

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関  
国際事務局



(43) 国際公開日  
2010年2月4日(04.02.2010)

PCT

(10) 国際公開番号  
WO 2010/013763 A1

- (51) 国際特許分類:  
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)  
C22C 38/38 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2009/063535
- (22) 国際出願日: 2009年7月23日(23.07.2009)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:  
特願 2008-195094 2008年7月29日(29.07.2008) JP
- (71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 新日本製鐵株式会社 (NIPPON STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 Tokyo (JP). いすゞ自動車株式会社 (Isuzu Motors Limited) [JP/JP]; 〒1408722 東京都品川区南大井6-26-1 Tokyo (JP).
- (72) 発明者; および
- (75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 高田啓督 (TAKADA, Hiromasa) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 寺本真也 (TERAMOTO, Shinya) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 福田晋作 (FUKUDA, Shinsaku) [JP/JP]; 〒2520806 神

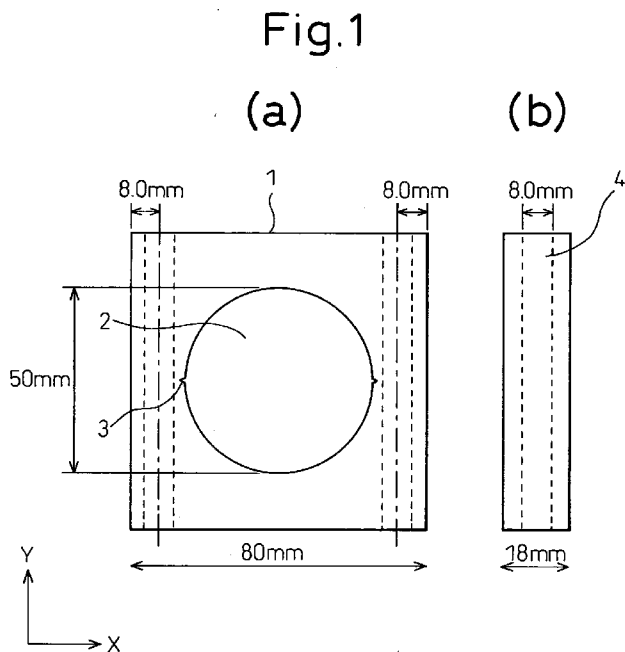
奈川県藤沢市土棚8番地いすゞ自動車株式会社藤沢工場内 Kanagawa (JP).

- (74) 代理人: 青木篤, 外 (AOKI, Atsushi et al.); 〒1058423 東京都港区虎ノ門三丁目5番1号 虎ノ門37森ビル青和特許法律事務所 Tokyo (JP).
- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PE, PG, PH, PL, PT, RO, RS, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LS, MW, MZ, NA, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

[続葉有]

(54) Title: HIGH-STRENGTH UNTEMPERED STEEL FOR FRACTURE SPLITTING AND STEEL COMPONENT FOR FRACTURE SPLITTING

(54) 発明の名称: 高強度破断分割用非調質鋼および破断分割用鋼部品



(57) Abstract: A high-strength untempered steel for fracture splitting and a steel component for fracture splitting comprising C: 0.23-0.35%, Si: 0.70-1.30%, Mn: 0.76-1.17%, P: 0.040-0.080%, S: 0.040-0.118%, Cr: 0.05-0.20%, Al: 0.010% or less, V: 0.27-0.45%, N: 0.0050-0.0145%, by mass percent, and the remainder Fe and unavoidable impurities, and comprising a ferrite-pearlite structure wherein the values of the composition restraints for three components satisfy the prescribed values, hot rolling properties are ensured, and the ferrite fraction is at least 60% when air cooled or cooled with forced air after hot casting.

(57) 要約: 質量%で、C: 0.23~0.35%、Si: 0.70~1.30%、Mn: 0.76~1.17%、P: 0.040~0.080%、S: 0.040~0.118%、Cr: 0.05~0.20%、Al: 0.010%以下、V: 0.27~0.45%、N: 0.0050~0.0145%を含有し、残部Feおよび不可避免の不純物からなり、かつ、三つの成分組成制約式の値が所要の値を満足し、熱間延性を確保し、熱間鍛造後、空冷または風冷で冷却した場合に、フェライト分率60%以上のフェライト・パーライト組織からなる高強度破断分割用非調質鋼および破断分割用

鋼部品。

WO 2010/013763 A1

添付公開書類:

- 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

## 明 細 書

## 発明の名称

高強度破断分割用非調質鋼および破断分割用鋼部品

## 技術分野

本発明は、破断分割して使用する鋼部品用の素材であって、熱間鍛造により鋼部品を成形した直後に、所定の冷却を施して使用する高強度破断分離用非調質鋼、および、その非調質鋼を素材として製造した高強度で、かつ、優れた破断分割性を備える破断分割用鋼部品に関するものである。

## 背景技術

最近の自動車エンジン用鍛造部品および足廻り用鍛造部品には、調質処理を省略することが可能な熱間鍛造用非調質鋼（以下、非調質鋼という）が適用されている。非調質鋼は、熱間鍛造後、空冷または風冷で冷却したままでも、すなわち、旧来の焼入れ焼戻しの調質処理を省略しても、優れた機械的性質を実現するように成分設計された鋼である。

非調質鋼が広く適用されている部品のひとつとして、エンジン用コネクティングロッド（以下、コンロッドという）がある。コンロッドは、キャップとロッドの2つの部品から成っており、従来は、キャップとロッドを別々に作製して、ボルトで締結していた。しかし、この方法では、キャップとロッドの接合面を高精度に仕上げる必要があり、加工コストがかかる。

このため、近年は、キャップとロッドが一体となった形状に熱間鍛造で成型し、その後、大端部内側に切欠きを加工して、衝撃引張

りによりキャップとロッドに破断分割し、再度、破断破面をつき合わせ、ボルトで接合する方法が採用されている。

このような破断分割コンロッドは、接合面の仕上げ加工工程を省略できることから、コスト低減になるのみならず、破面がコンロッドにかかる応力の一部を負担するので、強度に優れ、よって、ボルトおよび本体を小型化できるというメリットがある。

破断分割コンロッドが広く普及した欧米において、最も一般的な破断分割用の非調質鋼は、約0.7質量%の炭素を含む高炭素鋼である。高炭素組成にすると延性が低下するので、破断加工が容易となり、かつ、破断時の変形が小さくなるというメリットが得られるが、反面、降伏強さや耐久強さに劣るという欠点がある。

従来の高炭素鋼の欠点を克服する高強度非調質鋼が、特許文献に開示されている。

特許文献1および特許文献2に記載されている熱間鍛造用非調質鋼においては、中炭素（C：0.30～0.60質量%）とすることで、降伏強さを向上させ、加えて、Mn含有量とN含有量を低減することで、高い破壊性、すなわち、小さな破断変形を実現している。

また、鋼中に第2相粒子を分散させて破断性を高めた鋼も多く提案されている。例えば、特許文献3には、低Mn化および低N化に加えて、TiC粒子を分散することにより、C含有量が0.35%未満の低炭素鋼でも、十分な破断分割性が得られることが開示されている。

TiCの分散を利用した鋼は、特許文献4にも開示されている。特許文献4には、熱間鍛造時に、TiCによるオーステナイト粒のピン止めが不十分で混粒になるため、冷却後に大きなパーライト粒が変態し、これが破断分割性を高めることが開示されている。

