

(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
2015 年 10 月 22 日(22.10.2015)



(10) 国際公開番号

WO 2015/159965 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C21D 9/46 (2006.01)
B21B 1/26 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2015/061767
- (22) 国際出願日: 2015 年 4 月 16 日(16.04.2015)
- (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 2014-086747 2014 年 4 月 18 日(18.04.2014) JP
- (71) 出願人: 株式会社神戸製鋼所(KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO (KOBELCO STEEL, LTD.))
[JP/JP]; 〒6518585 兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目 2 番 4 号 Hyogo (JP).
- (72) 発明者: 梶原 桂(KAJIHARA Katsura).
- (74) 代理人: 特許業務法人栄光特許事務所, 外
(EIKOH PATENT FIRM, P.C. et al.); 〒1050003 東京都港区西新橋一丁目 7 番 1 3 号 虎ノ門イーストビルディング 10 階 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, BN, 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, IR, IS, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, 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, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, 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, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).
- 添付公開書類:
— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

(54) Title: HOT-ROLLED STEEL SHEET HAVING GOOD COLD WORKABILITY AND EXCELLENT HARDNESS AFTER WORKING

(54) 発明の名称: 強冷間加工性と加工後の硬さに優れる熱延鋼板

(57) Abstract: This hot-rolled steel sheet has a thickness of 3-20 mm and contains specific amounts of C, Si, Mn, P, S, Al and N with the balance made up of iron and unavoidable impurities. The contents of solid-solved N, C and N are within specific ranges, and bainitic ferrite having a specific average crystal grain size and pearlite have specific area occupancies in the structure, with the balance occupied by polygonal ferrite. This hot-rolled steel sheet has a specific hardness distribution in the thickness direction.

(57) 要約: 本発明の熱延鋼板は、板厚が 3 ~ 20 mm であり、C、Si、Mn、P、S、Al、N を特定量含み、残部が鉄および不可避免の不純物からなり、固溶 N 及び C と N の含有量が特定範囲にあり、かつ、組織において特定平均結晶粒径のベイニティックフェライト及びパーライトが特定面積を占め、残部がポリゴナルフェライトであり、特定の板厚方向の硬さ分布を有する。



WO 2015/159965 A1

明 細 書

発明の名称：強冷間加工性と加工後の硬さに優れる熱延鋼板

技術分野

[0001] 本発明は、冷間加工において局部的に極めて高い変形ひずみを生じるような加工中は、良好な冷間加工性（強冷間加工性）を示しつつ、加工後は所定の硬さを示す熱延鋼板に関する。

背景技術

[0002] 近年、環境保護の観点から、自動車の燃費向上を目的として、自動車用の各種部品、例えばギヤなどのトランスミッション部品やケース等に用いられる鋼材の軽量化、すなわち高強度化に対する要求が益々高まっている。このような軽量化・高強度化の要請に応えるために、一般に用いられる鋼材としては、棒鋼を熱間鍛造した鋼材（熱間鍛造材）が用いられてきた。また、部品製造工程におけるCO₂の排出量削減のため、これまで熱間鍛造によって加工されていたギヤなどの部品の冷間鍛造化に関する要求も高まっている。

[0003] ところで、冷間加工（冷間鍛造）は、熱間加工や温間加工に比較して生産性が高く、しかも寸法精度および鋼材の歩留まりがともに良好な利点がある。しかし、このような冷間加工によって部品を製造する場合に問題となるのは、冷間加工された部品の強度を期待される所定値以上に確保するためには、必然的に強度、すなわち変形抵抗の高い鋼材を用いる必要があることである。ところが、使用する鋼材の変形抵抗が高いものほど冷間加工用金型の寿命短縮を招く。

[0004] また、トランスミッション部品の分野では、棒鋼の鍛造品（熱間鍛造、冷間鍛造等）から、部品の軽量化、低コスト化を狙いとして鋼板による部品製造の検討も進んでいる。しかしながら、鋼板の冷間加工（プレス成形、鍛造加工など）において、トランスミッション部品は複雑な形状をしていることから、局部的に極めて高い変形ひずみ（真ひずみ量でおよそ2以上）が生じる部位が存在し、局部割れを発生しやすい難点がある。

- [0005] このため、従来は、鋼材を所定形状に冷間鍛造した後、焼入れ焼戻し等の熱処理を行うことで、所定の強度（硬さ）が確保された高強度部品を製造する方法が実施されることもあった。しかしながら、冷間鍛造後の熱処理は、部品寸法が必然的に変化するため、二次的に切削などの機械加工により修正する必要があり、熱処理やその後の加工が省略できるような解決策が望まれていた。
- [0006] 上記課題を解決すべく、たとえば、低炭素鋼で固溶Cを利用して常温時効の進行を抑制し、歪時効による所定の時効硬化量を確保することで、歪時効特性に優れた冷間鍛造用線材・棒鋼が得られることが開示されている（特許文献1参照）。
- [0007] しかしながら、この技術は、固溶C量のみによって歪時効を制御するものであり、十分な冷間加工性と、加工後の所要の表面品質および硬さ・強度を兼備する鋼材を得ることは困難であった。
- [0008] そこで、本出願人は、鋼材に含まれる固溶Cと固溶Nが変形抵抗と静的ひずみ時効に及ぼす影響の違いに着目し、種々検討した結果、これらの固溶元素の量を適正に制御することで、加工中は良好な冷間加工性を発揮しつつ、冷間加工（冷間鍛造）後は所定の硬さ（強度）を示す機械構造用鋼材が得られることを知見し、すでに特許出願を行った（特許文献2参照）。
- [0009] この鋼材は、冷間加工性と加工後の高硬度化（高強度化）の両立を実現したものであるが、上記特許文献1に記載された線材・棒鋼と同様、熱間鍛造材であり、製造コストが高いことが難点であった。そこで、製造コストのさらなる低コスト化のために、従来の熱間鍛造材に替えて、熱延鋼板で自動車用部品を冷間加工により作製することも検討されている。
- [0010] たとえば、窒化処理後に高い表面硬度および十分な硬化深さが得られる窒化処理用の熱延鋼板が提案されている（特許文献3参照）。
- [0011] しかしながら、この技術は、冷間加工後にさらに窒化処理を必要とするものであり、十分な低コスト化が実現できない問題がある。
- [0012] また、C：0.10%以下、Si：0.01%未満、Mn：1.5%以下

および Al : 0.20%以下を含有すると共に、 $(Ti + Nb) / 2 : 0.05 \sim 0.50\%$ の範囲で含有し、S : 0.005%以下、N : 0.005%以下、O : 0.004%以下で、かつ、S、NおよびOの合計が0.0100%以下で含む組成とし、かつミクロ組織を95%以上の実質的フェライト単相組織とする熱延鋼板が提案されており、この熱延鋼板は、精密打ち抜き加工面の寸法精度に優れ、かつ加工後の打ち抜き面の表面硬度が極めて高く、さらには耐赤スケール疵性にも優れるとしている（特許文献4参照）。

[0013] しかしながら、この熱延鋼板は、Nは有害元素として、きわめて低い含有量に制限されており、Nを積極的に利用する本願発明に係る熱延鋼板とは、技術的思想をまったく異にするものである。

先行技術文献

特許文献

[0014] 特許文献1：日本国特開平10-306345号公報

特許文献2：日本国特開2009-228125号公報

特許文献3：日本国特開2007-162138号公報

特許文献4：日本国特開2004-137607号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0015] 本発明は上記事情に着目してなされたものであり、その目的は、冷間加工において極めて高いひずみを生じるような加工中は、良好な冷間加工性（強冷間加工性）を示しつつ、加工後は所定の硬さを示す熱延鋼板を提供することにある。

課題を解決するための手段

[0016] 本発明の第1発明に係る強冷間加工性と加工後の硬さに優れる熱延鋼板は、
、
板厚が3～20mmであり、
成分組成が、質量%で、

C : 0%超0.3%以下、

Si : 0%超0.5%以下、

Mn : 0.2~1%、

P : 0%超0.05%以下、

S : 0%超0.05%以下、

Al : 0.01~0.1%、

N : 0.008~0.025%、

残部は鉄および不可避免的不純物からなり、

固溶N : 0.007%以上、かつ、

CとNの含有量が $10C + N \leq 3.0$ の関係を満たし、

組織が、全組織に対する面積率で、ベイニティックフェライト : 5%以上、
パーライト : 20%未満、残部 : ポリゴナルフェライトであり、

前記ベイニティックフェライトの平均結晶粒径が $3 \sim 50 \mu m$ の範囲であり、

板厚方向の硬さ分布が、表面部と、 t を板厚としたとき $t/4$ 部と、中心部の3箇所におけるビッカース硬さのうち最大値を Hv_{max} 、最小値を Hv_{min} とすると、 $(Hv_{max} - Hv_{min}) / Hv_{min}$ が0.3以下であることを特徴とする。

