(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
2012 年 3 月 22 日(22.03.2012)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2012/036307 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) *C22C 38/14* (2006.01)
B21B 3/00 (2006.01) *C22C 38/58* (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2011/071752

(22) 国際出願日: 2011 年 9 月 15 日(15.09.2011)

(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 2010-209898 2010 年 9 月 17 日(17.09.2010) JP

(71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): ＪＦＥスチール株式会社(JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号 Tokyo (JP).

(72) 発明者; および

(75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 齋藤　勇人 (SAITO, Hayato) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号ＪＦＥスチール株式会社　知的財産部内 Tokyo (JP). 中島　勝己 (NAKAJIMA, Katsumi) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号ＪＦＥスチール株式会社　知的財産部内 Tokyo (JP). 船川　義正 (FUNAKAWA, Yoshimasa) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号ＪＦＥスチール株式会社　知的財産部内 Tokyo (JP). 森安　永明 (MORIYASU, Noriaki) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号ＪＦＥスチール株式会社　知的財産部内 Tokyo (JP). 村田　貴幸 (MURATA, Takayuki) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号ＪＦＥスチール株式会社　知的財産部内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 落合　憲一郎 (OCHIAI, Kenichiro); 〒1030027 東京都中央区日本橋二丁目１番１０号柳屋ビルディング７階ＪＦＥテクノリサーチ株式会社　特許出願部内 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, 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, 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, QA, RO, RS, RU, RW, 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, 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 (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, 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**: HIGH-STRENGTH HOT ROLLED STEEL SHEET HAVING EXCELLENT TOUGHNESS AND METHOD FOR PRODUCING SAME

(54) 発明の名称 : 靭性に優れた高強度熱延鋼板およびその製造方法

(57) **Abstract**: Provided is a high-strength hot rolled steel sheet having excellent toughness even if the tensile strength is strengthened to at least 780 MPa. The sheet contains, by mass%, 0.04-0.12% C, 0.5-1.2% Si, 1.0-1.8% Mn, no greater than 0.03% P, no greater than 0.0030% S, 0.005-0.20% Al, no greater than 0.005% N, and 0.03-0.13% Ti, the remainder being a composition of Fe and unavoidable impurities. The structure is such that the area ratio of a bainite phase is over 95%, the average grain size of the bainite phase being no greater than 3 μm. Furthermore, the difference (ΔHv1) between the Vickers hardness at a position 50 μm from the surface and the Vickers hardness at a position at 1/4 of the sheet thickness is no greater than 50, the difference (ΔHv2) between the Vickers hardness at the position at 1/4 of the sheet thickness and the Vickers hardness at a position at 1/2 of the sheet thickness is no greater than 40, the sheet thickness is 4.0 to 12 mm inclusive, and the tensile strength is at least 780 MPa.

(57) 要約: 引張強度を 780MPa 以上まで高強度化した場合であっても、優れた靭性を有する高強度熱延鋼板を提供する。質量%で、Ｃ：0.04～0.12%、Si：0.5～1.2%、Mn：1.0～1.8%、Ｐ：0.03%以下、Ｓ：0.0030%以下、Al：0.005～0.20%、Ｎ：0.005%以下および Ti：0.03～0.13%を含有し、残部は Fe および不可避的不純物の組成とし、ベイナイト相の面積率が 95%超で、該ベイナイト相の平均粒径が３ μm 以下の組織とし、さらに表層から 50μm の位置でのビッカース硬度と板厚 1/4 位置でのビッカース硬度の差 ΔＨv1 を 50 以下、板厚 1/4 位置でのビッカース硬度と板厚 1/2 位置でのビッカース硬度の差 ΔＨv2 を 40 以下にすると共に、板厚：4.0mm 以上 12mm 以下、引張強さ：780MPa 以上とする。

WO 2012/036307 A1

明細書

［発明の名称］靭性に優れた高強度熱延鋼板およびその製造方法

［技術分野］

［０００１］

本発明は、自動車の構造部品やトラックのフレーム等に供して好適な引張強度が780MPa以上で、しかも靭性に優れた高強度熱延鋼板およびその製造方法に関するものである。

［背景技術］

［０００２］

近年、地球環境保護の観点から、自動車の燃費向上が重要な課題となっており、さらに衝突安全性との両立のため、使用する材料を高強度化し、部材を薄肉化して、車体自体の軽量化を図る動きが活発化している。これまで、自動車部品として、引張強さが440MPa級や590MPa級の熱延鋼板が使用されてきたが、最近では、780MPa級以上の高強度熱延鋼板の要望が高くなっている。

