される装入物は、通常本発明の内容において許容できる2%まで含有することができ、生産作業中の酸化によって大部分がいずれにしろ失われる。よって、マンガンの最終的な含有量を、鋼生産工場のオープン中における鋼の生産を行う実際に対して好適な原材料の混合の賢明な選択によって、本発明に使用される鋼において1%未満に制限することは簡単である。

#### 【0081】

本発明に使用される鋼に対して求められる特性に関しては、マンガンは、酸化及び硫化に対する耐性を減少させることで知られており、オーステナイトを安定化させ、鋼のマルテンサイト的焼入れ性を増加させるので、2%以上の含有量においては有害である。マンガンの最大残留量は、よって、2%以下、好ましくは微量～1%に制限されなければならず、これは鋼製造業者にとっては簡単かつ廉価である。

#### 【0082】

また、好ましい態様においては、本発明に使用される鋼は、マンガンとシリコンとの比率Si% / Mn%が1以上であるようなマンガンとシリコンとの含有量を備える。これは、この条件が自然な雰囲気中における鋳造耐火煉瓦中における液体金属の鋳造性を促進するからである。

#### 【0083】

ニッケルは、鉄系再利用原材料中に次第に度を増して存在する。よって通常は0.2～0.4%の比率で見受けられる。マンガンとは対照的に、原材料中のニッケルは、例えば従来の電気炉などの生産作業中に少量しか酸化されない。よって、ニッケルは最終的な金属中には殆ど必ず見受けられる。

#### 【0084】

本発明に使用される鋼に関しては、ニッケルは焼入れ性を大幅に増加させる元素であり、この理由によって1%以上の含有量は望ましくない。好ましくは、ニッケルの最大含有量は微量～0.5%である。

#### 【0085】

ニッケルと同様に銅もまた、約0.1～0.2%、0.4%までさえの含有量で通常の鉄系原材料に存在しており、生産作業中に除去されることはない。銅は、鉄・クロム系鋼が熱機械的変態手順の非常に高い温度にもたらされた場合に、鋼の結晶粒界における液体のフィルムの形成を促進するので、鉄・クロム系鋼の鍛造性を劣化させることで知られている。また、ニッケルは、オーステナイト相の安定化による液相の損失への粒内“溶出”的このメカニズムに対抗するのに非常に効果的であることで知られている。したがって、ニッケルが大量に存在する場合、本発明において使用される鋼は、比較的多量の銅に耐え

10

20

30

40

50

る。

【0086】

これら全ての理由のために、本発明の鋼の銅の最大含有量は、

- 最大 0.25% に制限されるか、
- 又は、  $Cu > 0.25\%$  である場合には、ニッケルの含有量の 0.5 倍に制限される。

【0087】

タンゲステンは、高価な元素であり、再使用原材料中にいくらか存在する。低含有量では、タンゲステンは鋼に、モリブデンによって付与されるのと同様の特性を付与する。よって、従来技術においては、タンゲステンは“モリブデンと等価”と考えられる場合が多く、重量パーセントとして、 $Mo$  (等価量) = 0.5 倍のタンゲステン含有量によって規定される。これら理由のため、本発明に使用される鋼は、0 ~ 0.2% のタンゲステンを含有することができる。

10

【0088】

コバルトは、例外的に特定の原材料に見受けられる。ニッケルと同様に、コバルトは、従来の電気炉における生産作業中の低レベルの酸化を有する。しかし、ニッケルとは対照的に、コバルトは本発明のバルブの特性及び挙動に有害な影響を有することはない。従って、本発明に使用される鋼の組成は、残留元素の形態で 1% までのコバルトを備えている。

【0089】

ニオブは、非常に低い含有量から、鋼においてオーステナイト化の温度又は熱力学的変態の温度におけるオーステナイトの結晶粒の膨張を制限することに寄与する安定な炭化物及び窒化物を形成することで知られている。従って、ニオブは、本発明において使用される鋼の結晶粒のサイズを制御するというバナジウムの役割を効果的に補うことができる。しかし、ニオブは、鋼の棒材の固化中に脆化されているネットワークにおける共晶炭化物及び窒化物の析出を促進するとも考えられる。これら理由のために、本発明において使用される鋼のニオブの含有量は、0.15% に制限される。