[0017] 本発明の第2発明に係る強冷間加工性と加工後の硬さに優れる熱延鋼板は、

上記第1発明において、

成分組成が、さらに、質量%で、

Cr : 0%超2%以下、および、

Mo : 0%超2%以下よりなる群から選ばれる少なくとも1種を含むものである。

[0018] 本発明の第3発明に係る強冷間加工性と加工後の硬さに優れる熱延鋼板は、

上記第1または第2発明において、

成分組成が、さらに、
Ti : 0%超0.2%以下、
Nb : 0%超0.2%以下、および、
V : 0%超0.2%以下よりなる群から選ばれる少なくとも1種
を含むものである。

[0019] 本発明の第4発明に係る強冷間加工性と加工後の硬さに優れる熱延鋼板は、
上記第1～第3発明のいずれか1つの発明において、
成分組成が、さらに、質量%で、
B : 0%超0.005%以下
を含むものである。

[0020] 本発明の第5発明に係る強冷間加工性と加工後の硬さに優れる熱延鋼板は、
上記第1～第4発明のいずれか1つの発明において、
成分組成が、さらに、質量%で、
Cu : 0%超5%以下、
Ni : 0%超5%以下、および、
Co : 0%超5%以下よりなる群から選ばれる少なくとも1種
を含むものである。

[0021] 本発明の第6発明に係る強冷間加工性と加工後の硬さに優れる熱延鋼板は、
上記第1～第5発明のいずれか1つの発明において、
成分組成が、さらに、質量%で、
Ca : 0%超0.05%以下、
REM : 0%超0.05%以下、
Mg : 0%超0.02%以下、
Li : 0%超0.02%以下、
Pb : 0%超0.5%以下、および、

B_i : 0%超0.5%以下よりなる群から選ばれる少なくとも1種を含むものである。

発明の効果

[0022] 本発明によれば、所定の平均粒径を有するベイニティックフェライト＋ポリゴナルフェライト主体の組織において、固溶N量を確保するとともに、Cの含有量とNの含有量とを所定の関係を満足させることで、冷間加工中における変形抵抗が低減されて、金型の寿命が延長されるとともに、板厚方向の硬さ分布を所定範囲内に制限することで、局部的に極めて高い変形ひずみを生じるような冷間加工においても、局部割れを発生しにくく、加工後に得られる部品は所定の加工後硬さを確保できる熱延鋼板を提供できるようになった。

図面の簡単な説明

[0023] [図1]実施例において、強冷間加工性を評価するために使用したくさび型圧縮試験装置の概略構成を示す図である。

発明を実施するための形態

[0024] 以下、本発明に係る熱延鋼板（以下、「本発明鋼板」、あるいは、単に「鋼板」ともいう。）について、さらに詳細に説明する。本発明鋼板は、上記特許文献2に記載された熱間鍛造材とは、N固溶量を確保するとともに、C含有量とN含有量とを所定の関係を満足させる点で共通するが、C含有量を高めの範囲まで許容し、組織をベイニティックフェライトーポリゴナルフェライトーパーライト複相組織とするとともに、ベイニティックフェライト粒を微細化する点、さらには、板厚方向の硬さ分布を所定範囲内に制限する点で異なっている。

[0025] [本発明鋼板の板厚：3～20mm]

まず、本発明鋼板は、板厚が3～20mmのものを対象とする。板厚が3mm未満では、構造体としての剛性が確保できなくなる。一方、板厚が20mmを超えると、本発明で規定する組織形態を達成することが難しく、所望の効果が得られなくなる。好ましい板厚は4～19mmである。

[0026] 次に、本発明鋼板を構成する成分組成について説明する。以下、化学成分の単位はすべて質量％である。

[0027] [本発明鋼板の成分組成]

<C : 0 %超 0.3 %以下>

Cは、鋼板の組織の形成に大きな影響を及ぼす元素であり、組織は、ベイニティックフェライトーポリゴナルフェライトーパーライト複相組織ではあるが、できるだけパーライトの少ないベイニティックフェライトーポリゴナルフェライト主体組織とするために、含有量を制限する必要がある元素である。Cを過剰に含有させると、鋼板組織中のパーライト分率が上昇し、パーライトの加工硬化によって変形抵抗が過大となるおそれがある。そこで、鋼板中のC含有量は、0.3 %以下、好ましくは0.25 %以下、さらに好ましくは0.2 %以下、特に好ましくは0.15 %以下に制限する。ただし、Cの含有量が少なすぎると、鋼の溶製中における脱酸が困難になるとともに、冷間加工後の強度、硬さを満たし難くなるので、好ましくは0.0005 %以上、さらに好ましくは0.0008 %以上、特に好ましくは0.001 %以上とする。

[0028] <Si : 0 %超 0.5 %以下>

Siは、鋼中に固溶することによって鋼板の変形抵抗を増加させるため、極力低減する必要がある元素である。そのため、鋼板中のSi含有量は、変形抵抗の増加を抑制するため、0.5 %以下、好ましくは0.45 %以下、さらに好ましくは0.4 %以下、特に好ましくは0.3 %以下に制限する。しかし、Siの含有量が極端に少ないと、溶製中の脱酸が困難になるとともに、冷間加工後の強度、硬さを満たし難くなるので、好ましくは0.005 %以上、さらに好ましくは0.008 %以上、特に好ましくは0.01 %以上とする。

[0029] <Mn : 0.2 ~ 1 %>

Mnは、製鋼過程において脱酸および脱硫の作用を有する元素である。さらに鋼材中のNの含有量を高めた場合、加工中の発熱による動的ひずみ時効

によって割れが発生しやすくなるが、いっぽうでMnはその時の加工性を向上させ、割れを抑制する効果がある。これらの作用を有効に発揮させるために、鋼材中のMn含有量は0.2%以上、好ましくは0.22%以上、さらに好ましくは0.25%以上とする。ただし、Mn含有量が過剰になると変形抵抗が過大となり、偏析による組織の不均一性が生じるので、1%以下、好ましくは0.98%以下、さらに好ましくは0.95%以下とする。

[0030] <P : 0%超0.05%以下>

Pは鋼に不可避免的に含有される不純物元素であるが、これがフェライトに含有されるとフェライト粒界に偏析して冷間加工性を劣化させ、また、フェライトを固溶強化して変形抵抗の増大の原因となる元素である。そこで、Pの含有量は冷間加工性の観点からは極力低減することが望ましいが、極端な低減は製鋼コストの増加を招くため、工程能力を考慮して、0.05%以下、好ましくは0.03%以下とする。

[0031] <S : 0%超0.05%以下>

SもPと同様に不可避免の不純物であり、FeSとして結晶粒界に膜状に析出し、加工性を劣化させる元素である。また、熱間脆性を引き起こす作用もある。そこで、変形能を向上させる観点から、本発明ではS含有量を0.05%以下、好ましくは0.03%以下とする。ただし、S含有量を0にすることは工業上困難である。なお、Sは被削性を向上させる効果を有するため、被削性向上の観点からは、好ましくは0.002%以上、より好ましくは0.006%以上含有させることが推奨される。

[0032] <Al : 0.01~0.1%>

Alは、製鋼過程において脱酸に有効な元素である。この脱酸の効果を得るために、鋼材中のAl含有量は0.01%以上、好ましくは0.015%以上、さらに好ましくは0.02%以上とする。ただし、Alの含有量が過剰になると、靱性を低下させ、割れが発生しやすくなるので、0.1%以下、好ましくは0.09%以下、さらに好ましくは0.08質量%以下とする。

[0033] <N : 0.008~0.025%>

Nは加工後の静的ひずみ時効によって所定の強度を得るために重要な元素である。そこで、鋼材中のN含有量は、0.008%以上、好ましくは0.0085%以上、さらに好ましくは0.009%以上とする。ただし、Nの含有量が過剰になると静的ひずみ時効のほか、加工中の動的ひずみ時効の影響が顕著となり、変形抵抗が増加して不適であるので、0.025%以下、好ましくは0.023%以下、さらに好ましくは0.02%以下とする。

[0034] <固溶N : 0.007%以上>

そして、鋼板中に固溶Nを所定量（以下、「固溶N量」という。）確保することで、変形抵抗をあまり上げず、静的ひずみ時効を促進させることができる。冷間加工後に所要の強度を確保するためには、固溶N量が0.007%以上必要である。ただし、固溶N量が過剰になると、冷間加工性が劣化するとともに、加工ひずみへの固溶Nの固着量も多くなって、熱延板の板厚方向において硬さ分布が発生しやすくなり、後述する焼鈍条件を適用しても板厚方向の硬さ分布を解消できず、局部的に極めて高い変形ひずみを生じるような加工により割れが発生しやすくなる。このため、好ましくは0.03%以下とする。なお、鋼材中のNの含有量は0.025%以下であるので、実質的に固溶N量は0.025%以上になることはない。