しかしながら、一般的には、鋼板の高強度化に伴い、靭性は低下する。そのため、自動車部品用として要求される靭性の向上を図るべく様々の試みがなされている。

［０００３］

例えば、特許文献１には、Ｃ：0.05～0.15％、Si：1.50％以下、Mn：0.5～2.5％、Ｐ：0.035％以下、Ｓ：0.01％以下、Al：0.02～0.15％、Ti：0.05～0.2％を含む鋼スラブを、Ar_3変態点以上の仕上げ温度で熱間圧延したのち、30℃/ｓ以上の冷却速度で400～550℃の温度域まで冷却してコイル状に巻取り、巻取り後のコイルを冷却速度：50～400℃/ｈで300℃以下まで冷却することにより、60～95体積％のベイナイトと、フェライトまたはフェライトとマルテンサイトを含む組織からなる熱延鋼板とする、高強度熱延鋼板の製造方法が記載されている。特許文献１に記載された技術によれば、巻取り後のコイルを急冷してＰの粒界偏析を抑制することにより衝撃試験時における破面遷移温度を低下させることで、板厚：2.0mm程度で、引張強さ：780MPa以上を有し、穴広げ率が60％以上となる、穴広げ加工性に優れた高強度熱延鋼板が得られるとしている。

［０００４］

特許文献２には、Ｃ：0.01～0.20重量%、Si：1.00重量%以下、Mn：2.00重量%以下、Al：0.10重量%以下、Ｎ：0.0070重量%以下、Nb：0.0050～0.15重量%を含み、残余は不可避不純物を除き実質的にFeの組成からなり、フェライトの平均粒径が２～３μmの微細フェライトが面積率で70%以上、ベイナイトとマルテンサイトを含む組織の面積率が20%以下で、残部が平均粒径：10μm以下のフェライトの混合組織からなる、強度、延性、靭性及び疲労特性に優れた熱延高張力鋼板が開示されている。

［０００５］

また、特許文献３には、Ｃ：0.04～0.15%、Si：0.05～1.5%、Mn：0.5～2.0%、Ｐ：0.06%以下、Ｓ：0.005%以下、Al：0.10%以下、Ti：0.05～0.20%を含む鋼片を、800～1000℃の仕上げ温度で熱間圧延したのち、55℃/ｓ以上の冷却速度で冷却し、引続き500℃以下の温度域を120℃/ｓ以上の冷却速度で核沸騰冷却となる条件で冷却し、350～500℃で巻き取ることにより、780MPa以上の引張強さを有する高強度熱延鋼板の製造方法が記載されている。

特許文献３に記載された技術によれば、95%超のベイナイトと不可逆的に生じる５%未満の他の相からなる組織を有し、加工後の伸びフランジ性に優れ、鋼板内材質変動が安定して小さい780MPa以上の引張強さを有する高強度熱延鋼板が得られるとしている。

[先行技術文献]

[特許文献]

［０００６］

［特許文献１］特開2006-274318号公報

［特許文献２］特開昭63-145745号公報

［特許文献３］特開2009-280900号公報

[発明の概要]

[発明が解決しようとする課題]

［０００７］

しかしながら、特許文献１に記載された技術は、フェライト粒界へのＰの偏析を低減することにより衝撃試験時の破面遷移温度を低下させてものであるため、フェライトが存在しない、あるいは極めて少ない場合には適用が困難である。

また、特許文献２に記載された技術では、微細フェライトを70%以上含む組織であるため、617MPaまでの高強度化は可能ではあるものの、引張強度：780MPa以上という高強度を安定して確保することは難しく、鋼板強度が不足するという問題があった。

さらに、特許文献３では、引張強さ：780MPa以上という高強度は確保できるものの、ベイナイトの組織制御が不十分であるため、自動車用部品として十分な靭性を備えるには至っていないという問題があった。

［０００８］

上述したとおり、従来、引張強度が780MPa以上の高強度熱延鋼板では、十分に満足いくほどの靭性の向上を得ることは困難であった。

本発明は、上記の問題を有利に解決するもので、引張強度を780MPa以上まで高強度化した場合であっても、優れた靭性を有する高強度熱延鋼板を、その有利な製造方法と共に提案することを目的とする。

