

(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
2014 年 10 月 9 日(09.10.2014)



(10) 国際公開番号

WO 2014/162677 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/38 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2014/001603
- (22) 国際出願日: 2014 年 3 月 20 日(20.03.2014)
- (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 2013-076824 2013 年 4 月 2 日(02.04.2013) JP
- (71) 出願人: J F E スチール株式会社 (JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区幸町二丁目 2 番 3 号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 小林 崇 (KOBAYASHI, Takashi); 〒1000011 東京都千代田区幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 齋藤 勇人 (SAITO, Hayato); 〒1000011 東京都千代田区幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 船川 義正 (FUNAKAWA, Yoshimasa); 〒1000011 東京都千代田区幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).
- (74) 代理人: 熊坂 晃, 外 (KUMASAKA, Akira et al.); 〒1000004 東京都千代田区大手町二丁目 7 番 1

号 J F E 商事ビル 6 階 J F E テクノリサーチ株式会社知的財産事業部内 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, LT, 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, 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: STEEL SHEET FOR NITRIDING AND PRODUCTION METHOD THEREFOR

(54) 発明の名称: 窒化処理用鋼板およびその製造方法

(57) Abstract: Provided is a steel sheet for nitriding, having excellent formability and punchability. The steel sheet for nitriding has: a composition comprising, in % by mass, 0.02%-0.08% C, no more than 0.1% Si, 0.2%-1.8% Mn, no more than 0.05% P, no more than 0.02% S, 0.01%-0.06% Al, 0.5%-1.5% Cr, and no more than 0.01% N, with the remainder being Fe and unavoidable impurities; and a structure having ferrite as the main phase thereof, having pearlite and/or bainite as the second phase thereof, having at least 70% of the entire structure comprising ferrite, the ferrite having an average crystal particle diameter of 5-25 μm , and the average major diameter in a cross section along the steel sheet rolling direction of the cementite present in the second phase being no more than 3.0 μm .

(57) 要約: 成形性および打抜性に優れた窒化処理用鋼板を提供する。質量%で、C: 0.02%以上 0.08%以下、Si: 0.1%以下、Mn: 0.2%以上 1.8%以下、P: 0.05%以下、S: 0.02%以下、Al: 0.01%以上 0.06%以下、Cr: 0.5%以上 1.5%以下、N: 0.01%以下を含有し、残部が Fe および不可避免的な不純物からなる組成と、フェライトを主相とし、パーライトおよび/またはベイナイトを第二相とし、前記フェライトの組織全体に占める分率が 70%以上、前記フェライトの平均結晶粒径が 5 μm 以上 25 μm 以下、前記第二相中に存在するセメンタイトの鋼板圧延方向断面における平均長径が 3.0 μm 以下である組織とを有する窒化処理用鋼板とする。

WO 2014/162677 A1

明 細 書

発明の名称：窒化処理用鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、耐久性向上のために窒化処理を施して使用される機械部品の素材として好適な窒化処理用鋼板(steel sheet for nitriding)、特に窒化処理前の成形性(formability)と打抜性(punchability)に優れた窒化処理用鋼板およびその製造方法に関する。

背景技術

[0002] 自動車の変速機等に用いられる機械部品は、疲労強度(fatigue strength)や耐摩耗性(abrasion resistance)の向上のため、素材の鋼材を所望の部品形状に成形加工した後に、表面硬化処理(surface-hardening treatment)を施して使用されることが多い。このような表面硬化処理の代表的なものとして、浸炭処理(carburizing treatment)と窒化処理(nitriding treatment)がある。

[0003] 浸炭処理は、最も一般的な表面硬化処理である。しかしながら、浸炭処理では通常、鋼の A_3 変態点(transformation point)以上で鋼の表層部に炭素を拡散および浸透（浸炭）させた後に焼入(quenching)を施すため、高温からの焼入に伴って生ずる歪(distortion)の影響により、部品の形状精度(shape accuracy)の低下が避けられない。また、浸炭後焼入したままの状態では、鋼の靱性(toughness)が著しく低下している。そのため、焼入後、靱性回復のための焼戻(tempering)および部品形状の矯正(correction)が必須となる。ゆえに、浸炭処理を採用する場合、部品の製造に必要な工程が増し、製造コストが高くなるという難点がある。

[0004] これに対し、窒化処理は、通常、鋼を A_1 変態点より低い500～600℃程度の温度に加熱し、鋼の表層部に窒素を拡散および浸透（窒化）させる処理であり、浸炭処理のように焼入することなく、鋼の表面硬化を図るものである。すなわち、窒化処理は処理温度が比較的低温であり、冷却時に鋼の相変態(phas

e transformation)を伴わないため、変態歪(transformation strain)による部品形状の精度の低下が発生しないという利点がある。また、窒化による鋼材表層部の体積変化 (volume variation) も小さく、部品の形状精度を良好に保つことが容易であるという利点もある。

[0005] アンモニアガス(ammonia gas)による窒化の場合、従来、窒化に要する時間が著しく長いため、大量生産を前提とする自動車部品 (automotive parts) 等には適さなかった。しかしながら、近年では、浸炭性雰囲気を利用することによって、窒化反応 (nitriding reaction) を迅速に進行させる軟窒化 (nitrocarburizing) と呼ばれる窒化処理が普及し、従来の窒化処理で課題とされていた処理時間が非常に長いという問題も解決されつつある。