[0035] ここで、本発明における固溶N量は、JIS G 1228に準拠して、鋼材中の全N量から全N化合物の量を差し引いて求められる量である。この固溶N量の実用的な測定法を以下に例示する。

[0036] (a) 不活性ガス融解法—熱伝導度法（全N量の測定）

供試材から切り出したサンプルをルツボに入れ、不活性ガス気流中で融解してNを抽出し、抽出物を熱伝導度セルに搬送して熱伝導度の変化を測定して全N量を求める。

(b) アンモニア蒸留分離インドフェノール青吸光光度法（全N化合物量の測定）

供試材から切り出したサンプルを、10%AA系電解液に溶解し、定電流

電解を行って、鋼中の全N化合物量を測定する。用いる10%A A系電解液は、10%アセトン、10%塩化テトラメチルアンモニウム、残部メタノールからなる非水溶媒系の電解液であり、鋼表面に不働態皮膜を生成させない溶液である。

[0037] 供試材のサンプル約0.5gを、この10%A A系電解液に溶解させ、生成する不溶解残渣（N化合物）を、穴サイズが0.1μmのポリカーボネート製のフィルタでろ過する。得られた不溶解残渣を、硫酸、硫酸カリウムおよび純銅製チップ中で加熱して分解し、分解物をろ液に合わせる。この溶液を、水酸化ナトリウムでアルカリ性にした後、水蒸気蒸留を行い、留出したアンモニアを希硫酸に吸収させる。さらに、フェノール、次亜塩素酸ナトリウムおよびペンタシアノニトロシル鉄（I I I）酸ナトリウムを加えて青色錯体を生成させ、吸光光度計を用いて吸光度を測定して全N化合物量を求める。

そして、上記（a）の方法によって求められた全N量から、上記（b）の方法によって求められた全N化合物量を差し引いて固溶N量を求めることができる。

[0038] <CとNの含有量が $10C + N \leq 3.0$ の関係を満たす>

本発明の鋼材において、固溶Cは変形抵抗を大きく増加させ、静的ひずみ時効にあまり寄与せず、一方、固溶Nは変形抵抗をあまり上昇させずに、静的ひずみ時効を促進させることができるため加工後の硬さを増加させることができる作用を有する。そのため、本発明の鋼材においては、加工中の変形抵抗をあまり上昇させずに、加工後の硬さを増加させるために、Cの含有量とNの含有量とは、 $10C + N \leq 3.0$ の関係を満足させることが必須であり、好ましくは $0.009 \leq 10C + N \leq 2.8$ 、さらに好ましくは $0.01 \leq 10C + N \leq 2.5$ 、特に好ましくは $0.01 \leq 10C + N \leq 2.0$ とする。熱延鋼板での結晶粒の微細化および該鋼板の成形性の確保の観点からはC含有量および固溶C量をある程度必要とするが、 $10C + N > 3.0$ では、Cおよび／またはNの量が過剰となり、変形抵抗が過大となる。ここで

、上記不等式において、C含有量の係数をN含有量の係数の10倍としたのは、固溶Cは固溶Nに比べて同じ含有量でも、本発明の熱延鋼板での強度および変形抵抗を上昇させる度合いが1桁（10倍）程度大きいことを考慮したものである。

[0039] 本発明の鋼は上記成分を基本的に含有し、残部が鉄および不可避免の不純物であるが、その他、本発明の作用を損なわない範囲で、以下の許容成分を添加することができる。

[0040] <Cr：0%超2%以下、および、

Mo：0%超2%以下よりなる群から選ばれる少なくとも1種>

Crは結晶粒界の強度を高めることで鋼の変形能を向上させる作用を有する元素であり、このような作用を有効に発揮させるためには、Crは0.2%以上含有させることが好ましい。しかし、Crを過剰に含有させると、変形抵抗が増大し、冷間加工性が低下するおそれがあるため、その含有量は2%以下、さらには1.5%以下、特に1%以下が推奨される。

[0041] また、Moは、加工後の鋼材の硬さおよび変形能を増加させる作用を有する元素であり、このような作用を有効に発揮させるためには、Moは0.04%以上、さらに好ましくは0.08%以上含有させることが好ましい。しかし、Moを過剰に含有させると、冷間加工性が劣化するおそれがあるため、その含有量は2%以下、さらには1.5%以下、特に1%以下が推奨される。

[0042] <Ti：0%超0.2%以下、

Nb：0%超0.2%以下、および、

V：0%超0.2%以下よりなる群から選ばれる少なくとも1種>

これらの元素はNとの親和力が強く、Nと共存してN化合物を形成し、鋼の結晶粒を微細化し、冷間加工後に得られる加工品の靱性を向上させ、また、耐割れ性を向上させる役割を有する元素である。しかし、各元素とも上限値を超えて含有させても特性改善効果が得られない。各元素の含有量はそれぞれ、0.2%以下、さらには0.001~0.15%、特に0.002~

0.1%が推奨される。

[0043] <B : 0%超0.005%以下>

Bは、上記Ti、NbおよびVと同様、Nとの親和力が強く、Nと共存してN化合物を形成し、鋼の結晶粒を微細化し、冷間加工後に得られる加工品の靱性を向上させ、また、耐割れ性を向上させる役割を有する元素である。そのため、本発明の鋼板がBを含有する場合、所要の固溶N量を確保して冷間加工後の強度を向上させることができることから、その含有量は0.005%以下、さらには0.0001~0.0035%、特に0.0002~0.002%が推奨される。

[0044] <Cu : 0%超5%以下、

Ni : 0%超5%以下、および、

Co : 0%超5%以下よりなる群から選ばれる少なくとも1種>

これらの元素は、いずれも鋼材をひずみ時効させ、硬化させる作用があり、加工後強度を向上させるのに有効な元素である。このような作用を有効に発揮させるためには、これらの元素は、それぞれ0.1%以上、さらには0.3%以上含有させることが好ましい。しかし、これらの元素の含有量が過剰であると、鋼材をひずみ時効および硬化させる効果、さらに、加工後強度を向上させる効果が飽和し、また、割れを促進させるおそれがあるため、それぞれ5%以下、さらには4%以下、特に3%以下が推奨される。

[0045] <Ca : 0.05%以下(0%を含まない)、

REM : 0.05%以下(0%を含まない)、

Mg : 0.02%以下(0%を含まない)、

Li : 0.02%以下(0%を含まない)、

Pb : 0.5%以下(0%を含まない)、および、

Bi : 0.5%以下(0%を含まない)よりなる群から選ばれる少なくとも1種>

Caは、MnSなどの硫化化合物系介在物を球状化させ、鋼の変形能を高めるとともに、被削性の向上に寄与する元素である。このような作用を有効

に発揮させるためには、C a は、0.0005%以上、さらには0.001%以上含有させることが好ましい。しかし、過剰に含有しても、その効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できないため、0.05%以下、さらには0.03%以下、特に0.01%以下が推奨される。

[0046] R E M は、C a と同様にM n Sなどの硫化化合物系介在物を球状化させ、鋼の変形能を高めるとともに、被削性の向上に寄与する元素である。このような作用を有効に発揮させるためには、R E M は、0.0005%以上、さらには0.001%以上含有させることが好ましい。しかし、過剰に含有しても、その効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できないため、0.05%以下、さらには0.03%以下、特に0.01%以下が推奨される。

なお、本発明において、R E M とは、ランタノイド元素（L a からL n までの15元素）およびS c（スカンジウム）とY（イットリウム）を含む意味である。これらの元素のなかでも、L a、C eおよびYよりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含有することが好ましく、より好ましくはL aおよび／またはC eを含有するのがよい。

[0047] M g は、C a と同様にM n Sなどの硫化化合物系介在物を球状化させ、鋼の変形能を高めるとともに、被削性の向上に寄与する元素である。このような作用を有効に発揮させるためには、M g は、0.0002%以上、さらには0.0005%以上含有させることが好ましい。しかし、過剰に含有しても、その効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できないため、0.02%以下、さらには0.015%以下、特に0.01%以下が推奨される。

[0048] L i は、C a と同様にM n Sなどの硫化化合物系介在物を球状化させ、鋼の変形能を高めることができ、また、A l系酸化物を低融点化して無害化して被削性の向上に寄与する元素である。このような作用を有効に発揮させるためには、L i は、0.0002%以上、さらには0.0005%以上含有させることが好ましい。しかし、過剰に含有しても、その効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できないため、0.02%以下、さらには0.015%以下、特に0.01%以下が推奨される。