20

【0090】

ボロンの添加は可能である。この元素は、所定の場合には、結晶粒界に対する高度の結合を提供することができると考えられる。ボロンを添加することは、本発明の内容において決して必要不可欠なわけではないが、望ましい場合には、ボロンの含有量は微量 ~ 0.0050%、好ましくは微量 ~ 0.0020% でなければならない。

30

【0091】

アルミニウム及びチタンは、窒素とともに脆化性であり、従って望ましくない窒化物を形成するという事実によって避けられるべきである。

【0092】

アルミニウムの含有量は、0.025%、好ましくは 0.015% でなければならない。チタンの含有量は 0.01% でなければならない。

【0093】

硫黄に関しては、この種の鋼に関する標準は 0.0030% までを許容している。しかし、0.003% という最大含有量が、結晶粒間の脆化及びこの元素の存在に従来は結び付けられていた偏析の問題を回避するために好ましい。

40

【0094】

リンに関しては、標準におけるように 0.040% までは許容されるが、最大含有量 0.010% が硫黄と同じ理由のために好ましい。

【0095】

酸素に関しては、本発明は特定の要求を有していない。特に良好な介在物の特性が望まれない場合には、酸素含有量はシリコンの含有及び他の元素の意図した含有量を得るために必要とされる生産条件から自然にもたらされるもの（これは通常は主に脱酸素元素である）で十分である。0.0050% 以下のオーダの酸素含有量が一般的に得られるが、本発明の内容において優先して最適化される機械的特性が介在物の特性の程度には少ししか

50

依存しないので、一般的には肝要ではない。

【0096】

本発明において使用される鋼は、従来の材料に適用可能な方法に従って、それらの個々の特性を考慮して、生産することができる。よって、窒素のガス形態での添加が行われなければならないので、真空中で鋼を生産することはできない。

【0097】

このため、電気オーブン、AOD反応炉、又は大量の窒素を含有する、電気的スラグ再溶融プロセスを使用する2次的精錬の方法を含む、鋼の生産に好適な他の手段を使用することが可能である。再溶融は、例えば重要な介在物の特性が必要である場合に消耗型電極を用いてスラグ中において行うことができる。

10

【0098】

金属の铸造は、インゴット法、又は連續铸造法を使用して行われる。

【0099】

固化構造の均一化のための熱処理作業は、必要に応じて1150～1225の温度において行うことができる。

【0100】

これら作業に続いて、铸造された半製品の高温状態における熱力学的変態に対する、例えば鍛造及び/又は圧延などの通常は1000～1200の温度のステップが行われる。焼鈍作業は、構造を室温における作業のために最大限に軟化することが望ましい場合に、熱間変態後に任意に使用することができる。製品の軟化は、650～900の温度において2～8時間の間の恒温軟化焼鈍作業を使用して行われ、続いて空気中又はオーブンの冷却速度でのオーブン中における冷却が行われる。

20

【0101】

バルブに最終的な特性と形状とを付与する最終的な熱的又は熱機械的な処理作業が次いで行われる。

【0102】

最終的な熱的又は熱機械的な処理作業は、上述の熱間変態及び任意的な軟化焼鈍作業の結果として得られる半製品から切り出されたスラグの状態から行われる。これらスラグは次いで、高温(例えば、1150～1200)において鍛造されるか、又は押出成形され、バルブを形成する。次いで、冷却の後に、最終熱処理作業が行われる。これら最終熱処理作業は、焼入れ作業とができる、続いて焼き戻し又は焼鈍作業が最終機械加工の前に行われる。

30

【0103】

さらに、生産作業の最後に、例えばHF焼入れ又は同等の結果をもたらす別の方法によって、高いレベルの硬度を有しなければならない領域、すなわち、バルブの弁座接触面及び/又はシステムの端部において、局所的な表面焼入れ作業が行われる。

【0104】

本発明による方法の実施の例は以下のとおりである。

【0105】

鋼は以下の組成Cで電気オーブン中において生産された。

40

- C = 0.510%
- Mn = 0.462%
- Si = 1.43%
- Cr = 1.5.77%
- V = 0.370%
- Mo = 0.305%
- Ni = 0.129%
- S = 0.0019%
- P = 0.0094%
- Ni = 0.075%

50

- W 0 . 0 2 0 %  
- N b 0 . 0 1 0 %  
- C u 0 . 0 2 %  
- C o = 0 . 0 1 7 %  
- A l 0 . 0 2 5 %  
- T i 0 . 0 1 0 %  
- F e = 残余