[0006] この軟窒化処理では、被処理物は550～600℃の処理雰囲気中に数時間保持され、鉄炭化物 (iron carbide) の生成反応 (generating reaction) を仲立ちとして、鋼材表面から鋼中に向けて窒素が拡散導入される。そして、軟窒化処理によると、処理後に得られる表面硬度は従来の窒化処理より低くなるものの、窒化に要する時間は大幅に短縮できる。以上の理由により、近年では、浸炭処理に代わる表面硬化処理として、軟窒化処理が採用される事例が多くなっている。

[0007] 一方、自動車の変速機等に用いられる機械部品は、従来、鑄造(casting)や鍛造(forging)により得られた中間品に機械加工 (machining) を施して製造されるのが一般的であった。しかし、近年、機械部品の素材として薄鋼板が積極的に用いられるようになり、薄鋼板にプレス加工 (press working) 等を施し所望の形状に成形して製造されるようになっている。従来、鑄造や鍛造で得られた中間品を機械加工して製造していた部品を、鋼板の板金加工品 (sheet-metal working products) で代替することにより、製造工程の短縮と製造コストの低減が図られるからである。このような背景から、前記した機械部品の素材鋼材として、成形性に優れる窒化処理用鋼板の必要性が高まっている。

[0008] 成形性に優れた窒化処理用鋼板に関し、従来、様々な技術が提案されてい

る。

例えば、特許文献1および特許文献2には、重量比でC：0.01～0.08%未満、Si：0.005～1.00%、Mn：0.010～3.00%、P：0.001～0.150%、N：0.0002～0.0100%、Cr：0.15超～5.00%、Al：0.060超～2.00%を含有し、さらに、Ti、Vの1種または2種を含有する組成の鋼を、熱間圧延後500℃以上で巻き取るか、その後50%以上の圧下率で冷間圧延を施し、再結晶焼鈍(recrystallization annealing)を行うことで、窒化用鋼板を製造する技術が提案されている。これらの技術によると、成形性(formability)に悪影響を及ぼすC含有量を0.08%未満に抑制するとともに、Al、Cr、Tiおよび／またはVの窒化促進元素(nitriding accelerating elements)を同時に含有した低炭素鋼板とすることで、成形性および窒化性に優れた窒化用鋼板が得られるとされている。

[0009] また、特許文献3には、軟窒化用鋼板に関し、鋼板組成をC：0.01～0.10mass%、Si：0.1mass%以下、Mn：0.1～1.0mass%、P：0.05mass%以下、S：0.01mass%以下、Al：0.01～0.06mass%、Cr：0.05～0.50mass%、V：0.01～0.30mass%、N：0.01mass%以下を含み、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる組成とする技術が提案されている。特許文献3で提案された技術によると、合金元素を低減することで低コストであり且つ成形性に優れ、しかも窒化促進元素であるCrとVを同時添加することで軟窒化処理による表面硬化特性(surface hardening property)にも優れた鋼板にも優れた軟窒化用鋼板が得られるとされている。

先行技術文献

特許文献

[0010] 特許文献1：特開平9－25513号公報

特許文献2：特開平9－25543号公報

特許文献3：特開2005－171331号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0011] 自動車の変速機等に用いられる機械部品を、素材である薄鋼板に成形加工(forming)を施して製造する場合には、成形加工に先だって薄鋼板素材を所定の寸法にブランク(banking)し、また、成形加工後にも種々の形状の穴をピアシング(piercing)することが多い。したがって、これらの部品の素材鋼板には、成形性(formability)に優れ、かつ打抜性(punchability)にも優れることが要求される。鋼板の打抜性が劣化すると、打抜加工時、打抜端面(punched surface)に発生するダレ(sags)やバリ(burrs)等が著しくなり、機械部品の寸法精度が損なわれる。打抜端面に微小クラック(microcrack)が発生し易くなり、機械部品の強度特性(strength property)にも悪影響を及ぼすことがある。

[0012] しかし、前記従来技術ではいずれも、鋼板の打抜性について全く検討されていない。更に、それぞれ以下に示す問題も残されている。

特許文献1および2で提案された技術では、窒化促進元素として多量のAlを含有する。そのため、Al系介在物(Al-containing inclusion)に起因する内部欠陥(inner defect)および表面欠陥(surface defect)の発生が懸念されるうえ、Al系スラグ(Al-containing slag)が多量に発生して精錬時の溶製コストが高くなる。

[0013] 特許文献3で提案された技術では、窒化促進のための合金元素を低減しても軟窒化用鋼板に十分な硬化特性(hardening property)を付与できるとされているが、得られる鋼板の強度が不足しており、高負荷部品(heavily-loaded parts)への適用は困難である。

[0014] 本発明は、前記した従来技術の諸問題を解決し、自動車の変速機等の部品用素材として広く利用できる、窒化処理前の成形性に優れるとともに打抜性にも優れた窒化処理用鋼板およびその製造方法の提供を目的とする。

課題を解決するための手段

[0015] 本発明者らは、上記した課題を解決するため、鋼板の窒化処理による表面硬化特性に加えて、鋼板の成形性および打抜性に及ぼす各種要因について鋭意研究を重ねた。その結果、鋼板の化学組成とミクロ組織(microstructure)

を所定の範囲に調整することにより、窒化処理による良好な硬化特性を付与することができることに加えて、窒化処理前の鋼板に十分な成形性と打抜性をも付与できることを見出した。

[0016] 本発明は、上記した知見に基づき、さらに検討を加えて完成されたものであり、本発明の要旨は以下のとおりである。

[1] 質量%で、

C : 0.02%以上0.08%以下、	Si : 0.1%以下、
Mn : 0.2%以上1.8%以下、	P : 0.05%以下、
S : 0.02%以下、	Al : 0.01%以上0.06%以下、
Cr : 0.5%以上1.5%以下、	N : 0.01%以下