[0049] P b は、被削性を向上させるために有効な元素である。このような作用を有効に発揮させるためには、P b は 0.005%以上、さらには 0.01%以上含有させることが好ましい。しかし、過剰に含有させると、圧延疵の発生等の製造上の問題を生じるため、0.5%以下、さらには 0.4%以下、特に 0.3%以下が推奨される。

[0050] B i は、P b と同様に、被削性を向上させるために有効な元素である。このような作用を有効に発揮させるためには、B i は 0.005%以上、さらには 0.01%以上含有させることが好ましい。しかし、過剰に含有させても被削性向上の効果が飽和するため、0.5質量%以下、さらには 0.4%以下、特に 0.3%以下が推奨される。

[0051] 次に、本発明鋼板を特徴づける組織について説明する。

[0052] [本発明鋼板の組織]

上述したとおり、本発明鋼板は、ベイニティックフェライトーポリゴナルフェライトパーライト複相組織鋼をベースとするものであるが、特に、ベイニティックフェライト粒のサイズを特定範囲に制御すること、さらには、板厚方向の硬さ分布を制御することを特徴とする。

[0053] <ベイニティックフェライト：5%以上、パーライト：20%未満、残部：ポリゴナルフェライト>

本発明鋼板の組織は、ベイニティックフェライトとポリゴナルフェライトとパーライトの複相組織で構成されるものとする。ベイニティックフェライトは、冷間加工中には加工性を高めるとともに、加工後には硬さを高める一方でストレッチャーストレインマークの発生を抑制する作用を有し、これらの作用を有効に発揮させるため、面積率で5%以上、好ましくは10%以上、さらに好ましくは15%以上とする。本発明鋼板におけるベイニティックフェライトの面積率の上限は実質的に90%程度であり、好ましくは85%、更に好ましくは80%である。また、パーライトが過剰に存在すると鋼板の成形性を劣化させるので、パーライトは面積率で20%以下、より好ましくは19%以下、さらに好ましくは18%以下、特に好ましくは15%以下

とする。本発明鋼板におけるパーライトの面積率の下限は実質的に0.5%程度であり、好ましくは1%である。残部はポリゴナルフェライトであるが、ポリゴナルフェライトの面積率は5%以上が好ましい。

なお、本発明鋼板の組織中には、上記組織以外に、セメンタイト相も存在しているが、その面積率は高々1%程度以下と極微量であることから、本明細書中では、ベイニティックフェライト、ポリゴナルフェライト、パーライトの各面積率は、これら3相の合計面積率が100%となるように規格化したものと定義した。

[0054] <前記ベイニティックフェライトの平均結晶粒径：3～50 μm の範囲>

ベイニティックフェライト組織を構成するベイニティックフェライトの平均結晶粒径は、鋼板の加工性を向上させるとともに、加工後の表面性状を満足させるため、3～50 μm の範囲であることが必要である。ベイニティックフェライト粒が細くなりすぎると、変形抵抗が高くなりすぎるため、その平均結晶粒径は3 μm 以上、好ましくは4 μm 以上、さらに好ましくは5 μm 以上とする。一方、ベイニティックフェライトが粗大化しすぎると、加工後の表面性状が劣化し、また靱性、疲労特性などが劣化するため、その平均結晶粒径は50 μm 以下、好ましくは45 μm 以下、さらに好ましくは40 μm 以下とする。

[0055] <板厚方向の硬さ分布：表面部と、板厚 $t/4$ 部と、中心部の3箇所におけるビッカース硬さのうち最大値を Hv_{max} 、最小値を Hv_{min} としたとき、 $(Hv_{\text{max}} - Hv_{\text{min}}) / Hv_{\text{min}}$ を0.3以下に制限>

トランスミッション部品では、複雑形状を有するため、プレス成形や鍛造加工の際、局所的に変形ひずみが極めて高い領域（真ひずみ ε 換算で2程度以上に相当）が存在するが、板厚方向の硬さ分布（強度分布、応力分布）が大きい鋼板では、不均一な塑性変形が生じてしまう。低い加工領域、すなわち低い変形ひずみの領域（ ε が2程度未満）では、その影響は小さく、問題は生じないが、高いひずみ量の領域（ ε が2程度以上）では、それにより局所割れを生じてしまう。このような ε が2程度以上の極めて高いひずみ量の

領域でも局所割れを発生させないため、板厚方向の硬さ分布として、表面部と、板厚 $t/4$ 部と、中心部の3箇所におけるビッカース硬さのうち最大値を HV_{max} 、最小値を HV_{min} としたとき、 $(HV_{max} - HV_{min}) / HV_{min}$ を0.3以下、好ましくは0.2以下、さらに好ましくは0.15以下に制限する。

[0056] ここで、従来の熱延鋼板で板厚方向に硬さ分布が発生する機構については以下のように想定される。すなわち、板厚の厚い熱延鋼板で、板厚方向に硬さ分布が発生する原因としては、熱間圧延過程で不可避免的に生じる表面部と中心部での加工度合いの差、表面部と中心部の加工温度の差（加工発熱含む）があり、さらに、コイル冷却過程での相変態、残留応力の発生なども影響している。また本発明の合金成分では、固溶N量を多く含むため、加工ひずみが大きい領域へのNの固着作用により、そのような加工ひずみの大きい領域の硬さが上昇してしまうことも影響する。このように複数の複雑な要因により板厚方向の硬さ分布が発生し、板厚方向に強度のばらつきが生じやすい。

そこで、本発明鋼板は、熱延上がり板を、後述する推奨条件でバッチ焼鈍することにより、板厚方向での硬さ分布を小さくすることで得ることができる。

[0057] [各相の面積率の測定方法]

上記各相の面積率については、各供試鋼板をナイトール腐食し、走査型電子顕微鏡（SEM；倍率1000倍）により5視野撮影し、ベイニティックフェライト、ポリゴナルフェライトおよびパーライトの各比率を点算法で求めることができる。

ここで、ベイニティックフェライトは、ベイナイト（上部ベイナイトおよび下部ベイナイトを総称したもの）組織中に存在する、結晶粒の形状が長軸化したフェライト粒であって（古原 忠，「鉄鋼のベイナイト組織の定義」－現状の理解－，熱処理第50巻第1号，平成22年2月，p. 22－27参照）、アスペクト比（長軸／短軸の比）が2以上のものと定義する。また、

ポリゴナルフェライトは、結晶粒の形状が等軸状のフェライト粒であって、アスペクト比（長軸／短軸の比）が2未満のものと定義する。

[0058] 〔平均結晶粒径の測定方法〕

上記ベイニティックフェライトの平均結晶粒径については、以下のようにして測定することができる。すなわち、最表層部、板厚1／4部、板厚中心部の3箇所それぞれに存在するベイニティックフェライトの結晶粒径を測定する。ベイニティックフェライト粒子1個の粒径については、各測定箇所の圧延方向の側面部をナイトール腐食し、走査型電子顕微鏡（SEM；倍率1000倍）により該当部位を5視野撮影し、ベイニティックフェライトの結晶粒を画像解析による重心直径により、平均結晶粒径とした。

[0059] 〔板厚方向の硬さ分布の測定方法〕

熱延鋼板の圧延方向に平行な板厚方向断面において、表面部（板表面から400 μ m深さの位置）、板厚1／4部、および板厚中心部の各箇所で、マイクロビッカース硬さ試験機を用いて、荷重：50g、測定回数：5回の条件でビッカース硬さ（Hv）を測定し、それぞれの平均を各箇所におけるビッカース硬さとした。

そして、これら3箇所におけるビッカース硬さのうち最大値 Hv_{max} と最小値 Hv_{min} を求め、 $(Hv_{max} - Hv_{min}) / Hv_{min}$ を算出した。

[0060] 次に、上記本発明鋼板を得るための好ましい製造方法を以下に説明する。

[0061] 〔本発明鋼板の好ましい製造方法〕

本発明鋼板の製造は、上記成分組成を有する原料鋼を所望の板厚に成形できる方法であれば、いずれの方法にしたがって行ってもよい。例えば、以下に示す条件にて、転炉で上記成分組成を有する溶鋼を調製し、これを造塊または連続鑄造によりスラブしてから所望板厚の熱延鋼板に圧延することによって行うことができる。

[0062] 〔溶鋼の調製〕

溶鋼中のNの含有量については、転炉での溶製の際に、溶鋼にN化合物を含む原料を添加すること、および／または、転炉の雰囲気をもN₂雰囲気に制御

することにより調整することができる。

[0063] [加熱]

熱間圧延前の加熱は1100～1300℃で行う。この加熱では、N化合物を生成せずに、なるべく多くのNを固溶させるために、高温の加熱条件が必要である。加熱温度の好ましい下限は1100℃、さらに好ましい下限は1150℃である。一方、1300℃を超える温度は作業上困難である。

[0064] [熱間圧延]