特許文献5には、Ti炭硫化物とZr炭硫化物の最大直径が10  $\mu\text{m}$ 以下で、その量の和が0.05%以上である被削性に優れた低延性非調質鋼材が開示されている。

破断性を高める手段として、パーライト分率を高める方法も一般的である。特許文献6には、C:0.2~0.5%、V:0.05~0.5%を含有し、フェライト分率が20%以下のフェライト・パーライト鋼を破断分割コンロッドに適用することが開示されている。

さらに、特許文献7には、鋼中のTiN介在物の最大直径が5  $\mu\text{m}$ 以上で、かつ、その数が5個/ $\text{mm}^2$ 以上で、さらに、パーライト分率が20%以上の破断分割に適した高強度非調質鋼が開示されている。

一方、パーライトの面積率を40%以下とするとともに、硫化物形態を制御することで、ランダムで、かつ、凹凸の大きい破面を得る方法が、特許文献8に開示されている。

他に、比較的多量のPを添加して破断時の変形を抑制する方法が、特許文献9に開示されている。特許文献10には、パーライト分率を50%以上とするとともに、炭素含有量が0.4~0.5%の場合には、Pを0.05~0.15%とすることが適切であることが開示されている。

特許文献11には、Si、V、Ti、P、および、固溶Vを利用して脆性破壊を促進する方法、および、切欠きを用いて脆性破壊を促進する方法が開示されている。

特許文献12には、フェライト分率が40%以上のフェライト・パーライト組織で、さらに、フェライトの硬さが、ピッカース硬度で250以上、かつ、フェライトの硬さと全硬さの比が0.80以上の、クラッキングロッドの素材として好適な非調質鋼が開示され

ている。

特許文献 13 には、硬度 H (HRC)、P 含有量 (%)、及び、炭素当量  $C_{eq}$  から算出される  $E (= 2804 - 1549 \times C_{eq} + 8862 \times P (\%) - 23.4 \times H)$  を 150 以下とすることにより、被削性と耐力を確保したコンロッド用非調質鋼が開示されている。

特許文献 14 には、sol-A1、N、および、O の含有量が、 $0.01 [\text{sol-A1} \%] \leq [\text{O} \%] \leq 1.5 [\text{sol-A1} \%]$ 、および、 $0.03 [\text{N} \%] \leq [\text{O} \%] \leq 1.6 [\text{N} \%]$  を満たす、熱間鍛造後に鍛造部品の破断分離が容易な熱間鍛造用非調が開示されている。

特許文献 15 には、フェライトとパーライトの合計が 95% 以上で、硫化物系介在物の平均アスペクト比が 10.0 以下であるとともに、 $P_c (= C / (1 - \alpha / 100))$ 、C : 炭素含有量 (質量%)、 $\alpha$  : フェライト分率 (面積%) が 0.41 ~ 0.75 で、かつ、 $V_{eq} (= V + Ti / 2 + Si / 20)$ 、V、Ti、Si は含有量 (質量%) が 0.18 質量% 以上の破断分離性に優れた破断分離型コネクティングロッド用圧延材が開示されている。

これまでに開示された破断分割用コンロッド用鋼を概観すると、鋼組織をフェライト・パーライトと限定していることは共通である。しかし、適正なフェライトとパーライト組織の比率については、大きく異なり、フェライトを 20% 以下とするもの、または、パーライトを 40% 以下とするものなどがある。

破断分割性を高める方法は、多種多様であり、Ti 炭硫化物の分散、Ti 窒化物の分散、Mn 含有量の低減、析出強化の利用、多量の P 添加、加えて、コンロッドに切欠きを加工する方法などがある。

## 先行技術文献

## 特許文献

特許文献 1	特開平 1 0 - 3 2 4 9 5 4 号公報
特許文献 2	特開平 1 1 - 1 5 2 5 4 6 号公報
特許文献 3	特開平 1 1 - 3 1 5 3 4 0 号公報
特許文献 4	特開 2 0 0 5 - 2 3 6 7 号公報
特許文献 5	特開平 1 1 - 2 8 6 7 4 6 号公報
特許文献 6	特開 2 0 0 3 - 1 9 3 1 8 4 号公報
特許文献 7	特開 2 0 0 4 - 2 7 7 8 1 7 号公報
特許文献 8	特開 2 0 0 3 - 3 4 2 6 7 1 号公報
特許文献 9	特開平 1 0 - 2 1 9 3 8 9 号公報
特許文献 1 0	特開 2 0 0 2 - 2 7 5 5 7 8 号公報
特許文献 1 1	特開平 9 - 1 7 6 7 8 5 号公報
特許文献 1 2	特開 2 0 0 4 - 2 7 7 8 4 0 号公報
特許文献 1 3	特開 2 0 0 7 - 1 1 9 8 1 9 号公報
特許文献 1 4	特開 2 0 0 2 - 2 5 6 3 9 4 号公報
特許文献 1 5	特開 2 0 0 7 - 2 7 7 7 0 5 号公報

## 発明の概要

## 発明が解決しようとする課題

本発明の主な製造対象部品は、破壊分割して使用する高強度コンロッドであり、高強度、具体的には、850MPa以上の引張強さと、650MPa以上の0.2%耐力を備えるとともに、優れた破断加工性を実現するものである。この要求を満たすためには、できる限り低炭素組成であって、部品の組織は、ファイライト・パーライト組織となることが望ましい。

しかし、炭素含有量の低い鋼で、850MPa以上の引張強さを

得ようとする、炭素以外の合金元素量を増やさざるを得なくなり、その結果、熱間鍛造品に、ベイナイトが生じ易くなる。ベイナイトが生じると、破断性が低下するだけでなく、降伏強さや降伏比も低下して、部品として必要な機械的性質が得られなくなる。

また、破断分割性に優れた鋼材は、常温のみならず熱間においても延性が低く、素材棒鋼の製造時および熱間鍛造時に、キズや、割れが生じ易い。鋼素材の鑄造、熱間圧延、および、部品の熱間鍛造の容易性は、工業的に非常に重要な要件であり、鋼素材には、高い熱間延性が必要である。

本発明が解決しようとする課題は、熱間延性に優れ、熱間鍛造後に空冷または風冷で冷却した場合に、安定してフェライト・パーライト組織となる、破断分割性に優れた高強度非調質鋼および破断分割用鋼部品を提供することである。

#### 課題を解決するための手段

本発明者らは、上記課題を解決するために、鋭意、実験を重ねて研究した。その結果、次の知見1)～4)を得るに至った。

1) 鋼の基本成分組成を、C：0.23～0.35%、Si：0.70～1.30%、さらに、V：0.27～0.45%として、V炭窒化物を鋼中に析出、分散させると、フェライトが強化されて、降伏強さ、および、引張強さが向上し、かつ、延性が低下する。

2) 下記(1)式で定義するK値を1.3(%)以下とすると、熱間鍛造後、空冷または風冷で冷却した場合に、フェライト・パーライト組織を得ることができる。

$$K = -0.56 \times \%C - 0.07 \times \%Si + 1.3 \times \%Mn \\ + 0.80 \times \%Cr - 1.80 \times \%P + 0.19 \%V \\ - 5.6 \times \%N \cdots (1)$$