を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる組成と、フェライト(ferrite)を主相とし、パーライト(pearlite)および／またはベイナイト(bainite)を第二相とし、前記フェライトの組織全体に占める面積分率が70%以上、前記フェライトの平均結晶粒径が $5\mu\text{m}$ 以上 $25\mu\text{m}$ 以下、前記第二相中に存在するセメンタイト(cementite)の鋼板圧延方向断面における平均長径が $3.0\mu\text{m}$ 以下である組織とを有する窒化処理用鋼板。

[0017] [2] 前記[1]において、前記組成に加えて更に、質量%で、V : 0.005%以上0.075%以下、Nb : 0.005%以上0.025%以下、Ti : 0.005%以上0.025%以下のうちから選ばれる1種または2種以上を含有する窒化処理用鋼板。

[0018] [3] 質量%で、

C : 0.02%以上0.08%以下、	Si : 0.1%以下、
Mn : 0.2%以上1.8%以下、	P : 0.05%以下、
S : 0.02%以下、	Al : 0.01%以上0.06%以下、
Cr : 0.5%以上1.5%以下、	N : 0.01%以下

を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる組成を有する鋼素材を、 1050°C 以上 1250°C 以下に加熱し、 Ar_3 変態点以上(Ar_3 変態点 $+100^{\circ}\text{C}$)以下の仕上げ温度で熱間圧延を施し、前記仕上げ温度から 750°C までの温度範囲を 40°C/s 以上 80°C/s 以下の冷却速度で冷却し、次いで 750°C から 500°C 以上

650℃以下の冷却停止温度までの温度範囲を15℃/s以上35℃/s以下の冷却速度で冷却し、500℃以上650℃以下の巻取り温度で巻き取る窒化処理用鋼板の製造方法。

[0019] [4] 前記[3]において、前記組成に加えて更に、質量%で、V : 0.005%以上0.075%以下、Nb : 0.005%以上0.025%以下、Ti : 0.005%以上0.025%以下のうちから選ばれる1種または2種以上を含有する窒化処理用鋼板の製造方法。

発明の効果

[0020] 本発明によれば、成形性と打抜性に優れ、かつ窒化処理による良好な硬化特性を備えた鋼板が得られる。本発明の鋼板は、自動車の変速機部品などのように窒化処理を施す成形部品の素材として実に好適であり、産業上格段の効果を奏する。また、本発明の鋼板は、ガス軟窒化処理(gas nitrocarburizing treatment)や塩浴軟窒化処理(salt bath nitrocarburizing treatment)用に限定されるものではなく、プラズマ窒化(plasma nitriding)、ガス窒化(gas nitriding)、浸炭窒化(carbonitriding)、浸硫窒化(nitrosulphurizing)等の各種窒化処理用鋼板としても好適に用いることができる。

発明を実施するための形態

[0021] まず、本発明窒化処理用鋼板の組織について説明する。

本発明鋼板は、主相であるフェライト(ferrite)（「ポリゴナルフェライト(polygonal ferrite)」とも称することもある）と、第二相からなる組織を有する。前記第二相は、パーライトおよび／またはベイナイトである。更に、前記フェライトの組織全体に占める分率が70%以上、前記フェライトの平均結晶粒径が5 μ m以上25 μ m以下、前記第二相中に存在するセメンタイトの鋼板圧延方向断面における平均長径が3.0 μ m以下である。

[0022] 主相：フェライト

本発明鋼板は、軟質なフェライトを主相とすることで、鋼板の成形性を確保する。フェライト以外を主相とする場合には、鋼板に良好な成形性を付与することができない。但し、フェライト単相組織の鋼板では、自動車の変速

機部品等に広範に適用できる素材鋼板として十分な強度を確保することができない。したがって、本発明鋼板は、主相であるフェライトと、以下の第二相からなる組織とする。

[0023] 第二相：パーライトおよび／またはベイナイト

フェライト以外の残部となる第二相は、パーライトおよびベイナイトのうちから選ばれる1種または2種とする。鋼板組織中の第二相は、軟質なフェライトを主相とする鋼板の強度を補強する役割を担う。ここで、第二相をマルテンサイトとした組織強化を利用する場合には、窒化処理時の昇温によってマルテンサイトが軟化し、鋼板の強度変動が大きくなる。したがって、500～600℃程度に保持される窒化処理を経ても安定した鋼板強度を維持するには、鋼板組織中の第二相をパーライトおよび／またはベイナイトとする必要がある。

[0024] フェライトの組織全体に占める面積分率：70%以上

鋼板に良好な成形性を付与するには、主相であるフェライトの面積分率を70%以上とする必要がある。フェライトの面積分率が70%未満の場合には、鋼板の成形性が不十分な水準となり易い。また、鋼板の打抜時に打抜端面の剪断面比率が低下するなど、鋼板の打抜性も低下する。一方、フェライトの面積分率が高すぎる場合には、鋼板の強度が必要な水準に達しない場合があるため、フェライトの面積分率は97%以下とするのが好ましく、95%以下とするのがより好ましい。

[0025] フェライトの平均結晶粒径：5 μ m以上25 μ m以下

フェライトの平均結晶粒径が25 μ mを超える場合には、成形加工時に鋼板の表面性状が悪化したり、打抜破面の平滑性が低下して鋼板の打抜性劣化にも通ずる。また、フェライトの結晶粒径が粗大化すると、結晶粒界が減少することから、窒化処理時のNの粒界拡散が抑制され、窒化処理に要する時間が長くなることも懸念される。一方、フェライトの平均結晶粒径が5 μ m未満となる場合には、鋼板が硬質化して成形性が低下し易い。したがって、フェライトの平均結晶粒径は5 μ m以上25 μ m以下とする。好ましくは5 μ m以上15 μ m以