熱間圧延は、仕上げ圧延温度が880℃以上になるように行う。仕上げ圧延温度を低温化しすぎるとフェライト変態が高温で起るようになり、フェライト（ベイニティックフェライトおよびポリゴナルフェライトを総称したもの）中の析出炭化物が粗大化し、疲労強度が劣化するため、一定以上の仕上げ圧延温度が必要である。仕上げ圧延温度は、オーステナイト粒を粗大化してベイニティックフェライトの粒径をある程度大きくするため、900℃以上とするのがより好ましい。なお、仕上げ圧延温度の上限は温度確保が難しいため、1000℃とする。

[0065] 本発明の熱延鋼板の板厚は3～20mmであるが、ベイニティックフェライト結晶粒を微細化して、その平均結晶粒径を所定の粒径範囲に制御するために、上記の圧延温度の制御だけでなく、仕上げ圧延のタンデム圧延の最終圧下率を15%以上とすることが必要である。通常、仕上げ圧延は、5～7パスのタンデム圧延を実施するが、板のカミ込み制御の観点でパススケジュールが設定され、最終圧下率は、12～13%程度までである。上記最終圧下率は、好ましくは16%以上、より好ましくは17%以上である。上記最終圧下率は、20%、30%と高いほど、結晶粒をより微細化する効果が得られるが、圧延制御の観点で上限は30%程度に規定される。

[0066] [熱延後の急冷]

上記仕上げ圧延終了後、5s以内に20℃/s以上の冷却速度（第1急冷速度）で急冷し、550℃以上650℃未満の温度（急冷停止温度）で急冷を停止する。所定の相分率のベイニティックフェライトーポリゴナルフェラ

イトーパールライト複相組織を得るためである。冷却速度（急冷速度）が $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満ではパールライト変態が促進され、または、急冷停止温度が 550°C 未満ではベイナイト変態が抑制され、いずれも所定の相分率のベイニティックフェライトーポリゴナルフェライトーパールライト鋼を得るのが困難になり、冷間加工性や加工後の表面品質が劣化する。一方、急冷停止温度が 650°C 以上になるとフェライト中の析出炭化物が粗大化してしまい、疲労強度が劣化する。急冷停止温度は、好ましくは $560\sim 640^{\circ}\text{C}$ 、さらに好ましくは $580\sim 620^{\circ}\text{C}$ である。

[0067] [急冷停止後の緩冷]

上記急冷停止後、放冷または空冷により $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下の冷却速度（緩冷速度）で $5\sim 20\text{ s}$ 緩冷する。これによりポリゴナルフェライトの形成を十分に進行させつつ、フェライト中の析出炭化物を適度に微細化させる。冷却速度が $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ を超え、または、緩冷時間が 5 s 未満では、ポリゴナルフェライトの形成量が不足する。一方、緩冷時間が 20 s を超えると析出炭化物が粗大化せず、疲労強度が劣化する。

[0068] [緩冷後の急冷、巻取り]

上記緩冷後、再度 $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度（第2急冷速度）で急冷し、 $500\sim 600^{\circ}\text{C}$ で巻き取る。ベイニティックフェライト+ポリゴナルフェライト主体の組織にすることで、冷間加工性を確保するためである。冷却速度（第2急冷速度）が $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満、または、巻取り温度が 600°C 超では、パールライトが多く形成されて冷間加工性が劣化し、一方 500°C 未満では、ベイニティックフェライトの形成量が不足して加工後の表面品質性が劣化する。

[0069] [熱延後のバッチ焼鈍]

熱間圧延後、板厚方向の硬さ分布を上記所定範囲内に制限するために、熱延上がり板（熱延コイル）を以下の条件でバッチ焼鈍を行う。

すなわち、本バッチ焼鈍は、表面スケールの生成や脱炭を抑制するため、 H_2 ： $15\sim 20$ 容積%の雰囲気下で、鋼板を室温から 400°C 以上 A_c1 以

下まで加熱した後、1 h以上15 h以下保持して行う。

なお、保持温度および保持時間は、熱延上がり板の板厚やコイルのサイズにより異なるが、要求される冷間加工度合いに対応して必要とされる板厚方向の硬さ分布の制限度合い、コイル内温度の均一性によって適宜選択される。

この熱処理により、熱延時に発生した残留応力を除去し、軟化させたり、ひずみを少なくしたりするとともに、固着N元素の開放、炭化物の球状化を促進するとともに、微細ラメラを、オーステナイト中に溶解させることにより、板厚方向の硬さ分布を小さくする。上記バッチ焼鈍後は、鋼板を600℃まで10℃/h以下の速度で冷却し、これにより炭化物の球状化を促進させる。次いで600～400℃までは、15℃/h以下の速度で冷却するが、これはコイル内を均一に冷却することによりコイルつぶれなどの形状を安定化させるためである。その後、400℃以下では、コイル内の温度分布が均一に冷却できるのであれば、水冷等により高い冷却速度（50～100℃/h程度以上など）で冷却してよい。

バッチ焼鈍の保持温度は、400℃未満では上記の効果は小さく、一方Ac1点を超えると組織が変化してしまう。保持温度は、より好ましくは450～650℃、特に好ましくは500～600℃である。

保持時間は、1時間未満では上記の効果は小さく、一方15時間を超えると効果は飽和してしまい、生産性を阻害するとともに、表面スケールが生じやすくなり好ましくない。保持時間は、より好ましくは2～14 h、特に好ましくは3～12 hである。

[0070] 以下、本発明を実施例によってさらに詳細に説明するが、下記実施例は本発明を限定する性質のものではなく、前・後記の趣旨に適合し得る範囲で適当に変更して実施することも可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に含まれる。

実施例

[0071] 下記表1に示す成分組成の鋼を真空溶解法により溶製し、厚さ120 mm

のインゴットに鑄造し、これを下記表 2 および表 3 に示す条件にて、熱間圧延した後にさらにバッチ焼鈍を施し熱延鋼板を作製した。なお、いずれの試験においても、仕上げ圧延終了後における急冷停止までの冷却速度は $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上であり、急冷停止後の冷却は $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下の冷却速度で $5\sim 20\text{ s}$ 緩冷する条件であり、さらにバッチ焼鈍後は、 600°C までは $10^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 以下、 $600\sim 400^{\circ}\text{C}$ までは $15^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 以下の各冷却速度で冷却し、 400°C 以下は水冷を行った。

[0072] このようにして得られた熱延鋼板について、固溶 N 量、鋼板中組織の各相の面積率、ベイニティックフェライトの平均結晶粒径、および、板厚方向の硬さ分布を、上記「発明を実施するための形態」のところで説明した各測定方法により求めた。

[0073] また、上記熱延鋼板について、以下のようにして、強冷間加工性と、加工後の硬さを評価した。

[0074] (強冷間加工性の評価)

局部的に極めて高い変形ひずみを生じるような冷間加工における加工性（強冷間加工性）を評価するために、試験片の表面部に導入される加工ひずみ量が真ひずみ換算で 4 以上となるような試験として、80 トンプレス試験機にて、図 1 に概略構成を示すように、円柱状の試験片およびくさび型の治具を用いて、くさび型圧縮試験（圧縮速度 $1\text{ mm}/\text{秒}$ で、試験片直径の 80 % 圧下）を行った。なお、試験片としては、上記熱延鋼板から、板厚が 10 mm 以上の場合は直径 10 mm に、板厚が 10 mm 未満の場合は板厚を直径とするように、円柱状に切り出したものを用いた。

[0075] なお、本圧縮試験に先立ち、鍛造解析ソフトウェア：FORGE（TRANSVALOR 社製）を用いて、上記圧縮試験の 80 % 圧下時における、試験片中の真ひずみ量の分布を計算することにより、試験片の表面部のうち、圧縮治具の R 部で圧縮される部位の表面から深さ $100\text{ }\mu\text{m}$ の位置で真ひずみ ε が 4 以上となることを確認している。

[0076] そして、上記くさび型圧縮試験後の試験片を目視観察することにより、以

下の評価基準で強冷間加工性を評価し、○の場合を合格とした。

○：試験片に割れ発生せず

△：試験片の表面に微小割れ発生

×：試験片に割れ発生

[0077] (加工後の硬さの評価)

また、加工後の硬さの評価として、上記くさび型圧縮試験後の試験片の、圧縮治具により圧縮された部位の表面中央部を、ビッカース硬さ試験機を用いて荷重：500g、測定回数：5回の条件でビッカース硬さ（Hv）を測定し、その平均を加工後硬さとし、250Hv以上のものを合格とした。

[0078] これらの測定結果を下記表4～6に示す。

[0079] [表1]