“%元素記号”は、元素の鋼中含有率（%）である。

3) 優れた破断分割性を得るためには、フェライト・パーライト組織中のフェライト分率を60%以上とする。そのためには、下記(2)式で定義するF値を3.0(%)以下とする必要がある。

$$F = 4.3 \times \%C - 0.21 \times \%Si + 1.0 \times \%Mn \\ + 1.4 \times \%Cr - 1.90 \times \%P + 1.8 \%V \\ - 6.6 \times \%N \dots (2)$$

“%元素記号”は、元素の鋼中含有率（%）である。

4) 優れた熱間延性を得るためには、下記(3)式または(3')式で定義するR値を35(%)以上とする必要がある。

$$R = 46.7 - 7.4 \times \%Si + 37.7 \times \%Mn \\ - 349 \times \%S - 12.0 \times \%V - 174 \times \%Al \\ \dots (3)$$

$$R = 46.7 - 7.4 \times \%Si + 37.7 \times \%Mn \\ - 349 \times \%S - 12.0 \times \%V - 174 \times \%Al \\ - 86.6 \times \%Pb \dots (3')$$

“%元素記号”は、元素の鋼中含有率（%）である。

本発明は、上記知見に基づいて完成したもので、本発明の要旨とするところは、次のとおりである。

(1) 質量%で、

C : 0.23 ~ 0.35 %、

Si : 0.70 ~ 1.30 %、

Mn : 0.76 ~ 1.17 %、

P : 0.040 ~ 0.080 %、

S : 0.040 ~ 0.118 %、

Cr : 0.05 ~ 0.20 %、

Al : 0.010 %以下、

V : 0.27 ~ 0.45 %、

N : 0.0050 ~ 0.0145 %

を含有し、残部 Fe および不可避免的不純物からなり、

下記 (1) 式で定義する K 値が 1.3 以下、下記 (2) 式で定義する F 値が 3.0 以下、および、下記 (3) 式で定義する R 値が 35 以上であることを特徴とする高強度破断分割用非調質鋼。

$$K = -0.56 \times \%C - 0.07 \times \%Si + 1.3 \times \%Mn \\ + 0.80 \times \%Cr - 1.80 \times \%P + 0.19 \%V \\ - 5.6 \times \%N \dots (1)$$

$$F = 4.3 \times \%C - 0.21 \times \%Si + 1.0 \times \%Mn \\ + 1.4 \times \%Cr - 1.90 \times \%P + 1.8 \%V \\ - 6.6 \times \%N \dots (2)$$

$$R = 46.7 - 7.4 \times \%Si + 37.7 \times \%Mn \\ - 34.9 \times \%S - 12.0 \times \%V - 17.4 \times \%Al \\ \dots (3)$$

ここで、%C、%Si、%Mn、%Cr、%P、%V、%N、および、%S は、鋼中の含有量 (質量%) であり、%Al は、不純物としての含有量 (質量%) である。

(2) さらに、質量%で、

Ca : 0.0005 ~ 0.0030 %、

Zr : 0.0005 ~ 0.0030 %、

Te : 0.0005 ~ 0.0030 %、および、

Ti : 0.005 ~ 0.050 %

のいずれか 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする上記 (1) に記載の高強度破断分割用非調質鋼。

(3) さらに、質量%で、

Pb : 0.010 ~ 0.050 %

を含有し、上記（３）式に代えて、下記（３'）式により定義する R 値が 35 以上であることを特徴とする上記（１）または（２）に記載の高強度破断分割用非調質鋼。

$$R = 46.7 - 7.4 \times \% Si + 37.7 \times \% Mn \\ - 34.9 \times \% S - 12.0 \times \% V - 17.4 \times \% Al \\ - 86.6 \times \% Pb \dots (3')$$

ここで、% Si、% Mn、% S、% V、および、% Pb は、鋼中の含有量（質量%）であり、% Al は、不純物としての含有量（質量%）である。

（４）上記（１）～（３）のいずれかに記載の高強度破断分割用非調質鋼を、熱間鍛造して冷却して製造した鋼部品であって、冷却後の鋼組織が、フェライト・パーライト組織であることを特徴とする高強度破断分割用鋼部品。

（５）前記鋼組織のフェライト体積分率が 60% 以上であることを特徴とする上記（４）に記載の高強度破断分割用鋼部品。

#### 発明の効果

本発明の高強度破断分割用非調質鋼は、熱間延性に優れ、熱間鍛造後に、空冷または風冷で冷却した場合に、安定してフェライト・パーライト組織となり、破断分割性に優れている。そして、本発明の高強度破断分割用非調質鋼から製造した鋼部品は、高強度で、かつ、破断時の変形量が小さく、優れた破断分割性を有するとともに、製造時に必要とされる熱間延性を十分に備えている。

#### 図面の簡単な説明

図 1 は、破断試験に用いたコンロッド大端部相当形状の試験片を示す図である。（a）は、平面態様を示し、（b）は、側面態様を

示す。

発明を実施するための形態

以下、本発明を詳細に説明する。

破断分割用の非調質鋼は、すでに、数多く開示され、しかも、これら鋼の成分組成は、幅広く開示されている。しかし、これらの鋼において、(a) 工業的に生産ができる程度に熱間延性に優れること、(b) 熱間鍛造後、空冷または風冷で冷却した場合に、フェライト・パーライト組織となること、(c) 高強度であること、および、(d) 破断分割に優れること等の必要な要件を全て備えた鋼は、非常に少ない。

フェライト・パーライト組織は、焼戻しマルテンサイト、または、ベイナイト組織と比較して、延性や衝撃値が低く、破断分割時の変形を効果的に抑制する効果を有している。

そこで、本発明者らは、特に、熱間鍛造後、空冷または風冷で冷却した場合に、フェライト・パーライト組織を形成するとともに、優れた熱間延性を発現する成分組成を検討して、高強度破断分割部品用鋼として最適な成分組成を創案した。

本発明の鋼部品の特徴の第1は、V析出強化を積極的に利用した非調質鋼からなり、該鋼が、フェライト・パーライト組織を備えていることである。従来の破断分割部品は、少量のベイナイトをしばしば含有し、これが、破断分割性や機械的性質の劣化の原因となっていたが、本発明では、これを改善し、工業的な生産において、安定な材質を確保した。

特徴の第2は、本発明の鋼で製造した部品のフェライト体積分率を60%以上と、非常に大きな値に制御していることである。フェライトの体積分率を高め、かつ、大幅に析出強化した鋼においては

、破断時の変形が小さく、破面直下に発生する剥離や、最終破断部に発生する欠けが抑制される。

本発明の第3の特徴は、破断分割部品としての材質に加え、破断分割用鋼一般に共通する“熱間延性の低さ”という欠点を改善したことである。通常の破断分割用鋼で大きな問題となるのは、鑄造時に発生する割れやキズと、その後の熱間加工、すなわち、素材棒鋼の熱間圧延や、部品の熱間鍛造時に発生する割れやキズである。

工業的な生産において、特に問題となるのは、鑄造時に発生する割れやキズであるが、これまで、この問題を解決することを課題とした発明は提案されておらず、効率的な工業生産が容易でない鋼が多く提案されていた。

先ず、実部品を熱間鍛造で成形し、その直後、空冷または風冷で冷却した場合に、安定して、フェライト・パーライト組織を得るという課題を解決するにあたって、含V中炭素鋼を中心とする種々の鋼を対象として、熱間鍛造－冷却工程を再現する実験を行った。