［課題を解決するための手段］

［０００９］

さて、発明者らは、引張強度（ＴＳ）が780MPa以上で、板厚が4.0～12mmの高強度熱延鋼板の靭性を改善すべく鋭意検討を重ねた結果、以下の知見を得た。

主相を微細ベイナイト、具体的には、ベイナイトの分率を95%超とし、かつベイナイト相の平均粒径を３μｍ以下にすると共に、板厚方向にわたる硬度分布を低減することによって、ＴＳ：780MPa以上の高強度を保持した上で、靭性が著しく向上することを見出した。

これは、板厚全体にわたって微細ベイナイトとすることにより、クラックの進展が抑制されると共に、表層での脱炭の影響や、中央偏析の影響による部分的な組織の脆化が抑制されることによって、靭性の有利な向上が達成されるものと考えられる。本発明は、上記の知見に基づき、さらに検討を重ねた末に、完成されたものである。

［００１０］

すなわち、本発明の要旨構成は次のとおりである。

１．質量%で、Ｃ：0.04～0.12%、Si：0.5～1.2%、Mn：1.0～1.8%、Ｐ：0.03%以下、Ｓ：0.0030%以下、Al：0.005～0.20%、Ｎ：0.005%以下およびTi：

0.03～0.13%を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物の組成からなり、ベイナイト相の面積率が95%超で、該ベイナイト相の平均粒径が３μm以下であり、表層から50μmの位置でのビッカース硬度と板厚1/4位置でのビッカース硬度の差ΔHv1が50以下で、かつ板厚1/4位置でのビッカース硬度と板厚1/2位置でのビッカース硬度の差ΔHv2が40以下であり、さらに板厚が4.0mm以上 12mm以下で、引張強さが780MPa以上であることを特徴とする、靭性に優れた高強度熱延鋼板。

［００１１］

２．前記鋼板が、質量%でさらに、Ni：0.01～0.50%を含有する組成からなることを特徴とする前記１に記載の靭性に優れた高強度熱延鋼板。

［００１２］

３．前記鋼板が、質量%でさらに、Nb：0.005～0.10%、Ｖ：0.002～0.50%、Mo：0.02～0.50%、Cr：0.03～0.50%、Ｂ：0.0002～0.0050%、Cu：0.01～0.50%、Ca：0.0005～0.0050%およびREM：0.0005～0.0100%のうちから選んだ１種または２種以上を含有する組成からなることを特徴とする前記１または２に記載の靭性に優れた高強度熱延鋼板。

［００１３］

４．前記１乃至３のいずれかに記載の成分組成からなる鋼素材を、1200～1350℃に加熱したのち、熱間仕上げ圧延を、仕上げ温度：Ar_3～（Ar_3+80℃）、未再結晶温度域での圧下率：40%以上の条件で行い、熱間圧延終了後、平均冷却速度：25℃/ｓ以上の速度で巻取り温度：300～500℃まで冷却することを特徴とする、靭性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

［発明の効果］

［００１４］

本発明によれば、引張強さ：780MPa以上という高強度を維持したまま、靭性を向上させた熱延鋼板を安定して得ることができ、産業上極めて有用である。

また、本発明の高強度熱延鋼板を自動車の構造部品やトラックのフレームに適用すれば、自動車の安全性を確保しつつ、車体重量を軽減することができ、ひいては環境負荷を低減することが可能となる。

［発明を実施するための形態］

［００１５］

以下、本発明を具体的に説明する。

まず、本発明の高強度熱延鋼板において、鋼板の成分組成を前記の範囲に限定した理由について説明する。なお、各成分元素の含有量を表す「%」は、特に断らない限り「質量%」を意味するものとする。

［００１６］

C：0.04～0.12%

Cは、高強度化に有効な元素であり、ベイナイトの形成を促進する。また、Cを添加することでベイナイト変態点が低下し、ベイナイト組織が微細になるため、靭性の向上にも有効である。そのため、本発明では、Cを0.04%以上含有させるものとする。一方、C量が0.12%を超えると粗大なセメンタイトが増加し、靭性が低下するのみならず、溶接性が低下するため、上限は0.12%とする。なお、好ましくは0.05%以上0.09%以下の範囲である。

［００１７］

Si：0.5～1.2%

Siは、粗大なセメンタイトの生成を抑制することで靭性の向上に寄与する元素であり、この効果を得るためには0.5%以上の添加が必要である。一方、添加量が1.2%を超えると鋼板の表面性状が著しく劣化し、靭性を低下させるのみならず、化成処理性や耐食性の低下を招くので、Siの上限は1.2%とする。なお、好ましくは0.6%以上1.0%以下の範囲である。