鋼種	成分（質量%）[残部:Fe および不可避免的不純物]								その他
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	10C+N	
a	0.05	0.02	0.40	0.007	0.001	0.025	0.011	0.51	—
b	0.08	0.02	0.40	0.007	0.001	0.022	0.008	0.81	—
c	0.08	0.02	0.40	0.007	0.001	0.022	0.023	0.82	—
d	0.08	0.10	0.30	0.007	0.001	0.023	0.009	0.89	—
e	0.08	0.40	0.20	0.007	0.001	0.024	0.009	0.89	—
f	0.11	0.02	0.40	0.007	0.001	0.022	0.010	1.11	—
g	0.15	0.02	0.40	0.007	0.001	0.024	0.009	1.51	—
h	0.20	0.02	0.40	0.007	0.001	0.022	0.010	2.01	—
i	0.26	0.02	0.40	0.007	0.001	0.023	0.009	2.61	—
j	0.08	0.02	0.40	0.007	0.001	0.025	0.003	0.80	—
k	0.08	0.02	0.40	0.007	0.001	0.025	0.030	0.83	—
l	0.31	0.02	0.40	0.007	0.001	0.025	0.008	3.11	—
m	0.08	0.60	0.40	0.007	0.001	0.025	0.010	0.81	—
n	0.08	0.02	0.15	0.007	0.001	0.025	0.012	0.81	—
o	0.08	0.02	1.10	0.007	0.001	0.025	0.011	0.81	—
p	0.08	0.02	0.40	0.060	0.001	0.025	0.010	0.81	—
q	0.08	0.02	0.40	0.007	0.060	0.025	0.011	0.81	—
r	0.08	0.02	0.40	0.007	0.001	0.005	0.012	0.81	—
s	0.08	0.02	0.40	0.007	0.001	0.11	0.013	0.81	—
t	0.08	0.02	0.40	0.007	0.001	0.025	0.010	0.81	Cr:0.5, Mb:0.03
u	0.08	0.02	0.40	0.007	0.001	0.025	0.010	0.81	Cu:0.06, Ni:0.15
v	0.08	0.02	0.40	0.007	0.001	0.025	0.009	0.81	Ca:0.0025, Li:0.001
w	0.08	0.02	0.40	0.007	0.001	0.025	0.009	0.81	Cr:0.5, Mb:0.03
x	0.30	0.02	0.40	0.007	0.001	0.024	0.025	3.03	—

(—：無添加、下線：本発明の範囲外)

[0080] [表2]

製造 No.	鋼種	熱間圧延条件					バッチ焼鈍条件		熱延板 の板厚 (mm)
		加熱 温度 (°C)	最終 圧下率 (%)	仕上げ 圧延温度 (°C)	急冷 停止温度 (°C)	巻取り 温度 (°C)	保持 温度 (°C)	保持 時間 (h)	
1-1 *	a	1250	15	917	612	575	なし *	なし *	10
1-2	a	1250	15	900	599	519	500	5	10
1-3	a	1250	15	930	601	521	500	1	10
1-4	a	1250	15	921	612	569	500	13	10
1-5	a	1250	15	887	585	577	410	7	10
1-6	a	1250	15	894	621	590	650	5	10
1-7 *	a	1250	15	886	563	548	350 *	5	10
1-8 *	a	1250	15	898	575	518	730 *	5	10
1-9 *	a	1250	15	895	629	597	500	20 *	10
1-10 *	a	1250	15	886	577	517	400	0.5 *	10
2	a	1250	17	909	621	560	500	5	4
3	a	1250	15	895	593	508	500	5	18
4 *	a	1000 *	14 *	805 *	524 *	409 *	500	5	10
5 *	a	1250	14 *	907	589	530	500	5	25
6 *	a	1250	9 *	921	623	579	500	5	10
7	b	1250	17	924	611	582	500	5	10
8	c	1250	15	898	572	529	500	5	10
9	d	1250	15	918	621	542	500	5	10
10	e	1250	15	924	597	509	500	5	10
11	f	1250	16	928	568	511	500	5	10
12	g	1250	15	930	639	589	500	5	10
13	h	1250	16	890	627	563	500	5	10
14	i	1250	17	903	594	551	500	5	10

(下線=本発明の範囲外、* =推奨範囲外)

[0081]

[表3]

製造 No.	鋼種	熱間圧延条件					バッチ焼鈍条件		熱延板 の板厚 (mm)
		加熱 温度 (°C)	最終 圧下率 (%)	仕上げ 圧延温度 (°C)	急冷 停止温度 (°C)	巻取り 温度 (°C)	保持 温度 (°C)	保持 時間 (h)	
15	<u>j</u>	1250	15	907	588	523	500	5	10
16	<u>k</u>	1250	16	914	624	555	500	5	10
17	<u>l</u>	1250	16	924	635	547	500	5	10
18	<u>m</u>	1250	16	895	558	511	500	5	10
19	<u>n</u>	1250	16	910	569	519	500	5	10
20	<u>o</u>	1250	15	914	639	579	500	5	10
21	<u>p</u>	1250	16	913	613	578	500	5	10
22	<u>q</u>	1250	15	927	583	523	500	5	10
23	<u>r</u>	1250	16	915	633	579	500	5	10
24	<u>s</u>	1250	15	893	594	564	500	5	10
25	<u>t</u>	1250	16	918	562	513	500	5	10
26	<u>u</u>	1250	15	913	582	580	500	5	10
27	<u>v</u>	1250	15	901	571	520	500	5	10
28	<u>w</u>	1250	16	908	622	553	500	5	10
29	<u>x</u>	1250	16	924	581	506	500	5	10

(下線=本発明の範囲外、* =推奨範囲外)

[0082]

[表4]

鋼 No.	鋼種	製造 No.	固溶 N量 (mass%)	組織			板厚方向硬さ分布					強冷間 加工性	加工後 硬さ (Hv)	備考
				面積率(%)			BF 平均 結晶粒徑 (μ m)	表面 部 (Hv)	t/4 部 (Hv)	中心 部 (Hv)	(Hv _{max} -Hv _{min}) /Hv _{min} (-)			
				BF	PF	P								
1-1	a	1-1*	0.0085	11	86	3	27	176	104	104	0.69	×	—	比較鋼
1-2	a	1-2	0.008	12	82	6	31	131	112	113	0.17	○	275	発明鋼
1-3	a	1-3	0.008	13	85	2	29	141	118	115	0.23	○	283	発明鋼
1-4	a	1-4	0.007	10	84	6	26	126	115	111	0.14	○	258	発明鋼
1-5	a	1-5	0.009	14	80	6	32	136	112	107	0.27	○	271	発明鋼
1-6	a	1-6	0.008	15	81	4	33	124	109	110	0.14	○	255	発明鋼
1-7	a	1-7*	0.008	13	83	4	41	165	106	107	0.56	×	—	比較鋼
1-8	a	1-8*	0.007	14	81	5	45	111	107	106	0.05	○	210	比較鋼
1-9	a	1-9*	0.009	14	79	7	29	126	113	115	0.12	○	229	比較鋼
1-10	a	1-10*	0.008	15	82	3	27	163	105	104	0.57	×	—	比較鋼

(下線=本発明の範囲外、*=推奨範囲外、

BF=ベインティックフェライト、PF=ポライト、 $P=P'$ -ライト、

—：くさび型圧縮試験中に所定の圧下率までに割れが発生したため測定せず、

発明鋼： $[(Hv_{max}-Hv_{min})/Hv_{min} \leq 0.3]$ and [強冷間加工性=○] and [加工後硬さ $\geq 250Hv$]、

比較鋼：上記発明鋼の条件を満たさない場合)

[表5]

鋼 No.	鋼種	製造 No.	固溶 N量 (mass%)	組織			板厚方向硬さ分布				強冷間 加工性	加工後 硬さ (Hv)	備考
				面積率(%)		BF 平均 結晶粒径 (μ m)	表面 部 (Hv)	t/4 部 (Hv)	中心 部 (Hv)	$(Hv_{max} - Hv_{min})$ / Hv_{min} (-)			
				BF	PF	P							
2	a	2	0.008	27	67	6	135	125	127	0.08	○	273	発明鋼
3	a	3	0.008	8	88	4	126	104	104	0.21	○	251	発明鋼
4	a	4*	0.003	68	9	23	129	106	105	0.23	○	208	比較鋼
5	a	5*	0.009	4	90	6	131	105	104	0.26	○	213	比較鋼
6	a	6*	0.008	4	88	8	127	108	109	0.18	○	205	比較鋼
7	b	7	0.007	43	52	5	128	111	109	0.17	○	292	発明鋼
8	c	8	0.018	45	48	7	134	119	117	0.15	○	296	発明鋼
9	d	9	0.008	49	47	4	132	118	118	0.12	○	308	発明鋼
10	e	10	0.008	55	42	3	142	127	129	0.12	○	318	発明鋼
11	f	11	0.009	63	32	5	144	126	128	0.14	○	311	発明鋼
12	g	12	0.008	69	20	11	151	137	136	0.11	○	325	発明鋼
13	h	13	0.009	74	11	15	162	142	144	0.14	○	331	発明鋼
14	i	14	0.008	79	6	15	166	151	149	0.11	○	351	発明鋼