実験の対象としたのは、成分組成が、C：0.11～0.50%（質量%、以下同じ。）、Si：0.15～1.41%、Mn：0.40～1.21%、P：0.006～0.115%、S：0.007～0.108%、Cr：0.02～0.50%、Al：0.001～0.034%、V：0.20～0.45%、Ti：0～0.059%、Pb：0～0.260%、Ca：0～0.0041%、および、N：0.0022～0.0141%の68水準の鋼である。

実験は、熱間加工再現装置を用い、以下の条件で行った。試験片は、直径8mm、高さ12mmとした。試験片を1523Kに加熱した後、1.0K/sの冷却速度で冷却しつつ、冷却途中の1323Kで、高さ比60%の圧縮加工を施し、さらに、1.0K/sの

冷却速度で、室温まで冷却した。

その後、試験片を、中心線上で2分割し、試験片の1/4厚さ部の組織を、光学顕微鏡を用いて観察し、ベイナイト組織の有無を判断した。

具体的には、硝酸アルコール希釈液（ナイトール）にて腐食した組織を、光学顕微鏡で、200倍の倍率で観察し、不定形のフェライト粒の割合を測定した。

フェライト・パーライト組織として観察される初析フェライト粒は、白色で多角形の形状をしているが、同じく白色ながら微量の炭化物が析出した不定形の組織が発現した場合、それは、ベイナイトであると判断した。不定形とは、基本的に、粒界に凹凸がある形状または針状に変化した形状を示す。

本発明では、初析フェライト粒とベイナイト粒の総数に占めるベイナイト粒の割合が3%未満の時、組織は、フェライト・パーライト組織であるとする。ベイナイト粒が3%未満であれば、材質にほとんど影響はない。

経験上、C、Si、Mn、Cr、P、V、および、Nがベイナイト変態に関与することが解っているので、これら元素の量とベイナイト分率の関係を重回帰分析で調べたところ、下記(1)式で定義するK値が1.30(%)以下のときにベイナイト分率が3%以下となることが分かった。それ故、該K値を1.3以下に限定した。

$$K = -0.56 \times \%C - 0.07 \times \%Si + 1.3 \times \%Mn \\ + 0.80 \times \%Cr - 1.80 \times \%P + 0.19 \%V \\ - 5.6 \times \%N \dots (1)$$

ここで、%C、%Si、%Mn、%Cr、%P、%V、および、%Nは、鋼中の含有量（質量%）である。

K値の下限は、各元素の下限量によるので定めない。

なお、本発明が対象とする部品では、熱間鍛造直後の冷却中、1073～673 Kの平均冷却速度（温度差400 Kを、温度が1073 Kから673 Kまで低下する経過時間で割った値）が2.0 K/s以下であることを前提としているが、平均冷却速度2.0 K/sで空冷した実部品の組織と硬さを、熱加工再現装置の単純加熱－等速度冷却で再現するには、 $\gamma$ 化した後の平均冷却速度を1.0 K/sとするのが適当である。

次に、破断性に及ぼす組織の影響について検討した。

試験片の素材として、上記K値を求めるのに用いた68水準のうち、C：0.20～0.40%（質量%、以下同じ。）、Cr：0.02～0.20%、Al：0.010%以下、Ti：0～0.030%、Pb：0.10%以下の範囲にある30水準を用いた。

これらの鋼素材を、16 kg実験炉にて溶解し、インゴットに鑄造した後、断面25×100 mmの板材に熱間加工した。

さらに、熱間鍛造工程を再現するため、この板状素材を100 mmの長さに切断し、1503 Kに5分間加熱した後、風速5 m/sの風を当てて、室温まで冷却した。

冷却後、図1（a）に示したコンロッドの大端部を模した形状の試験片1に仕上げ加工した。内径の180°で相対する2カ所に、深さ1.0 mm、先端曲率0.5 mmの45°Vノッチ3を形成した。さらに、図1（b）に示すように、直径8.0 mmの貫通穴4が、中心線がノッチ加工側の側面から8.0 mmの位置となるように形成されている。

破断性に関する試験は、以下の通りである。すなわち、図1に示す試験片の内径を測定した後、図1の上下方向に割れる割型を入れ、割型の中央に形成したくさび受け口に、くさびを差し込み、くさびに200 kgの重りを40 mm高さから落として、試験片を切欠

き位置で衝撃的に破断した。

なお、割型は、レール上にあつて、片方は固定、もう一方はレール上を滑る構造となつており、破断後に2分割された試験片が割型からはずれないように、試験片は、ボルトで割型に固定されている。

試験前後の変形量は、内径の変化量の合計とした。具体的には、破断後、破面部を突き合わせて、再結合—ボルト締めした後に、試験片の内径を測定し、予め測定した初期状態の内径との差を求め、上下と左右方向の差の合計を変形量とした。内径変形量が小さいほど、破断性が高いと判断した。

また、試験片の破断面から5mm離れた断面において、硬さを測定し、光学顕微鏡によりフェライト体積率を測定した。

試験片の破断前後に、内径差と、硬さおよびフェライトの体積率との関係を調査した。その結果、破断前後の内径差は、引張強さとフェライトの体積率に大きく影響されることが明らかとなった。

すなわち、全体の引張強さが高くて、かつ、フェライトが適度に存在する場合、特に、フェライト体積分率が60%以上の場合に、衝撃破断したときの変形量が0.100mm以下と、十分に小さいことが明らかとなった。

続いて、K値を求めた時と同じ68水準の鋼を用い、フェライト体積分率に及ぼす鋼の合金元素量の影響を調べた。

試験片は、直径8mm、高さ12mmの形状のものであり、この試験片を、熱間加工再現装置を用いて、1503Kに加熱し、その後、1.0K/sの冷却速度で冷却しつつ、冷却途中の1323Kで、高さ比60%の圧縮加工を施し、さらに、1.0K/sの冷却速度で室温まで冷却した。

その後、試験片を、中心線上で2分割し、試験片の1/4厚さ部

の組織を光学顕微鏡を用いて観察し、フェライト体積率を調べた。

経験上、C、Si、Mn、Cr、P、V、および、Nがフェライト変態に関与することが解っているので、これら合金元素の量とフェライト体積分率の関係を重回帰分析で求めた。

その結果、下記(2)式で定義するF値が3.0(%)以下の場合に60%以上となり、破断変形量が、0.7質量%のCを含有する破断分割用の既存非調質鋼を素材とした場合と同等以下の良好な値となった。このことから、F値を3.0以下に限定した。

なお、本発明のC量の下限0.23%において、フェライト量は、最大75%程度である。

$$F = 4.3 \times \%C - 0.21 \times \%Si + 1.0 \times \%Mn \\ + 1.4 \times \%Cr - 1.90 \times \%P + 1.8 \%V \\ - 6.6 \times \%N \dots (2)$$

ここで、%C、%Si、%Mn、%Cr、%P、%V、および、%Nは、鋼中の含有量(質量%)である。

F値の下限は、各元素の下限量によるので、定めない。

さらに、鋼片の製造性指標となる溶融-凝固直後の熱間延性を、熱間引張り試験で評価した。

供試鋼は、成分組成が、C:0.11~0.50%(質量%、以下同)、Si:0.15~1.41%、Mn:0.17~2.46%、P:0.006~0.115%、S:0.007~0.108%、Cr:0.02~1.00%、Al:0.001~0.034%、V:0~0.45%、Ti:0~0.059%、Pb:0~0.260%、Ca:0~0.0041%、N:0.0022~0.0141%の96水準の鋼である。