［００１８］

Mn：1.0～1.8%

Mnは、高強度化に有効な元素であり、固溶強化により高強度化に寄与するのみならず、焼入れ性を向上させ、ベイナイトの生成を促進することで靭性の向上にも寄与する元素である。このような効果を得るためには1.0%以上の添加が必要である。一方、添加量が1.8%を超えると、中心偏析が顕著になり、靭性が低下する。従って、Mn量は1.0～1.8%の範囲に限定した。なお、好ましくは1.2%以上1.5%以下の範囲である。

［００１９］

P：0.03%以下

Pは、固溶して鋼の強度を増加させる作用を有するが、粒界、特に旧オーステナイト粒界に偏析し、靭性や加工性の低下を招く。そのため、本発明では、Pは極力低減することが好ましいが、0.03%までの含有は許容できる。なお、好ましくは0.01%以下である。

［００２０］

S：0.003%以下

Sは、TiやMnと結合して硫化物を形成し、鋼板の靭性を低下させる。そのため、S量は極力低下することが望ましいが、0.003%までは許容できる。なお、好ましくは0.002%以下、さらに好ましくは0.001%以下である。

［００２１］

Al：0.005～0.20%

Alは、鋼の脱酸剤として作用し、鋼の清浄度を向上させるのに有効な元素である。このような効果を得るためには0.005%以上の添加が必要である。一方、含有量が0.20%を超えると酸化物系の介在物が著しく増加し、靭性を低下させるだけでなく、鋼板の表面疵の原因になる。このため、Al量は0.005～0.20%の範囲に限定した。なお、好ましくは0.02～0.06%の範囲である。

［００２２］

N：0.005%以下

Nは、高温でTi等の窒化物形成元素と結合し、窒化物として析出するが、特にTiとは高温で結合し、粗大な窒化物となりやすく、靭性を低下させるため、本発明ではできるだけ低減することが好ましい。そのため上限を 0.005%とする。なお、好ましくは0.004%以下、さらに好ましくは0.003%以下である。

［００２３］

Ti：0.03～0.13%

Tiは、オーステナイト粒の微細化に寄与し、最終的に得られる鋼板組織を微細化し、靭性の向上に寄与する。このような効果を得るためには0.03%以上の含有を必要とする。一方、0.13%を超える過剰な含有は、粗大な析出物の増加を招いて、靭性を低下させる。そのため、Tiは0.03～0.13%の範囲に限定した。なお、好ましくは0.05～0.11%の範囲である。

［００２４］

以上、基本成分について説明したが、本発明ではその他にも、靭性および強度の改善元素としてNiを含有させることができる。

Ni：0.01～0.50%

Niは、靭性を向上させるのみならず、焼入れ性を向上させることでベイナイト相を形成しやすくし、高強度化にも寄与する。この効果を得るためには0.01%以上の添加が必要であるが、0.50%を超える含有はマルテンサイト相が生成しやすくなり、靭性や加工性の低下を招く。そのため、Niを含有させる場合には0.01～0.50%の範囲とすることが好ましい。

［００２５］

本発明では、さらに、Nb，V，Mo，Cr，B，Cu，CaおよびREMのうちから選んだ１種又は２種以上を、以下の範囲で含有させることもできる。

Nb：0.005～0.10%

Nbは、焼入れ性を向上させることによりベイナイト相を生成しやすくし、靭性の向上や高強度化に寄与するのみならず、オーステナイト粒の微細化に寄与し、最終的に得られる鋼板組織を微細化することによって、靭性の向上にも寄与する。このような効果を得るためには 0.005%以上の含有を必要とする。しかしながら、0.10%を超える含有は、粗大な析出物が生成しやすくなり、靭性や加工性を低下させる。そのため、Nbを含有させる場合には0.005～0.10%の範囲とすることが好ましい。

［００２６］

Ｖ：0.002～0.50%

Ｖは、焼入れ性の向上を通じてベイナイト相を形成しやすくし、靭性の向上と高強度化に寄与する。このような効果を得るためには0.002%以上の含有を必要とするが、0.50%を超える過剰な含有は、粗大な析出物の増加を招いて、靭性や加工性を低下させる。そのため、Ｖを含有させる場合には0.002～0.50%の範囲とすることが好ましい。より好ましくは0.05～0.40%の範囲である。