(下線=本発明の範囲外、*=推奨範囲外、

BF=ベインティックフェライト、PF=ポライト、P=パーライト、

- : くさび型圧縮試験中に所定の圧下率までに割れが発生したため測定せず、

発明鋼 : $[(Hv_{max} - Hv_{min}) / Hv_{min}] \leq 0.3$ and [強冷間加工性=○] and [加工後硬さ $\geq 250Hv$]、

比較鋼 : 上記発明鋼の条件を満たさない場合)

[表6]

鋼 No.	鋼種	製造 No.	固溶 N量 (mass%)	組織			板厚方向硬さ分布					強冷間 加工性	加工後 硬さ (Hv)	備考	
				面積率(%)		BF 平均 結晶粒径 (μm)	表面 部 (Hv)	t/4 部 (Hv)	中心 部 (Hv)	(Hv _{max} -Hv _{min}) /Hv _{min} (-)					
				BF	PF										
											P				
15	j	15	0.001	48	49	3	26	129	108	108		0.19	○	181	比較鋼
16	k	16	0.026	44	51	5	28	129	106	106	106	0.22	×	—	比較鋼
17	l	17	0.007	45	28	27	11	188	153	151	151	0.25	×	—	比較鋼
18	m	18	0.008	58	35	7	27	159	127	125	125	0.27	×	—	比較鋼
19	n	19	0.010	25	71	4	22	119	103	102	102	0.17	○	221	比較鋼
20	o	20	0.009	45	52	3	26	131	113	114	114	0.16	×	—	比較鋼
21	p	21	0.009	45	50	5	26	128	106	105	105	0.22	×	—	比較鋼
22	q	22	0.010	47	49	4	29	125	107	107	107	0.17	×	—	比較鋼
23	r	23	0.011	43	55	2	30	122	108	108	108	0.13	×	—	比較鋼
24	s	24	0.012	58	38	4	27	131	108	108	108	0.21	×	—	比較鋼
25	t	25	0.008	55	39	6	17	132	114	116	116	0.16	○	289	発明鋼
26	u	26	0.009	58	38	4	16	135	118	118	118	0.14	○	283	発明鋼
27	v	27	0.008	50	45	5	19	129	107	107	107	0.21	○	275	発明鋼
28	w	28	0.008	59	32	9	17	138	128	127	127	0.09	○	286	発明鋼
29	x	29	0.020	68	15	17	11	205	155	154	154	0.33	×	—	比較鋼

(下線=本発明の範囲外、*=推奨範囲外、

BF=ベインティックフェライト、PF=ポリゴンアルフェライト、P=パーライト、

—:くさび型圧縮試験中に所定の圧下率までに割れが発生したため測定せず、

発明鋼: $[(Hv_{max}-Hv_{min})/Hv_{min} \leq 0.3]$ and [強冷間加工性=○] and [加工後硬さ $\geq 250Hv$]、

比較鋼: 上記発明鋼の条件を満たさない場合)

- [0085] 表4～6に示すように、鋼N○. 1－2～1－6、2、3、7～14、25～28はいずれも、本発明の成分組成規定の要件を満足する鋼種を用い、推奨の製造条件で製造した結果、本発明の組織規定の要件を充足する発明鋼であり、強冷間加工性および加工後硬さはいずれも合格基準を満たしており、冷間加工において極めて高いひずみを生じるような加工中は良好な強冷間加工性を示しつつ、加工後は所定の硬さ（強度）を示す熱延鋼板が得られることが確認できた。
- [0086] これに対し、鋼N○. 1－1、1－7～1－10、4～6、15～24、29は本発明で規定する成分組成および組織の要件のうち少なくともいずれかを満足しない比較鋼であり、強冷間加工性および加工後硬さのうち少なくともいずれかが合格基準を満たしていない。
- [0087] 例えば、鋼N○. 1－1は、成分組成の要件は満たしているものの、熱延後にバッチ焼鈍を施しておらず、板厚方向の硬さ分布が拡大し、少なくとも強冷間加工性が劣っている。
- [0088] また、鋼N○. 1－7は、成分組成の要件は満たしているものの、熱延後のバッチ焼鈍の保持温度が推奨範囲を外れて低すぎ、板厚方向の硬さ分布が拡大し、少なくとも強冷間加工性が劣っている。
- [0089] 一方、鋼N○. 1－8は、成分組成の要件は満たしているものの、熱延後のバッチ焼鈍の保持温度が推奨範囲を外れて高すぎ、加工後硬さが劣っている。
- [0090] また、鋼N○. 1－9は、成分組成の要件は満たしているものの、熱延後のバッチ焼鈍の保持時間が推奨範囲を外れて長すぎ、加工後硬さが劣っている。
- [0091] 一方、鋼N○. 1－10は、成分組成の要件は満たしているものの、熱延後のバッチ焼鈍の保持時間が推奨範囲を外れて短すぎ、板厚方向の硬さ分布が拡大し、少なくとも強冷間加工性が劣っている。
- [0092] また、鋼N○. 4は、成分組成の要件は満たしているものの、熱延前の加熱温度が推奨範囲を外れて低すぎ、固溶N量が不足し、加工後硬さが劣ってい

る。

- [0093] また、鋼N o. 5は、成分組成の要件は満たしているものの、熱延後の板厚が規定範囲を外れて大きすぎ、ベイニティックフェライトが不足する一方粗大化し、加工後硬さが劣っている。
- [0094] また、鋼N o. 6は、成分組成の要件は満たしているものの、熱延時の最終圧下率が推奨範囲を外れて小さすぎ、ベイニティックフェライトが不足する一方粗大化し、加工後硬さが劣っている。
- [0095] また、鋼N o. 15（鋼種j）は、製造条件は推奨範囲にあるものの、N含有量が低すぎ、加工後硬さが劣っている。
- [0096] 一方、鋼N o. 16（鋼種k）は、製造条件は推奨範囲にあるものの、N含有量が高すぎ、少なくとも強冷間加工性が劣っている。
- [0097] また、鋼N o. 17（鋼種l）は、製造条件は推奨範囲にあるものの、C含有量が高すぎるとともに $10C + N \leq 3.0$ の要件を満たさず、パーライトが過剰に形成され、少なくとも強冷間加工性が劣っている。
- [0098] また、鋼N o. 18（鋼種m）は、製造条件は推奨範囲にあるものの、Si含有量が高すぎ、少なくとも強冷間加工性が劣っている。
- [0099] また、鋼N o. 19（鋼種n）は、製造条件は推奨範囲にあるものの、Mn含有量が低すぎ、加工後硬さが劣っている。
- [0100] 一方、鋼N o. 20（鋼種o）は、製造条件は推奨範囲にあるものの、Mn含有量が高すぎ、少なくとも強冷間加工性が劣っている。
- [0101] また、鋼N o. 21（鋼種p）は、製造条件は推奨範囲にあるものの、P含有量が高すぎ、少なくとも強冷間加工性が劣っている。
- [0102] また、鋼N o. 22（鋼種q）は、製造条件は推奨範囲にあるものの、S含有量が高すぎ、少なくとも強冷間加工性が劣っている。
- [0103] また、鋼N o. 23（鋼種r）は、製造条件は推奨範囲にあるものの、Al含有量が低すぎ、少なくとも強冷間加工性が劣っている。
- [0104] 一方、鋼N o. 24（鋼種s）は、熱延時の最終圧下率以外の製造条件は推奨範囲にあるものの、Al含有量が高すぎ、少なくとも強冷間加工性が劣

っている。

[0105] 一方、鋼No. 29（鋼種x）は、製造条件は推奨範囲にあるものの、 $10C + N \leq 3.0$ の要件を満たさず、少なくとも強冷間加工性が劣っている。

[0106] 以上より、本発明の適用性が確認できた。

[0107] 本発明を詳細にまた特定の実施態様を参照して説明したが、本発明の精神と範囲を逸脱することなく様々な変更や修正を加えることができることは当業者にとって明らかである。

本出願は、2014年4月18日出願の日本特許出願（特願2014-086747）に基づくものであり、その内容はここに参照として取り込まれる。

産業上の利用可能性

[0108] 本発明の熱延鋼板は、冷間加工中は良好な加工性を示しつつ、加工後は所定の硬さを示し、特に自動車用の各種部品、例えばギヤなどのミッション部品やケース等に用いられる鋼材として有用である。

請求の範囲

[請求項1]