#### 【 0 1 0 6 】

C + N を合計した量は 0 . 6 4 % であり、よって本発明の範囲の中心にある。

#### 【 0 1 0 7 】

次いで、この鋼は鋳造されインゴットを形成し、 1 1 8 0 への加熱の後に、圧延によって 8 5 m m の棒材に変態された。

#### 【 0 1 0 8 】

次いで、この棒材は 8 8 0 における 8 時間の恒温焼鈍作業をかけられ、次いで、 5 5 0 までオーブン中で冷却され、この温度で棒材はオーブンから取り出され空气中で冷却された。

#### 【 0 1 0 9 】

このように、この軟化作業後の棒材の硬度のレベルは効果的に低く、ほぼ 2 3 5 R B 又は 2 2 H R C (この低いレベルの硬度においては、 H R C 測定はもはや重要性を有していない) であった。芯部の焼入れ性の限界は、空气中における冷却作業に対して、 4 0 m m の直径に対応した。

#### 【 0 1 1 0 】

次いで、このようにして得られた棒材から始めて、棒材から切り出されたスラグの全体又は一部分の鍛造又は押出成形による高温状態における形成を含む、従来の作業がバルブを形成するために行われる。これらに引き続き、必要に応じて、最終顧客の要望にバルブの特性を順応させる熱処理作業が行われる。

#### 【 0 1 1 1 】

この方法において、例えば、 1 0 5 0 、 3 0 分の溶体化熱処理と、空气中で自然に冷却された 1 7 m m の直径に対応する急速冷却との後の、ベーナイト / マルテンサイト構造の硬度は 5 8 . 5 H R C であった。

#### 【 0 1 1 2 】

次いで、この硬度は焼入れと焼き戻しとの処理作業を使用して従来のように変更することができる。表 2 は、焼き戻しの条件と H R C 硬度のレベルとの例を示し、この硬度は上述の棒材についてのこれら条件の下で得ることができる。

#### 【 0 1 1 3 】

10

20

30

【表2】

焼き戻し 温度／時間／冷却	HRC 硬度	
500°C／2時間／空冷	57.1	10
525°C／2時間／空冷	54.4	
550°C／2時間／空冷	47.4	
575°C／2時間／空冷	44.0	
600°C／2時間／空冷	41.1	
625°C／2時間／空冷	39.5	
650°C／2時間／空冷	37.5	
700°C／2時間／空冷	33.1	
750°C／2時間／空冷	29.4	
800°C／2時間／空冷	24.6	

表2 焼き戻し条件による鋼CのHRC硬度

## 【0114】

最後に、本発明によれば、HF焼入れ作業がステムの端部及び／又はバルブの弁座接触面に対して行われ、通常は55～60HRCの硬度がこれら部分に付与された。

20

## 【0115】

本発明による処理の別の例は以下のとおりである。

## 【0116】

鋼は、以下の組成Dで生産された。

- C = 0.470%
- Mn = 0.585%
- Si = 1.36%
- Cr = 15.40%
- V = 0.36%
- Mo = 0.31%
- Ni = 0.100%
- S = 0.0021%
- P = 0.0068%
- Ni = 0.08%
- W < 0.02%
- Nb < 0.01%
- Cu < 0.02%
- Co = 0.017%
- Al = 0.025%
- Ti = 0.010%
- Fe = 残余

30

## 【0117】

C+Nを合計した量は0.57%であり、よって本発明において使用された組成の範囲の低い部分にある。

## 【0118】

鋳造されたインゴットは、1120で8時間均一化され、次いでハンマーを用いて1180において17mmの側面を有する正方形の断面を有する棒材に鍛造された。鍛造作業に引き続き、棒材は650のオープンに2時間の間入れられ、鍛造後の恒温焼鈍による金属の軟化のための処理作業にかけられた。

## 【0119】

50

この段階で、金属は  $8.5 \text{ mm/s}$  の変形速度及び  $1000 \sim 1230$  の温度での”急速な”引っ張り試験を使用して試験され、熱機械的変態の温度範囲における延性を増加された。金属の延性は引っ張り試験の通常のパラメータ、すなわち破断における伸び (A %) と破断領域の断面の減少 (Z %) とによって定められる。熱抵抗は、破断における最大応力 (Rm MPa) の変数によって図示されている。