下である。

[0026] 第二相中に存在するセメンタイトの鋼板圧延方向断面における平均長径：3.0 μm 以下

第二相中に存在するセメンタイトの鋼板の圧延方向断面における平均長径が3.0 μm を超えると、鋼板の打抜時、セメンタイトとフェライトとの界面での応力集中度 (stress concentration ratio) が高まり、微細なクラックの発生が容易となって打抜端面での破断面比率(fracture surface ratio)が増加する等、鋼板の打抜性が低下する。したがって、上記平均長径は3.0 μm 以下とする。但し、上記セメンタイトが極端に微小になると、鋼板の打抜端面での微小割れが生じ易くなる。したがって、上記平均長径は1.0 μm 以上であることが好ましい。

[0027] 次に、本発明の窒化処理用鋼板の化学組成の限定理由について説明する。以下、成分元素含有量の単位である%は、特に断らない限り質量%を意味するものとする。

[0028] C : 0.02%以上0.08%以下

Cは、固溶強化 (solid solution strengthening) および第二相の形成を通じて、鋼を高強度化する作用を有する元素である。C含有量が0.02%未満では、部品素材として十分な鋼板強度が確保できない。一方、C含有量が0.08%を超えると、鋼板の強度が過度に高まり、成形性が低下する。また、第二相の分率が高まるとともに、所望の形態のセメンタイトも得難くなる。したがって、Cの含有量は0.02%以上0.08%以下とする。好ましくは0.04%以上0.06%以下である。

[0029] Si : 0.1%以下

Siは、鋼の脱酸に有効な元素であり、固溶強化により鋼を強化する作用も有する。これらの効果を得るためには、Si含有量を0.01%以上とすることが好ましい。しかし、Si含有量が0.1%を超えると、熱間圧延の際に難剥離性スケールが生成して、鋼板の表面性状の悪化が顕著となる。したがって、Si含有量は0.1%以下とする。好ましくは0.05%以下である。

[0030] Mn : 0.2%以上1.8%以下

Mnは、固溶強化により鋼を強化する元素である。また、鋼中に不純物として存在するSを析出物として固定し、Sに起因する悪影響を低減する作用も有する。Mn含有量が0.2%未満では、前記作用が十分に得られず、必要な鋼板強度が確保できない。一方、Mn含有量が1.8%を超えると、鋼板の強度が過度に上昇するうえ、ミクロ偏析 (micro segregation) に起因するバンド状の組織が形成され易くなり、鋼板の成形性や打抜性の低下を招く。したがって、Mn含有量は0.2%以上1.8%以下とする。好ましくは0.2%以上1.2%以下である。

[0031] P : 0.05%以下

Pは、鋼中に不純物として存在する元素であり、多量に含有すると鋼板の成形性や靱性が低下する。したがって、P含有量は0.05%以下とする。好ましくは0.03%以下である。

[0032] S : 0.02%以下

Sも、鋼中に不純物として存在する元素であり、多量に含有すると鋼板の成形性や靱性が低下する。したがって、S含有量は0.02%以下とする。好ましくは0.01%以下である。

[0033] Al : 0.01%以上0.06%以下

Alは、鋼の脱酸のために添加される元素である。鋼中のAl含有量として0.01%未満では、十分な脱酸効果が得られない。一方、鋼中のAl含有量として0.06%を超えると、脱酸効果が飽和するうえ、鋼中介在物の増加によって内部欠陥および表面欠陥が増加する可能性が高まる。したがって、Al含有量は0.01%以上0.06%以下とする。好ましくは0.02%以上0.05%以下である。

[0034] Cr : 0.5%以上1.5%以下

Crは、窒化処理により鋼中に窒化物を形成して鋼板表層部の硬度を高める効果があり、本発明において重要な合金元素である。また、鋼中のセメンタイトを微細化する作用も有する。こうした効果を十分に発現するうえでは、Cr含有量を0.5%以上とする必要がある。但し、Cr含有量が1.5%を超えると、

窒化処理によって最表層硬化部の著しい脆化を招く一方、硬化深さは逆に低下することがある。したがって、Cr含有量は0.5%以上1.5%以下とする。好ましくは0.5%以上1.0%以下である。

[0035] N : 0.01%以下

Nは、鋼中に不純物として存在する元素である。多量のNは、鋼板の成形性を低下させるうえ、窒化処理前にCr等の窒化促進元素と化合して、窒化による硬化特性を低める可能性がある。したがって、N含有量は0.01%以下とする。好ましくは0.005%以下である。

[0036] 本発明鋼板は、上記の成分組成に加えて、更に、V : 0.005%以上0.075%以下、Nb : 0.005%以上0.025%以下、Ti : 0.005%以上0.025%以下のうちから選ばれる1種または2種以上を含有してもよい。

[0037] V : 0.005%以上0.075%以下

Vは、窒化処理により鋼中に窒化物を形成して鋼板表層部の硬度を高める効果を有する元素である。また、Vは、炭窒化物形成元素(carbide / nitride forming elements)であることから、粒子分散強化(particle dispersion strengthening) (析出強化(precipitation strengthening)) によって、鋼を高強度化する作用も有する。そのため、本発明鋼板では、窒化処理による硬化特性を制御したり、鋼板の強度水準を調整する目的で、Vを含有させることができる。前記の効果を十分に発現するうえでは、V含有量を0.005%以上とすることが好ましい。一方、V含有量が過剰になると、鋼板の過剰な高強度化による成形性の低下や、窒化処理による硬化部の脆化(embrittlement)を招く他、経済的にも不利となる。したがって、V含有量は0.005%以上0.075%以下とすることが好ましい。より好ましくは0.025%以上0.075%以下である。

[0038] Nb : 0.005%以上0.025%以下

Nbは、炭窒化物形成元素であり、粒子分散強化 (析出強化) によって鋼を高強度化する作用を有する。Nb含有量が0.005%未満では、前記効果が十分に得られない。一方、Nb含有量が0.025%を超えると、鋼板の強度が過度に高まり、成形性が低下するおそれがある。したがって、Nb含有量は0.005%以上0.