試験片は、直径1.0mm、長さ100mmの棒状とし、試験片の中央部を石英チューブで覆い、熱電対を取り付けた。これを、引

張装置を備えた通電加熱装置に取り付け、両端部を、銅の水冷帯で冷却しつつ、通電加熱した。

通電により、試験片中央部を加熱、熔融して、60 s 保持後、10 K / s で、一定温度（1473 K、1373 K、および、1273 K）まで冷却し、各温度に30 s 保持し、その後、歪み速度0.005 / S で引張り破断させた。

熱間延性の指標として、破断後の絞り値を採用した。この絞り値が小さい鋼は、連続 casting 時に割れやキズが発生し易いと判断できる。

これらの試験で、引張破断温度1473 K、1373 K、および、1273 Kでの絞り値を、独立変数とし、合金元素を従属変数として、重回帰計算し、重回帰式における各元素の重相関係数（統計上有意と判断された元素のみ）と定数の平均値を求め、これらの数値を用いて、下記（3）式または（3'）式で定義するR（%）を得た。

$$R(\%) = 46.7 - 7.4 \times \%Si + 37.7 \times \%Mn \\ - 34.9 \times \%S - 12.0 \times \%V - 17.4 \times \%Al \\ \dots (3)$$

$$R(\%) = 46.7 - 7.4 \times \%Si + 37.7 \times \%Mn \\ - 34.9 \times \%S - 12.0 \times \%V - 17.4 \times \%Al \\ - 86.6 \times \%Pb \dots (3')$$

ここで、%Si、%Mn、%V、%Al、%Pb、および、%Sは、鋼中の含有量（質量%）である。

連続 casting で casting 片を製造する際、割れやキズを防止するためには、絞り値が高いほど有利である。割れやキズの発生のは易さは、 casting 機の構造と casting 条件にも影響されるが、各種の低熱間延性の鋼の絞り値と、割れ、キズ発生頻度との関係を調査した。

その結果、絞り値が35%以上であれば、連続鋳造時の割れやキズが発生を、十分、低減できることが解かった。よって、上記(3)式または(3')式で求めるR値を35以上に限定した。なお、R値の上限は、各元素の量によるので、特に定めない。

次に、本発明鋼の合金組成の限定理由について説明する。以下、%は質量%を意味する。

C : 0.23 ~ 0.35 %

Cは、部品の引張強さや硬さを確保し、かつ、良好な破断性を得るために、0.23%以上必要である。一方、Cを多くすると、パーライトが増加して降伏比が低下する。それ故、合金元素を調整して引張強さや硬さを高くしても、降伏強さがあまり向上しないばかりか、破断性および被削性が低下するので、上限を0.35%に限定する。また、Cは、Vと炭化物を形成し、フェライトを析出強化する。好ましくは、0.28 ~ 0.32%である。

Si : 0.70 ~ 1.30 %

Siは、フェライト変態を促進して、フェライト分率を増加させるのに必須の元素である。また、Siは、フェライトを固溶強化するとともに、延性を低下させる。フェライトの延性を低下させるためには、0.70%以上が必要である。しかし、1.30%を超えると、熱間延性が低下する。熱間延性の確保の点から、1.05%以下が好ましい。より好ましくは、0.80 ~ 1.05%である。

Mn : 0.76 ~ 1.17 %

Mnは、固溶強化元素であると同時に、ベイナイト変態を促進する元素である。ベイナイトの発生を防止するため、上限を1.17%とする。また、Mnは、鋼中のSを硫化物として固定し、熱間延性を高めるのに必要である。安定して高い熱間延性を得るため、下限を0.76%に限定する。好ましくは、0.80 ~ 1.00%で

ある。

P : 0.040 ~ 0.080 %

Pは、フェライト変態促進およびベイナイト変態抑制元素である。ベイナイト変態抑制効果を得るには、0.040%以上が必要である。多量に添加した場合、熱間延性が低下して、割れまたは疵が生じ易くなるので、上限を、0.080%に限定する。熱間延性の確保の点から0.065%未満が好ましい。より好ましくは、0.045 ~ 0.062%である。

S : 0.040 ~ 0.118 %

Sは、Mnと結合してMnS粒子を形成して被削性を向上させる元素である。十分な被削性を得るために、下限を0.040%とする。しかし、多量に添加した場合、機械的性質の異方性が大きくなるので、上限を0.118%とする。好ましくは、0.060 ~ 0.110%である。

Cr : 0.05 ~ 0.20 %

Crは、Mnと同様に固溶強化元素であると同時に、ベイナイト変態を促進する元素である。引張強さや、硬さを確保するため、0.05%以上添加する。しかし、Crは、Mnよりもベイナイト変態を促進する効果が高いため、ベイナイト抑制のため、0.20%以下に限定する。好ましくは、0.08 ~ 0.16%である。

V : 0.27 ~ 0.45 %

Vは、炭窒化物を形成してフェライトを析出強化し、降伏強さ、引張強さを向上させ、かつ、延性を低下させる元素である。また、Vの炭窒化物は、フェライト変態を促進する作用があるので、低延性の微細フェライトが増大する。その結果、破断変形が低減するとともに剥離等の破面のばらつきも減少する。

これらの十分な効果を得るため、Vを0.27%以上に限定する

。しかし、0.45%超では、効果が飽和し、コストも高くなるので、上限を0.45%とする。好ましくは、0.30~0.41%、より好ましくは、0.32~0.37%である。

N : 0.0050~0.0145%

Nは、主に、V窒化物や、V炭窒化物を形成して、ベイナイト変態抑制およびフェライト変態促進をなす元素である。これらの十分な効果を得るために、下限を0.0050%とする。過剰に添加すると、熱間延性が低下して、割れまたは疵が生じ易くなるので、上限を0.0145%とする。好ましくは、0.0055~0.0135%である。

本発明は、上記成分組成を基本成分とするが、さらに、選択的に他の元素を含有させてもよい。以下に選択元素について説明する。

Ca : 0.0005~0.0030%、Zr : 0.0005~0.0030%、Te : 0.0005~0.0030%、および、Ti : 0.005~0.050%のいずれか1種または2種以上

Ca、Zr、Te、および、Tiは、いずれも、硫化物を微細化する元素である。本発明における微細硫化物の分散は、熱間鍛造直後のオーステナイト組織の粗大化を防止し、その結果、フェライト変態を促進する。

また、フェライト変態を促進することで、ベイナイト変態が抑制される。これらの効果を期待するには、Ca、Zr、および、Teは、0.0005%以上の添加が必要であり、Tiは、0.005%以上の添加が必要となる。

しかし、多量に添加した場合に生成する粗大な酸化物や、硫化物は、熱間延性および被削性の低下の要因となるので、Ca、Zr、および、Teの上限を0.0030%とし、Tiの上限を0.050%とする。

T i は、硫化物を微細化してベイナイト変態を抑制する効果がある一方、窒化物を優先的に形成するので、過剰に添加すると、V窒化物の生成量を低減させてフェライト量が低減する好ましくない現象が発現する。このため、T i を添加する場合、0.040%以下が、より好ましい。

P b : 0.010 ~ 0.050%

P b は、被削性向上のために添加する。しかし、P b は、熱間延性を低下させる効果があるので、0.050%以下に限定する。十分な被削性向上の効果を得るためには、0.010%以上を必要とする。