【0120】

温度によるこれら変数の挙動 (evolution) を示す曲線は図2に示されており、組成Dを有する鋼の延性は  $1100 \sim 1230$  で最大値を有し、A及びZ(%)の最高値によって特徴付けられる。

【0121】

1100 以下では、機械的強度 (Rm) の連続的増加は漸進的に金属の塑性を減少させる。

【0122】

この組成Dに対しては、合計のC+Nの含有量は本発明による値の低限にあり、1050のオーステナイト化温度からの様々な冷却速度で行われる膨張試験に従って測定されたマルテンサイト変態の比率は、約  $6.0 \text{ mm}$  の直径を有する棒材の空气中での自然な芯部の冷却に対応する冷却速度以下の全ての冷却速度に対して無視できる程度となる。

【0123】

さらに、1050からのさらに速い冷却に続いて形成されるマルテンサイトは、57.7 HRCの硬度を有する。

【0124】

次いで、バルブを形成するための作業が行われた。

【0125】

次いで、完全なマルテンサイト構造の焼き戻しは、表3の下欄に示されるように、硬度の広いレベルの変化を、組成Dを有する鋼において得られることを可能にした。

【0126】

【表3】

焼き戻し 温度／時間／冷却	HRC 硬度
500°C／2時間／空冷	56.6
525°C／2時間／空冷	52.3
550°C／2時間／空冷	16.9
575°C／2時間／空冷	43.8
600°C／2時間／空冷	41.2
625°C／2時間／空冷	39.6
650°C／2時間／空冷	38.2
700°C／2時間／空冷	32.2
750°C／2時間／空冷	27.6
800°C／2時間／空冷	24.5

表3 焼き戻し条件による鋼DのHRC硬度

【0127】

最後に、HF焼入れ作業が、本発明に従って、システムの端部及び/又はバルブの弁座接觸面に対して行われた。

【0128】

図2と同様の図3は、比較の形で本発明によらない組成を有する鋼Eに対する、温度によるA%、Z%、及びRmの展開線を示している。

- S i = 0 . 7 5 8 %  
 - M n = 1 . 2 2 %  
 - S < 0 . 0 0 0 1 %  
 - P = 0 . 0 1 6 %  
 - N i = 0 . 2 5 2 %  
 - C r = 1 7 . 3 5 %  
 - M o = 2 . 2 9 %  
 - V = 0 . 4 7 8 %  
 - C u = 0 . 0 8 8 %  
 - N = 0 . 0 2 9 0 %  
 - B = 0 . 0 0 1 7 %

10

残余は鉄及び不純物である。

【 0 1 2 9 】

したがって、この鋼 E は、上述に引用された X 8 5 C r M o V 1 8 - 2 タイプの、高含有量の炭素を有するクロム / モリブデン マルテンサイトステンレス鋼である。金属は、工業的铸造からの約 1 . 5 トンのインゴットに由来している。このインゴットは、 1 1 7 0 で均一化され、次いでこの温度から開始されて 9 0 m m の直径に圧延された。さらに、試験のために使用される棒材は、ピーリング及び切断の前の軟化のために、 8 3 0 における恒温焼鈍によって処理された。

20

【 0 1 3 0 】

この鋼の延性は、 1 1 2 0 ~ 1 2 0 0 の制限された範囲における顕著な最大値を有し、次いで急速に低下する。したがって、この鋼は処理条件における変化に対して鋼 D より実質的に非常に寛容である。特に、絶対的には、その延性は鋼 B より実質的に小さく、その最大 A %、及び Z % 値は鋼 B の最大 A %、及び Z % 値より非常に大幅に低い。このように、モリブデンの多量の存在による非常に高い材料コストを有すること以上に、この参照鋼 E は、本発明の内容において使用される鋼より実質的に少ししか技術的問題を克服しない。