0.025%以下とすることが好ましい。より好ましくは0.005%以上0.015%以下である。

[0039] Ti : 0.005%以上0.025%以下

Tiも、炭窒化物形成元素であり、粒子分散強化（析出強化）によって鋼を高強度化する作用を有する。Ti含有量が0.005%未満では、前記効果が十分に得られない。一方、Ti含有量が0.025%を超えると、鋼板の強度が過度に高まり、成形性が低下するおそれがある。したがって、Ti含有量は0.005%以上0.025%以下とすることが好ましい。より好ましくは0.005%以上0.015%以下である。

[0040] 上記した成分以外の残部は、Feおよび不可避免の不純物である。なお、不可避免の不純物としては、Cu : 0.03%以下、Ni : 0.03%以下、Mo : 0.03%以下、Sn : 0.003%以下、Sb : 0.003%以下、O : 0.005%以下等が許容できる。

[0041] 次に、本発明に係る窒化処理用鋼板の製造方法について説明する。

本発明に係る鋼板は、前記の化学組成を有する鋼素材を、加熱して熱間圧延したのち、冷却して巻き取ることにより得られる。

本発明に用いる鋼の溶製は、転炉法や電炉法等、公知の溶製方法のいずれによっても可能である。溶製した鋼は、連続鑄造または造塊・分塊圧延(ingot casting and bloom rolling)等により鋼素材（スラブ(slab)）とする。なお、必要に応じて、各種予備処理(preliminary treatments)や二次精錬(secondary smelting)、鋼素材の表面手入などを実施することができる。

[0042] 鋼素材の加熱温度 : 1050℃以上1250℃以下

鋼素材の加熱温度が1050℃未満では、熱間圧延時に所望の仕上げ温度を確保することが困難となる。一方、鋼素材の加熱温度が1250℃を超えると、加熱に要するエネルギーが増大するうえ、鋼板の表面性状の不良が生じ易くなる。したがって、熱間圧延前の鋼素材の加熱温度は1050℃以上1250℃以下とする。好ましくは1100℃以上1200℃以下である。

[0043] なお、鋼素材の加熱においては、常温まで冷却した鋼素材を再加熱してもよいし、鑄造後に冷却途中の鋼素材を追加加熱(additional heating)あるいは

は保熱してもよい。

本発明では、鋼素材を上記温度範囲に加熱したのち、粗圧延および仕上げ圧延（熱間圧延）を施すが、粗圧延条件については常法に従えば良く、特に限定する必要はない。

[0044] 仕上げ温度： Ar_3 変態点以上（ Ar_3 変態点+100℃）以下

熱間圧延工程での仕上げ温度が Ar_3 変態点を下回ると、圧延方向に展伸した未再結晶フェライト組織(un-recrystallized ferrite microstructure)やパンケーキ状 (pancake-shaped) の粗大フェライト組織が形成され、所望の粒径のフェライトが得られない上、鋼板の成形性や打抜性が低下する。また、鋼板の機械的特性の面内異方性 (in-plane anisotropy) も強まる。一方、仕上げ温度が(Ar_3 変態点+100℃)を超えると、鋼板の表面性状の悪化を招き易い上、フェライト組織が粗大化しやすくなり、所望の粒径のフェライトを得難くなる。したがって、仕上げ温度は Ar_3 変態点以上(Ar_3 変態点+100℃)以下とする。好ましくは (Ar_3 変態点+20℃) 以上 (Ar_3 変態点+100℃) 以下である。なお、必要な仕上げ温度を確保するために、シートバーヒーター(sheet bar heater)あるいはエッジヒーター(edge heater)などの加熱装置を利用して、圧延中の鋼板を追加加熱してもよい。

[0045] 仕上げ温度から750℃までの冷却速度：40℃/s以上80℃/s以下

熱間圧延後の鋼板は、仕上げ温度から750℃までの温度範囲を40℃/s以上80℃/s以下の冷却速度で冷却（強制冷却 (forced cooling)）する。好ましくは45℃/s以上75℃/s以下である。この温度範囲での冷却速度が40℃/s未満の場合、熱延鋼板の組織が粗大化し易く、所望の形状のフェライトやセメンタイトが得られない。一方、この温度範囲での冷却速度が80℃/sを超える場合、熱延鋼板にマルテンサイトあるいは過度に多くのベイナイトやパーライトが生成し易くなり、所望の分率のフェライトや所望の第二相が得難くなる。

[0046] 750℃から冷却停止温度までの冷却速度：15℃/s以上35℃/s以下

冷却停止温度：500℃以上650℃以下

750℃から冷却停止温度までの温度範囲は、15℃/s以上35℃/s以下の冷却速

度で冷却（強制冷却）する。好ましくは $15^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上 $25^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下である。この温度範囲での冷却速度が $15^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満の場合、熱延鋼板の組織が粗大化し易く、所望の形状のフェライトやセメントライトが得難くなる。一方、この温度範囲での冷却速度が $35^{\circ}\text{C}/\text{s}$ を超える場合、フェライト変態 (ferrite transformation) の進行が抑制され、所望の分率のフェライトが得られない。