その他の不可避免的に含有する元素について説明する。

A l : 0.010%以下

A l は、上記(3)式および(3')式のとおり、熱間延性の低下の要因になるので、積極的に添加しない。A l は、A l 酸化物として鋼中に分散し被削性を低下させるので、A l を添加しない方が被削性の確保のためにも有効である。不可避不純物としてのA l は、0.010%以下とする。

C u : 0.15%以下、N i : 0.15%以下、M o : 0.01%以下

C u、N i、および、M o は、任意に含有させることができる元素である。微量であれば、コンロッドの材質に対して特段の影響は及ぼさないが、いずれも、焼入れ性を高めてベイナイトの変態を促進する。ベイナイト組織の生成を防止する上で、不可避不純物として含有するC u およびN i は、ともに、0.15%以下が好ましく、M o は、0.01%以下が好ましい。

N b は、Vと同様に析出強化、組織微細化の効果を有する元素であり、Vの一部を、N b に置換することは可能である。しかし、N

b 炭窒化物は、V 炭窒化物と比較して、固溶温度が高く、素材棒鋼の製造工程において粗大化し易いので、本発明では、積極的に添加しない。

以上、本発明について、コンロッドを主眼に説明した。現在のところ、コンロッド以外に、破断分割技術は普及していないが、本発明は、コンロッドと同様に、正確な寸法精度での締結が必要な部品、または、組付け精度とともに、保全作業上、取外しと取付けが繰り返される部品へ適用することができる。

#### 実施例

以下、実施例に基づいて、本発明を詳細に説明する。

表 1 に成分組成を示す本発明鋼（実施例 1～24）および比較鋼（比較例 26～39 と従来材）を 16 kg、真空溶解炉で溶解しインゴットとした。これらインゴットを、1493 K に加熱して、直径 55 mm の棒鋼に鍛伸した後、放冷し、これを、評価用素材とした。

表 1

No.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	V	N	Ca	Zr	Te	Ti	Pb
1	0.23	0.75	0.92	0.045	0.073	0.12	0.005	0.45	0.0084					
2	0.33	0.80	0.78	0.042	0.045	0.16	0.005	0.27	0.0101					
3	0.30	0.90	0.90	0.050	0.060	0.20	0.007	0.28	0.0071					
4	0.35	0.81	0.85	0.057	0.068	0.13	0.005	0.33	0.0075					
5	0.28	1.05	0.76	0.060	0.075	0.10	0.003	0.37	0.0060					
6	0.25	0.70	1.17	0.053	0.070	0.05	0.009	0.29	0.0055					
7	0.31	1.05	0.80	0.040	0.056	0.16	0.008	0.35	0.0072					
8	0.30	0.91	1.01	0.064	0.085	0.08	0.008	0.37	0.0050					
9	0.33	0.82	0.79	0.052	0.040	0.12	0.009	0.30	0.0141					
10	0.30	0.82	1.00	0.047	0.110	0.12	0.006	0.31	0.0088					
11	0.29	1.28	0.83	0.055	0.055	0.10	0.010	0.27	0.0101					
12	0.35	0.96	0.81	0.079	0.075	0.10	0.004	0.28	0.0112					
13	0.31	0.84	0.85	0.055	0.045	0.10	0.006	0.30	0.0076	0.0010				
14	0.34	0.80	0.86	0.056	0.090	0.07	0.004	0.30	0.0140					
15	0.34	0.80	0.77	0.060	0.070	0.12	0.009	0.28	0.0111					
16	0.30	0.85	0.80	0.044	0.080	0.14	0.008	0.30	0.0090				0.032	
17	0.30	0.83	0.98	0.045	0.074	0.12	0.005	0.41	0.0135	0.0026				
18	0.28	0.99	0.95	0.045	0.086	0.09	0.004	0.35	0.0142					
19	0.33	0.85	0.79	0.066	0.055	0.12	0.001	0.27	0.0075				0.025	
20	0.32	1.03	1.10	0.062	0.074	0.08	0.004	0.35	0.0092					
21	0.33	0.87	0.82	0.049	0.071	0.09	0.004	0.32	0.0075	0.0017				
22	0.34	1.04	0.76	0.060	0.074	0.12	0.003	0.30	0.0055	0.0013				
23	0.33	1.02	0.80	0.047	0.060	0.13	0.010	0.28	0.0135	0.0006				0.035
24	0.32	1.05	0.77	0.055	0.045	0.13	0.007	0.28	0.0099	0.0020				0.047
従来材 (C70S6)	0.68	0.16	0.49	0.009	0.064	0.12	0.003	0.03	0.0012					
26	0.20	0.50	1.04	0.053	0.083	0.19	0.009	0.45	0.0052					
27	0.31	0.82	1.36	0.044	0.065	0.08	0.010	0.39	0.0120					
28	0.53	0.67	0.82	0.054	0.093	0.10	0.010	0.21	0.0055					
29	0.30	1.50	0.99	0.062	0.151	0.09	0.007	0.20	0.0130					
30	0.32	0.82	0.85	0.151	0.098	0.20	0.007	0.36	0.0074					
31	0.28	0.85	0.80	0.055	0.075	0.14	0.044	0.29	0.0223					
32	0.23	0.65	1.15	0.041	0.045	0.52	0.005	0.31	0.0020					
33	0.28	0.74	0.77	0.063	0.043	0.07	0.002	0.31	0.0072	0.0052				
34	0.35	0.98	0.79	0.042	0.045	0.05	0.008	0.38	0.0134					
35	0.29	1.02	0.88	0.055	0.056	0.10	0.008	0.41	0.0066				0.0070	
36	0.30	1.01	0.89	0.055	0.055	0.10	0.006	0.36	0.0060	0.0040				
37	0.29	0.98	0.85	0.057	0.055	0.11	0.004	0.37	0.0073	0.0016				0.052
38	0.25	0.99	0.90	0.063	0.088	0.09	0.004	0.28	0.0111					
39	0.27	1.01	0.80	0.062	0.111	0.20	0.042	0.32	0.0050					

実施例

比較例

初めに、素材の溶融－凝固直後の熱間延性を、熱間引張試験で評価した。試験片は、直径1.0 mm、長さ100 mmの棒状とし、試験片の中央部を石英チューブで覆い、熱電対を取り付けた。

これを、引張装置を備えた通電加熱装置に取り付け、両端部を銅の水冷帯で冷却しつつ、通電加熱して、試験片中央部を溶融し、60 s 保持した後、10 K/s で1273 Kまで冷却して凝固させ、1273 Kに30 s 保持し、引張速度0.005 mm/S で引張り、破断させて、破断後の絞り値を測定した。

また、素材棒鋼を用いたコンロッドの組織、機械的特性、および、破断性を調べるため、鍛造コンロッド相当の試験片を熱間鍛造で作製した。

具体的には、直径55 mmの素材棒鋼を1503 Kに加熱した後、棒鋼長さ方向と垂直に鍛造して、厚さ20 mmとし、続いて、衝風冷却により室温まで冷却した。冷却中、1073 Kから673 Kの間の平均冷却速度は1.7 K/sであった。

冷却後の鍛造材から、(1)引張試験片、および、(2)コンロッド大端部相当形状の破断試験片を加工した。コンロッド大端部相当形状の破断試験片の形状寸法を、図1に示す。

図1(a)に示すように試験片1は、80 mm×80 mm、厚さ18 mmの板形状の中央部に、直径50 mmの穴2を開けたものであり、直径50 mmの穴内面上には、鍛造前の素材棒鋼の長さ方向と垂直な方向に、180°で相対する2カ所に、深さ1.0 mm、先端曲率0.5 mmの45°Vノッチ3を加工した。