【 図面の簡単な説明 】

【 0 1 3 1 】

【 図 1 】本発明に使用することができる鋼の例の、 S i 含有量による相状態図である。

30

【 図 2 】本発明に使用することができる鋼の例の、温度による機械的特性を示す図である。

【 図 3 】本発明に従っていない参照鋼の例の、温度による機械的特性を示す図である。

【図1】

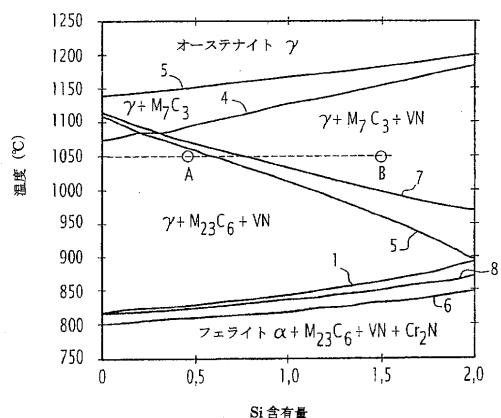


FIG.1

【図2】

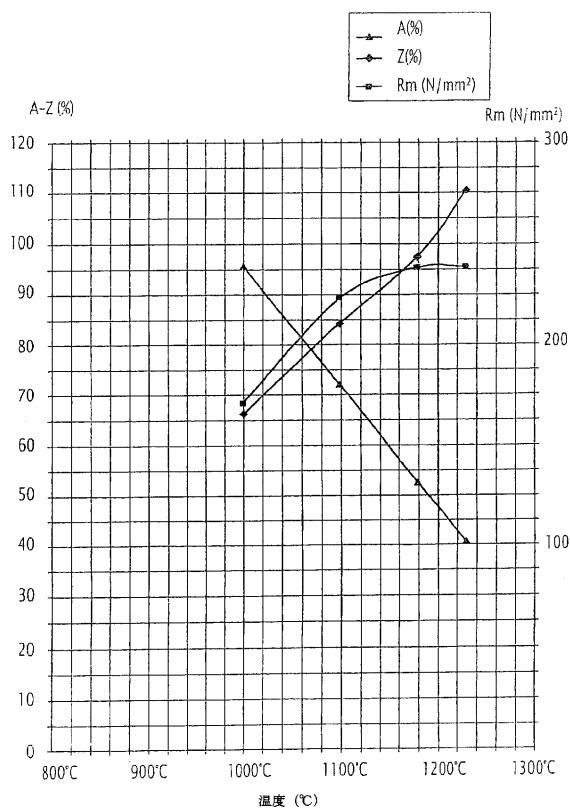


FIG.2

【図3】

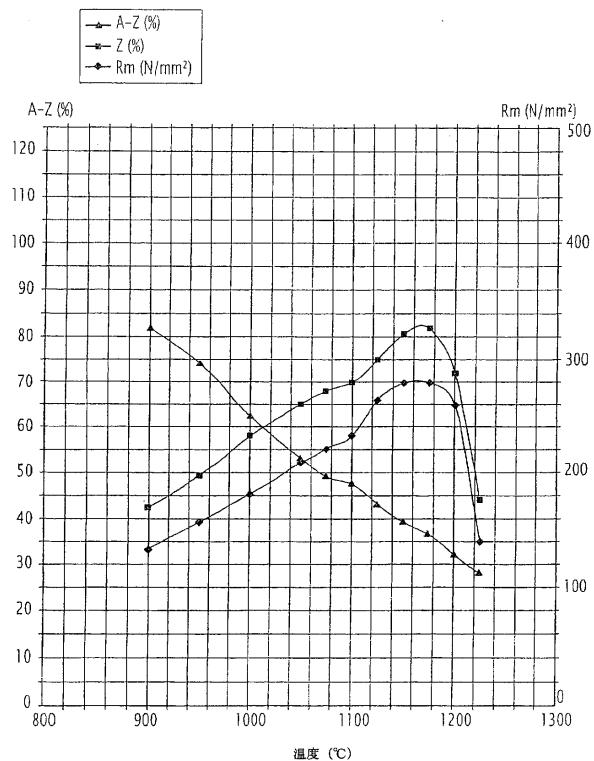


FIG.3

---

フロントページの続き

(72)発明者 ジャック・モンタニヨン

フランス・63000・クレルモン・フェラン・リュ・ドゥ・ヴァイイ・68

審査官 田中 永一

(56)参考文献 特公昭46-034773(JP, B1)

特開平11-217653(JP, A)

特開平11-107720(JP, A)

特開昭63-169326(JP, A)

実開平03-106347(JP, U)

特開昭55-138020(JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C21D 9/00

C21D 8/00

C22C 38/00 - 38/60

F01L 3/02