[0047] 冷却停止温度が 500°C 未満の場合には、マルテンサイトや過度に多くのベイナイトが生成することにより鋼板が硬質化して、鋼板の成形性が低下したり、窒化処理後の鋼板強度が不安定となる。一方、冷却停止温度が 650°C を超える場合には、パーライトが粗大化して、所望の形状のセメントライトが得られなくなる。したがって、冷却停止温度は 500°C 以上 650°C 以下とする。好ましくは 500°C 以上 600°C 以下である。

[0048] なお、冷却停止温度に達するまで冷却された鋼板は、直ちに巻き取ってもよいし、巻取機（コイラー(coiler)）で巻き取るまで短時間放冷してもよい。ここでの放冷とは、注水による強制冷却を行わない大気中での空冷をいう。ただし、鋼板上に残存する冷却水の水切りのため、放冷中の鋼板に高圧水 (high-pressure water)あるいは圧縮空気 (compressed air) をごく短時間噴射することは、これらによる鋼板の温度低下が微小であるため許容できる。

[0049] 巻取り温度： 500°C 以上 650°C 以下

巻取り温度が 500°C 未満の場合には、マルテンサイトや過度に多くのベイナイトが生成することにより鋼板が硬質化して、鋼板の成形性が低下したり、窒化処理後の鋼板強度が不安定となる。一方、巻取り温度が 650°C を超える場合には、パーライトが粗大化して、所望の形状のセメントライトが得られなくなる。したがって、巻取り温度は 500°C 以上 650°C 以下とする。好ましくは 500°C 以上 600°C 以下である。

[0050] 巻取り後の鋼板は、酸洗 (pickling) あるいはショットピーニング (shot peening) により酸化スケールを除去して使用される。また、形状矯正 (shape straightening) や表面粗度 (surface roughness) の調整のための調質圧延 (temper rolling) を施してもよい。このような酸化スケール除去 (descaling) や調質圧延

を施すことによって、本発明の効果が損なわれることはない。

実施例

[0051] 表1に示す成分元素を含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物よりなる鋼A～Lを溶製して得た鋼素材に、表2に示す条件で熱間圧延を施し、板厚2.3mmの熱延鋼板とした。次いで、得られた熱延鋼板を酸洗してデスケーリング(descaling)したのち、伸長率(elongation)0.5%の調質圧延を施した。調質圧延後の各熱延鋼板から試料を採取し、ミクロ組織観察(microstructure observation)、引張試験および、打抜試験を行った。更に、調質圧延後の熱延鋼板に窒化処理を施し、窒化処理後の熱延鋼板について硬さ試験を行った。

[0052] (1) ミクロ組織観察

鋼板のミクロ組織は、窒化処理前の鋼板から、板幅1/4位置の圧延方向に平行な板厚断面の試料を採取し、鏡面研磨(mirror polishing)してナイトール(nital)で腐食した後、光学顕微鏡(optical microscope)あるいは走査型電子顕微鏡(scanning electron microscope)により、板厚1/4位置を500～5000倍の適当な倍率で撮影した画像を用いて確認した。

ミクロ組織におけるフェライトの分率は、前記画像を用い、フェライトの占める面積率を画像解析(image analysis)により求め、これをフェライトの分率とした。

フェライトの平均結晶粒径は、前記画像を用いて、日本工業規格JIS G 0551-2005に規定の方法に準拠して結晶粒径 (grain diameter) を求め、粒度番号(grain size number)から算出した。

第二相 (パーライトおよび／またはベイナイト) 中に存在するセメンタイトの平均長径は、前記画像を用い、観察範囲内の個々のセメンタイトの長径を求め、相加平均(arithmetic average)して算出した。これらの結果を表2にあわせて示す。

[0053] (2) 引張試験 (成形性の評価)

鋼板の成形性について、引張試験による延性により評価した。引張試験は、窒化処理前の鋼板から、鋼板の板幅1/4位置にて試験方向が圧延方向となる

ように採取したJIS Z 2241-2011に規定の5号試験片を用いて、JIS Z 2241-2011の規定に準拠して行い、引張強さ (TS) と破断伸び(elongation after fracture) (EL) を測定し、強度伸びバランス(strength-elongation balance) (TS×EL) を算出した。ここで、強度伸びバランスの値が16GPa・%以上である鋼板を良好な成形性を有するものと判定した。

[0054] (3) 打抜試験 (打抜性の評価)

窒化処理前の鋼板から直径50mmの円板状の試験片を打ち抜いて (クリアランス (clearance) : 鋼板の板厚の5%)、試験片の打抜端面における剪断面比率 (sheared surface ratio) を測定するとともに、破断面領域での微小亀裂の有無を確認した。剪断面比率が60%以上であり、破断面領域に亀裂が認められない場合を、打抜性が良好な鋼板であると判定した。

[0055] (4) 硬さ試験 (窒化処理による表面硬化特性評価)