さらに、図1(b)に示すように、直径8.0 mmの貫通穴4を、中心線がノッチ加工側の側面から8.0 mmの位置となるように形成した。

試験装置は、割型と落錘試験機から構成されている。割型は、長

方形の鋼材上に成形した円柱を中心線に沿って2分割した形状で、片方が固定され、片方がルール上を移動する。2つの半円柱の合せ面には、くさび穴が加工されている。

破断試験時には、試験片を、この割型にはめ込み、くさびを入れて落錘の下に設置する。落錘は、重さが200kgであり、ガイドに沿って落下する仕組みである。

落錘を落とすと、くさびが打ち込まれ、試験片は2つに引張破断される。なお、破断時に、試験片が割型から遊離しないよう、試験片は、割型に押しつけられるよう、周囲が固定されている。

実施例では、落錘高さ100mmで破断を行い、破断後の試験片を突き合わせて、ボルト締めし、破断方向および破断方向と垂直な方向の内径変化を測定した。

また、破断面から5mm離れた断面上について、光学顕微鏡によりフェライト体積率を測定するとともに、前記方法と同じ方法で、ミクロ組織を観察して、ベイナイト組織の有無を判断した。

すなわち、硝酸アルコール希釈液（ナイトール）にて腐食した組織を、光学顕微鏡で、200倍の倍率で観察し、白色で微量の炭化物が析出した不定形の粒を、ベイナイト粒として計数した。

初析フェライト粒とベイナイト粒の総数に占めるベイナイト粒の割合が3%未満の時、ベイナイト組織は無いとし、フェライト・パーライトであると定義した。

表2に、K値、F値、および、R値とともに、熱間引張試験後の絞り値、鍛造コンロッド再現材のベイナイトの有無、常温での引張試験結果、および、破断試験後の変形量（XY方向の内径変化量の合計）を示した。

表 2

No.	K値	F値	R値	ヘリテイ 有無	フライト分率 (%)	絞り値 (%)	0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	X方向 変形量(μm)	Y方向 変形量(μm)	変形量 (μm)
1	1.07	2.6	44	無	68	45	759	954	43	36	79
2	0.82	2.6	50	無	72	54	713	885	52	47	99
3	1.02	2.6	48	無	68	48	737	918	50	43	93
4	0.87	2.8	44	無	65	44	789	981	42	33	75
5	0.77	2.4	36	無	71	37	750	940	35	32	67
6	1.30	2.6	56	無	70	55	710	881	53	47	100
7	0.88	2.6	44	無	66	47	770	958	42	36	78
8	1.07	2.7	43	無	65	47	819	1001	39	30	69
9	0.77	2.6	51	無	68	46	706	890	51	46	97
10	1.10	2.7	35	無	64	40	749	925	36	31	67
11	0.80	2.3	44	無	73	41	736	903	47	40	87
12	0.72	2.5	40	無	69	40	756	925	42	33	75
13	0.87	2.5	52	無	67	55	723	908	53	42	95
14	0.81	2.6	37	無	68	37	749	947	38	30	68
15	0.73	2.5	40	無	67	39	716	882	43	40	83
16	0.85	2.5	38	無	72	37	724	884	43	34	77
17	1.07	2.8	46	無	67	43	795	998	43	33	76
18	0.99	2.5	40	無	68	36	736	928	39	37	76
19	0.77	2.5	48	無	68	52	693	865	52	47	99
20	1.15	2.8	50	無	66	49	794	988	45	40	85
21	0.82	2.6	42	無	70	38	777	954	42	33	75
22	0.74	2.6	38	無	71	40	759	940	38	31	69
23	0.78	2.5	40	無	71	41	734	898	44	36	80
24	0.75	2.4	44	無	70	40	736	929	42	40	82
従来材 (C70S6)	0.32	3.6	41	無	12	38	622	995	995	71	71
26	1.32	2.7	47	有	68	39	723	918	143	122	265
27	1.53	3.2	63	有	55	50	844	1056	169	151	320
28	0.71	3.3	36	無	15	34	678	967	94	83	177
29	0.94	2.2	17	無	77	15	720	905	21	9	30
30	0.78	2.6	33	無	70	27	748	955	109	105	214
31	0.77	2.3	34	無	72	33	709	892	40	36	76
32	1.71	3.2	65	有	57	60	704	895	150	134	284
33	0.75	2.3	51	無	74	33	692	874	62	46	108
34	0.72	2.7	48	無	69	32	786	1017	35	31	66
35	0.93	2.6	47	無	66	29	771	994	39	31	70
36	0.93	2.6	48	無	67	30	745	966	45	40	85
37	0.89	2.6	47	無	68	26	727	944	45	41	86
38	0.91	2.2	26	無	78	23	657	840	102	81	183
39	0.90	2.5	21	無	74	15	688	883	116	94	210

実施例

比較例

No. 1～24は本発明例である。いずれも、ベイナイト組織の発現はなく、フェライト分率は61%以上、熱間引張試験の絞り値は37%以上と、良好である。また、常温引張試験の引張強さと0.2%耐力は、それぞれ、865MPa以上、693MPa以上であり、本発明の目指す850MPa以上の引張強さと、650MPa以上の0.2%耐力が実現している。

これに対して、従来鋼C70S6はC含有量が多いため、引張り強さ(TS)は995MPaと高いものの、0.2%耐力は622MPaと低い。

No. 26～39の比較鋼においては、K値の大きいNo. 26、27、および、32においてベイナイト組織が変態し、破断実験の変形量が大きくなっている。またNo. 27、28、および、32は、F値が大きくフェライト分率が低く、やはり破断変形量が大きい。

No. 29、30、31、38、および、39は、いずれもR値が低く、熱間引張試験の絞り値が35%未満となっているため、工業的な鋼材の製造が困難である。No. 33～37は、R値は大きいものの、Ca、Zr、および/または、Teが多量に添加されており、熱間引張試験の絞り値が低い。

#### 産業上の利用可能性

前述したように、本発明の高強度破断分割用非調質鋼は、熱間延性に優れ、熱間鍛造後に、空冷または風冷で冷却した場合に、安定してフェライト・パーライト組織となり、破断分割性に優れている。そして、本発明の高強度破断分割用非調質鋼から製造した鋼部品は、高強度で、かつ、破断時の変形量が小さく、優れた破断分割性を有するとともに、製造時に必要とされる熱間延性を十分に備える

ものである。よって、本発明は、産業上の利用可能性が高いものである。

符号の説明

- 1 試験片
- 2 穴
- 3 Vノッチ
- 4 貫通穴

## 請 求 の 範 囲

## 請求項 1

質量%で、

C : 0.23 ~ 0.35 %、

Si : 0.70 ~ 1.30 %、

Mn : 0.76 ~ 1.17 %、

P : 0.040 ~ 0.080 %、

S : 0.040 ~ 0.118 %、

Cr : 0.05 ~ 0.20 %、

Al : 0.010 %以下、

V : 0.27 ~ 0.45 %、

N : 0.0050 ~ 0.0145 %

を含有し、残部 Fe および不可避免的不純物からなり、

下記 (1) 式で定義する K 値が 1.3 以下、下記 (2) 式で定義する F 値が 3.0 以下、および、下記 (3) 式で定義する R 値が 35 以上であることを特徴とする高強度破断分割用非調質鋼。

$$K = -0.56 \times \%C - 0.07 \times \%Si + 1.3 \times \%Mn \\ + 0.80 \times \%Cr - 1.80 \times \%P + 0.19 \%V \\ - 5.6 \times \%N \dots (1)$$

$$F = 4.3 \times \%C - 0.21 \times \%Si + 1.0 \times \%Mn \\ + 1.4 \times \%Cr - 1.90 \times \%P + 1.8 \%V \\ - 6.6 \times \%N \dots (2)$$

$$R = 46.7 - 7.4 \times \%Si + 37.7 \times \%Mn \\ - 34.9 \times \%S - 12.0 \times \%V - 17.4 \times \%Al \\ \dots (3)$$