板厚が3～20mmであり、
 成分組成が、質量％で、
 C：0％超0.3％以下、
 Si：0％超0.5％以下、
 Mn：0.2～1％、
 P：0％超0.05％以下、
 S：0％超0.05％以下、
 Al：0.01～0.1％、
 N：0.008～0.025％、
 残部は鉄および不可避免の不純物からなり、
 固溶N：0.007％以上、かつ、
 CとNの含有量が $10C + N \leq 3.0$ の関係为满足し、
 組織が、全組織に対する面積率で、ベイニティックフェライト：5％以上、パーライト：20％未満、残部：ポリゴナルフェライトであり、
 前記ベイニティックフェライトの平均結晶粒径が3～50 μ mの範囲であり、
 板厚方向の硬さ分布が、表面部と、tを板厚としたときt／4部と、中心部の3箇所におけるビッカース硬さのうち最大値を Hv_{max} 、最小値を Hv_{min} とすると、 $(Hv_{max} - Hv_{min}) / Hv_{min}$ が0.3以下である
 ことを特徴とする強冷間加工性と加工後の表面硬さに優れる熱延鋼板。

[請求項2]

成分組成が、さらに下記（a）～（e）の少なくとも一つを含有する請求項1記載の熱延鋼板。
 （a）質量％で、Cr：0％超2％以下、および、Mo：0％超2％以下よりなる群から選ばれる少なくとも1種

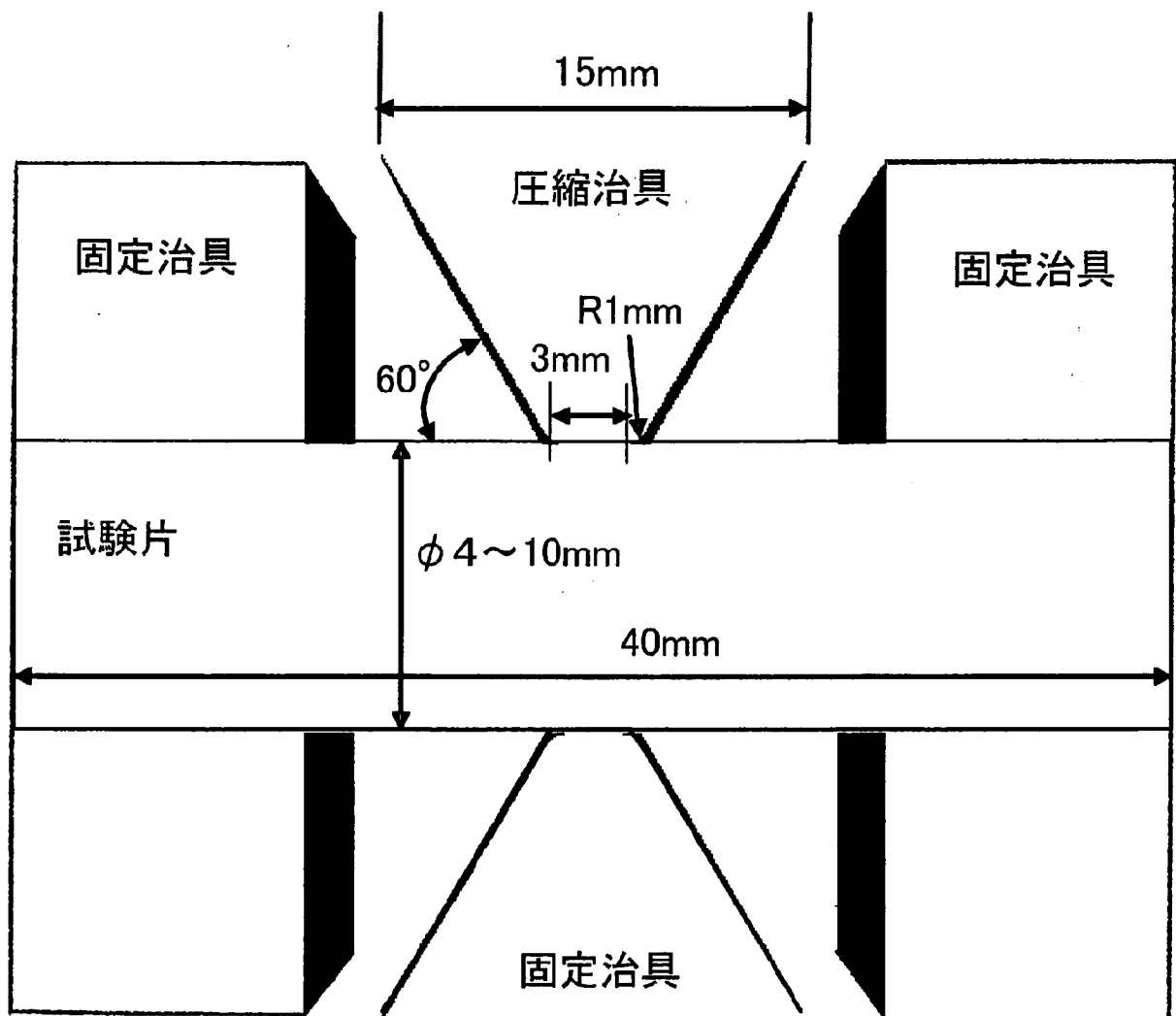
(b) 質量%で、Ti : 0%超0.2%以下、Nb : 0%超0.2%以下、および、V : 0%超0.2%以下よりなる群から選ばれる少なくとも1種

(c) 質量%で、B : 0%超0.005%以下

(d) 質量%で、Cu : 0%超5%以下、Ni : 0%超5%以下、および、Co : 0%超5%以下よりなる群から選ばれる少なくとも1種

(e) 質量%で、Ca : 0%超0.05%以下、REM : 0%超0.05%以下、Mg : 0%超0.02%以下、Li : 0%超0.02%以下、Pb : 0%超0.5%以下、および、Bi : 0%超0.5%以下よりなる群から選ばれる少なくとも1種

[図1]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2015/061767

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, B21B1/26(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C21D9/46(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)

C22C38/00-38/60, B21B1/26, C21D8/00-8/10, C21D9/46-9/48

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	1996-2015
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2015	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2015

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 2003-231946 A (JFE Steel Corp.), 19 August 2003 (19.08.2003), steel no.f (Family: none)	1, 2
A	JP 2005-206943 A (JFE Steel Corp.), 04 August 2005 (04.08.2005), claims (Family: none)	1, 2
A	JP 2006-233309 A (JFE Steel Corp.), 07 September 2006 (07.09.2006), claims (Family: none)	1, 2

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C.

☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date

"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)

"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

"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

"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

"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

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
14 July 2015 (14.07.15)

Date of mailing of the international search report
21 July 2015 (21.07.15)

Name and mailing address of the ISA/
Japan Patent Office
3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku,
Tokyo 100-8915, Japan

Authorized officer

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2015/061767

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2002-47536 A (Kawasaki Steel Corp.), 15 February 2002 (15.02.2002), claims & WO 2001/062997 A1 & US 2003/0041932 A1 & EP 1191114 A1 & CA 2369510 A1 & TW 558569 B & CN 1366558 A & KR 2001-0112945 A	1, 2
P, A	JP 2015-48527 A (Kobe Steel, Ltd.), 16 March 2015 (16.03.2015), entire text & WO 2015/033933 A1	1, 2

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（I P C））

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, B21B1/26(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C21D9/46(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（I P C））

Int.Cl. C22C38/00-38/60, B21B1/26, C21D8/00-8/10, C21D9/46-9/48

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	1 9 2 2 - 1 9 9 6 年
日本国公開実用新案公報	1 9 7 1 - 2 0 1 5 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 5 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 5 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 2003-231946 A（J F E スチール株式会社）2003. 08. 19, 鋼 No. f（ファミリーなし）	1, 2
A	JP 2005-206943 A（J F E スチール株式会社）2005. 08. 04, 特許請求の範囲（ファミリーなし）	1, 2
A	JP 2006-233309 A（J F E スチール株式会社）2006. 09. 07, 特許請求の範囲（ファミリーなし）	1, 2

☒ 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

の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

1 4 . 0 7 . 2 0 1 5

国際調査報告の発送日

2 1 . 0 7 . 2 0 1 5

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁（I S A / J P）
郵便番号 1 0 0 - 8 9 1 5
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）

佐藤 陽一

4 K

9 7 3 1

電話番号 0 3 - 3 5 8 1 - 1 1 0 1 内線 3 4 3 5

C (続き) . 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 2002-47536 A (川崎製鉄株式会社) 2002. 02. 15, 特許請求の範囲 & WO 2001/062997 A1 & US 2003/0041932 A1 & EP 1191114 A1 & CA 2369510 A1 & TW 558569 B & CN 1366558 A & KR 2001-0112945 A	1, 2
P, A	JP 2015-48527 A (株式会社神戸製鋼所) 2015. 03. 16, 全文 & WO 2015/033933 A1	1, 2