調質圧延後の熱延鋼板にガス軟窒化処理を施し、ガス軟窒化処理後の鋼板の断面硬さ (窒化層断面硬さ) を測定した。窒化ガスにはアンモニア (NH_3) と吸熱型変成ガス (endothermic converted gas) を等量比 (equal volume ratio) で混合したガスを用いた。ガス軟窒化処理の温度は570℃、ガス軟窒化処理の温度における保持時間は150分とし、保持後油冷 (oil cooling) した。鋼板の断面硬さは、ガス軟窒化処理後の鋼板の圧延方向に平行な板厚断面の試験片を採取し、JIS Z 2244-2009の規定に準拠して、鋼板の表面から深さ0.2mm位置でのビッカース硬さ (Vickers hardness) (HV0.1) を測定した。ここで測定したビッカース硬さの値が250以上の場合を、鋼板の窒化処理による表面硬化特性が良好であると判定した。

これらの結果を表3に示す。

[0056]

[表1]

鋼	化学成分(質量%)										
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	N	V	Nb	Ti
A	0.02	0.08	1.8	0.02	0.007	0.02	1.5	0.003	—	—	—
B	0.04	0.05	0.3	0.02	0.010	0.05	0.9	0.002	—	—	—
C	0.04	0.03	0.2	0.02	0.005	0.04	0.8	0.002	0.005	—	—
D	0.05	0.03	0.6	0.03	0.005	0.06	1.0	0.002	—	—	—
E	0.05	0.03	0.8	0.05	0.005	0.03	1.0	0.002	—	0.005	0.008
F	0.06	0.04	1.2	0.02	0.005	0.04	0.7	0.002	—	—	—
G	0.06	0.02	1.0	0.01	0.005	0.05	0.8	0.001	0.065	—	—
H	0.06	0.05	1.2	0.03	0.005	0.05	0.6	0.001	0.050	0.008	—
I	0.08	0.06	1.4	0.01	0.020	0.03	1.2	0.005	—	—	—
J	0.05	0.03	0.7	0.04	0.005	0.04	0.4	0.002	—	—	—
K	0.05	0.03	0.7	0.04	0.005	0.05	1.6	0.002	—	—	—
L	0.12	0.03	1.2	0.02	0.005	0.03	0.6	0.002	—	—	—

[0057]

[表2]

鋼板No.	鋼	A _{r3} 變態點 (°C)	熱間圧延条件					鋼板組織 *3				
			加熱 溫度 (°C)	仕上げ 溫度 (°C)	冷却 速度1 *1 (°C)	冷却 速度2 *2 (°C)	冷却停止 溫度(°C)	巻取り 溫度 (°C)	種類	F 分率 (%)	F 平均結晶 粒徑 (μm)	C 平均長徑 (μm)
1	A	761	1100	860	70	15	650	650	F, P	95	18	3.0
2	A	761	1250	920	70	15	650	650	F, P	95	28	3.5
3	A	761	1100	860	70	10	650	650	F, P	96	27	3.2
4	A	761	1100	860	60	15	690	680	F, P	96	29	3.8
5	B	812	1150	900	75	20	600	600	F, P	92	12	2.6
6	B	812	1000	760	40	20	610	600	F, P	94	26	2.8
7	C	811	1150	900	65	25	600	600	F, P	94	11	2.5
8	C	811	1150	900	35	20	610	600	F, P	93	16	3.1
9	D	807	1250	840	40	30	560	550	F, P	90	9	2.0
10	D	807	1250	840	80	45	550	540	F, P	68	8	1.6
11	E	806	1250	840	45	30	550	550	F, P	89	7	1.9
12	F	773	1200	860	60	25	580	580	F, P	82	7	1.7
13	F	773	1200	860	100	35	550	540	F, P, B	66	5	1.3
14	G	781	1200	860	60	25	590	580	F, P	78	7	1.5
15	G	781	1200	860	60	35	470	460	F, B, M	62	7	1.2
16	H	791	1200	860	55	25	550	540	F, P	74	6	1.4
17	I	744	1050	820	70	35	500	500	F, B	70	5	1.0
18	I	744	1050	840	65	25	520	520	F, P, B	72	6	1.2
19	J	810	1250	840	45	30	550	550	F, P	89	10	2.4
20	K	800	1250	840	45	30	550	550	F, P	91	8	1.6
21	L	749	1050	840	45	30	560	550	F, P	80	6	3.3

*1)仕上げ温度~750°Cの温度域における平均冷却速度

*2)750°C~冷却停止温度の温度域における平均冷却速度

*3)F:フェライト, P:パーライト, B:ベイナイト, M:マルテンサイト,
C:パーライトおよび/またはベイナイト中に存在するセメント

[表3]

鋼板No.	鋼	成形性				打抜性			硬化特性		備考
		引張強さ TS (MPa)	破断伸び EL (%)	強度伸び TS×EL (GPa・%)	評価 *4	剪断面 比率 (%)	破断面 亀裂	評価 *4	窒化層 断面積 HV0.1 (HV0.1)	評価 *4	
1	A	384	43.3	16.6	○	68	無	○	262	○	発明例
2	A	371	41.8	15.5	×	63	有	×	249	×	比較例
3	A	377	42.9	16.2	○	64	有	×	256	○	比較例
4	A	369	43.1	15.9	×	65	有	×	243	×	比較例
5	B	358	46.2	16.5	○	65	無	○	285	○	発明例
6	B	345	39.7	13.7	×	48	有	×	278	○	比較例
7	C	362	45.6	16.5	○	63	無	○	281	○	発明例
8	C	356	46.3	16.5	○	61	有	×	273	○	比較例
9	D	379	43.9	16.6	○	64	無	○	275	○	発明例
10	D	394	41.6	16.4	○	58	無	×	277	○	比較例
11	E	411	40.7	16.7	○	66	無	○	287	○	発明例
12	F	409	42.8	17.5	○	61	無	○	276	○	発明例
13	F	440	40.6	17.9	○	56	無	×	280	○	比較例
14	G	458	40.2	18.4	○	62	無	○	319	○	発明例
15	G	522	34.7	18.1	○	55	有	×	328	○	比較例
16	H	531	34.5	18.3	○	60	無	○	337	○	発明例
17	I	603	27.6	16.6	○	62	無	○	274	○	発明例
18	I	598	27.9	16.7	○	63	無	○	271	○	発明例
19	J	371	44.4	16.5	○	59	無	×	171	×	比較例
20	K	395	43.0	17.0	○	65	無	○	222	×	比較例
21	L	587	27.5	16.1	○	60	有	×	269	○	比較例