ここで、%C、%Si、%Mn、%Cr、%P、%V、%N、お

よび、%Sは、鋼中の含有量（質量%）であり、%Alは、不純物としての含有量（質量%）である。

#### 請求項2

さらに、質量%で、

Ca : 0.0005 ~ 0.0030 %、

Zr : 0.0005 ~ 0.0030 %、

Te : 0.0005 ~ 0.0030 %、および、

Ti : 0.005 ~ 0.050 %

のいずれか1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の高強度破断分割用非調質鋼。

#### 請求項3

さらに、質量%で、

Pb : 0.010 ~ 0.050 %

を含有し、上記(3)式に代えて、下記(3')式で定義するR値が35以上であることを特徴とする請求項1または2に記載の高強度破断分割用非調質鋼。

$$R = 46.7 - 7.4 \times \%Si + 37.7 \times \%Mn \\ - 34.9 \times \%S - 12.0 \times \%V - 17.4 \times \%Al \\ - 86.6 \times \%Pb \dots (3')$$

ここで、%Si、%Mn、%S、%V、および、%Pbは、鋼中の含有量（質量%）であり、%Alは、不純物としての含有量（質量%）である。

#### 請求項4

請求項1~3のいずれかに記載の高強度破断分割用非調質鋼を、熱間鍛造して冷却して製造した鋼部品であって、冷却後の鋼組織が、フェライト・パーライト組織であることを特徴とする高強度破断分割用鋼部品。

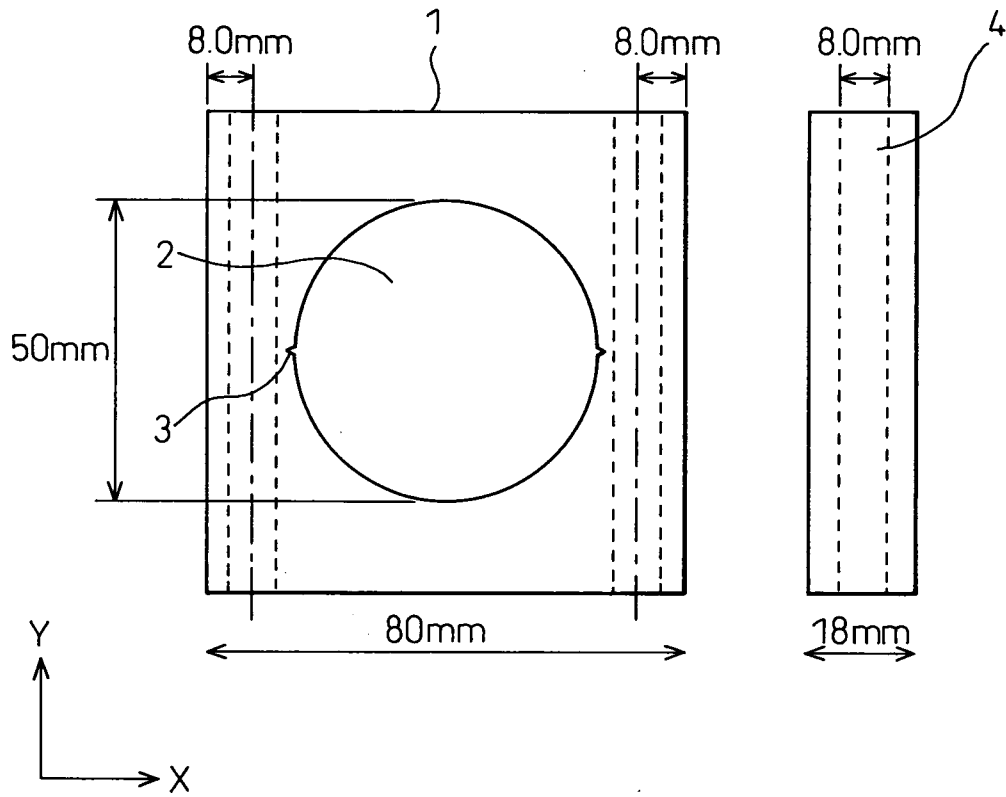
請求項 5

前記鋼組織のフェライト体積分率が60%以上であることを特徴とする請求項4に記載の高強度破断分割用鋼部品。

Fig.1

(a)

(b)



**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**

International application No. PCT/JP2009/063535
----------------------------------------------------

**A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER**  
 C22C38/00(2006.01)i, C22C38/38(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

**B. FIELDS SEARCHED**

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)  
 C22C1/00-49/14

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2009
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2009	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2009

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

**C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT**

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 9-176785 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 08 July 1997 (08.07.1997), entire text (Family: none)	1-5
A	JP 2007-277705 A (Kobe Steel, Ltd.), 25 October 2007 (25.10.2007), entire text & US 2009/0047169 A1 & EP 2000553 A1 & WO 2007/108365 A1	1-5
A	JP 2006-206934 A (Daido Steel Co., Ltd.), 10 August 2006 (10.08.2006), entire text (Family: none)	1-5

Further documents are listed in the continuation of Box C.       See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)	"&" document member of the same patent family
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	

Date of the actual completion of the international search 26 October, 2009 (26.10.09)	Date of mailing of the international search report 02 November, 2009 (02.11.09)
------------------------------------------------------------------------------------------	------------------------------------------------------------------------------------

Name and mailing address of the ISA/ Japanese Patent Office	Authorized officer
Facsimile No.	Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))  
 Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C22C38/38(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i

B. 調査を行った分野  
 調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))  
 Int.Cl. C22C1/00-49/14

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの  
 日本国実用新案公報 1922-1996年  
 日本国公開実用新案公報 1971-2009年  
 日本国実用新案登録公報 1996-2009年  
 日本国登録実用新案公報 1994-2009年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	JP 9-176785 A (住友金属工業株式会社) 1997. 07. 08, 全文 (ファミリーなし)	1 - 5
A	JP 2007-277705 A (株式会社神戸製鋼所) 2007. 10. 25, 全文 & US 2009/0047169 A1 & EP 2000553 A1 & WO 2007/108365 A1	1 - 5
A	JP 2006-206934 A (大同特殊鋼株式会社) 2006. 08. 10, 全文 (ファミリーなし)	1 - 5

☐ C欄の続きにも文献が列挙されている。

☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

\* 引用文献のカテゴリー  
 「A」特に関連のある文献ではなく、一般的な技術水準を示すもの  
 「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの  
 「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)  
 「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献  
 「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願日の後に公表された文献  
 「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの  
 「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの  
 「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの  
 「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日  
 26. 10. 2009

国際調査報告の発送日  
 02. 11. 2009

国際調査機関の名称及びあて先  
 日本国特許庁 (ISA/J P)  
 郵便番号100-8915  
 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)  
 河野 一夫  
 電話番号 03-3581-1101 内線 3435

4K 9833