*4) ○: 優良, ×: 不良

[0059] 本発明に適合する各鋼板（発明例）は、良好な成形性を有し、かつ、鋼板の打抜性にも優れ、窒化処理による表面硬化特性(surface hardening property)にも優れた鋼板となっている。一方、鋼の化学組成やミクロ組織が本発明の範囲を外れるその他の各鋼板（比較例）では、成形性、打抜性、および窒

化処理による表面硬化特性のいずれかの特性、或いは全ての特性が、不十分な水準となっている。

本出願は、2013年4月2日に日本に出願された特願2013-076824号に基づき優先権を主張するものであって、その内容の全てここに取り込む。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.02%以上0.08%以下、 Si : 0.1%以下、
Mn : 0.2%以上1.8%以下、 P : 0.05%以下、
S : 0.02%以下、 Al : 0.01%以上0.06%以下、
Cr : 0.5%以上1.5%以下、 N : 0.01%以下

を含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる組成と、フェライトを主相とし、パーライトおよび／またはベイナイトを第二相とし、前記フェライトの組織全体に占める分率が70%以上、前記フェライトの平均結晶粒径が $5\mu\text{m}$ 以上 $25\mu\text{m}$ 以下、前記第二相中に存在するセメントタイトの鋼板圧延方向断面における平均長径が $3.0\mu\text{m}$ 以下である組織とを有することを特徴とする窒化処理用鋼板。

[請求項2]

前記組成に加えて更に、質量%で、V : 0.005%以上0.075%以下、Nb : 0.005%以上0.025%以下、Ti : 0.005%以上0.025%以下のうちから選ばれる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に記載の窒化処理用鋼板。

[請求項3]

質量%で、

C : 0.02%以上0.08%以下、 Si : 0.1%以下、
Mn : 0.2%以上1.8%以下、 P : 0.05%以下、
S : 0.02%以下、 Al : 0.01%以上0.06%以下、
Cr : 0.5%以上1.5%以下、 N : 0.01%以下

を含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる組成を有する鋼素材を、 1050°C 以上 1250°C 以下に加熱し、 Ar_3 変態点以上(Ar_3 変態点 $+100^{\circ}\text{C}$)以下の仕上げ温度で熱間圧延を施し、前記仕上げ温度から 750°C までの温度範囲を 40°C/s 以上 80°C/s 以下の冷却速度で冷却し、次いで 750°C から 500°C 以上 650°C 以下の冷却停止温度までの温度範囲を 15°C/s 以上 35°C/s 以下の冷却速度で冷却し、 500°C 以上 650°C 以下の巻取り温度で巻き取ることを特徴とする窒化処理用鋼板の製造方法。

[請求項4] 前記組成に加えて更に、質量％で、V : 0.005%以上0.075%以下、Nb : 0.005%以上0.025%以下、Ti : 0.005%以上0.025%以下のうちから選ばれる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3に記載の窒化処理用鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2014/001603

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/38(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, C21D9/46

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 1996-2014

Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2014 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2014

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 2012-177176 A (JFE Steel Corp.), 13 September 2012 (13.09.2012), (Family: none)	1-4
A	JP 2012-177167 A (JFE Steel Corp.), 13 September 2012 (13.09.2012), (Family: none)	1-4
A	WO 2008/123366 A1 (Nippon Steel Corp.), 16 October 2008 (16.10.2008), & JP 4874333 B & US 2010/0108201 A1 & EP 2130938 A1 & CA 2681748 A & KR 10-2009-0115877 A & CN 101646794 A	1-4



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

11 June, 2014 (11.06.14)

Date of mailing of the international search report

24 June, 2014 (24.06.14)

Name and mailing address of the ISA/

Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2014/001603

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
P, A	WO 2013/047755 A1 (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 04 April 2013 (04.04.2013), & TW 201329252 A	1-4

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, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/38(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. C22C1/00-49/14, C21D9/46			
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 4 年 日本国実用新案登録公報 1 9 9 6 - 2 0 1 4 年 日本国登録実用新案公報 1 9 9 4 - 2 0 1 4 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 2012-177176 A（J F E スチール株式会社）2012.09.13, （ファミリーなし）	1 - 4	
A	JP 2012-177167 A（J F E スチール株式会社）2012.09.13, （ファミリーなし）	1 - 4	
A	WO 2008/123366 A1（新日本製鐵株式会社）2008.10.16, & JP 4874333 B & US 2010/0108201 A1 & EP 2130938 A1 & CA 2681748 A & KR 10-2009-0115877 A & CN 101646794 A	1 - 4	
P, A	WO 2013/047755 A1（新日鐵住金株式会社）2013.04.04, & TW 201329252 A	1 - 4	
☐ 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 1 . 0 6 . 2 0 1 4		国際調査報告の発送日 2 4 . 0 6 . 2 0 1 4	
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） 河野 一夫 電話番号 0 3 - 3 5 8 1 - 1 1 0 1 内線 3 4 3 5	4 K 9 8 3 3