［００２７］

Mo：0.02～0.50%

Moは、焼入れ性を向上させてベイナイト相を形成しやすくし、靭性の向上や高強度化に寄与する。この効果を得るためには、0.02%以上の含有を必要とする

が、0.50%を超えて含有するとマルテンサイト相が生成しやすくなり、靭性や加工性の低下を招く。そのため、Mo を含有させる場合には 0.02～0.50%の範囲とすることが好ましい。

［００２８］

Cr：0.03～0.50%

Cr は、焼入れ性の向上を通じてベイナイト相を生成しやすくし、靭性の向上や高強度化に寄与する。この効果を得るためには、0.03%以上の添加が必要であるが、0.50%を超えて含有されるとマルテンサイト相が生成しやすくなり、靭性や加工性の低下を招く。そのため、Cr を含有させる場合には 0.03～0.50%の範囲とすることが好ましい。

［００２９］

Ｂ：0.0002～0.0050%

Ｂは、オーステナイト粒界からのフェライトの生成・成長を抑制し、また焼入れ性の向上を通じてベイナイト相を生成しやすくし、靭性の向上や高強度化に寄与する。その効果は、0.0002%以上で得られるが、0.0050%を超えると加工性が低下する。したがって、Ｂを含有させる場合には 0.0002～0.0050%の範囲とすることが好ましい。

［００３０］

Cu：0.01～0.50%

Cu は、固溶元素として、鋼の強度を増加させるとともに、焼入れ性を向上させることでベイナイト相を形成しやすくし、高強度化および靭性の向上に寄与する。この効果を得るためには、0.01%以上の添加が必要であるが、0.50%を超える含有は表面性状の低下を招く。そのため Cu を含有させる場合には 0.01～0.50%の範囲とすることが好ましい。

［００３１］

Ca：0.0005～0.0050%

Ca は、硫化物の形状を球状化し、靭性に対する硫化物の悪影響を改善するために有効な元素である。その効果は 0.0005%以上で得られるが、0.0050%を超える含有は、介在物等の増加を招き、靭性を低下させるのみならず、表面および

内部欠陥なども引き起こす。したがって、Caを含有させる場合には0.0005～0.0050%の範囲とすることが好ましい。

［００３２］

REM：0.0005～0.0100%

希土類元素(REM)は、Caと同様、硫化物の形状を球状化し、靭性に対する硫化物の悪影響を改善するために有効な元素である。その効果は0.0005%以上で得られるが、0.0100%を超える含有は、介在物等の増加を招き、靭性を低下させるのみならず、表面欠陥や内部欠陥が多発しやすくなる。このため、REMを含有させる場合には0.0005～0.0100%の範囲とすることが好ましい。

［００３３］

上記した元素以外の残部は、Feおよび不可避的不純物である。

［００３４］

次に、本発明の高強度鋼板の組織について説明する。

本発明の鋼板の組織は、ベイナイト相が組織全体に対する面積率で95%超であり、しかも該ベイナイト相の平均粒径が３μm以下である、微細なベイナイト相を主相とする組織とする必要がある。これにより、引張強さ：780MPa以上の高強度と優れた靭性を兼備する熱延鋼板とすることができる。ベイナイト相の面積率が95%以下あるいはベイナイト相の平均粒径が３μm超えでは、引張強さ：780MPa以上の高強度と優れた靭性を兼備することができない。なお、好ましくはベイナイト相：98%以上、さらに好ましくはベイナイト単相である。また、ベイナイト相の粒径は微細であるほど靭性の向上に効果があるため、この観点から、好ましくは平均粒径：２μm以下である。

［００３５］

なお、主相以外の第２相として、フェライト、マルテンサイト、パーライト、残留オーステナイト、セメンタイトなどが混入する場合があるが、これらは総量で５%以下であれば問題はない。ただし、かかる第２相の平均粒径が大きくなると、主相と第２相との界面からクラックが発生しやすくなり、靭性が低下するので、第２相の平均粒径は３μm以下にすることが好ましい。より好ましくは２μm以下である。

［００３６］

板厚方向の硬度差

・ 表層から50μmの位置と板厚1/4位置でのビッカース硬度差ΔHv1≦50

・板厚1/4位置と板厚1/2位置でのビッカース硬度差ΔHv2≦40

クラックの発生および進展は材料の最も弱い部分で進行するため、特に本発明が対象とするような、板厚が4.0mm以上12mm以下といった比較的板厚が厚い高強度熱延鋼板では、材質を均一にする、すなわち板厚方向の硬度差を低減することにより、クラックの発生や進展を効果的に抑制して、靭性を向上させることができる。通常、表層では脱炭により軟化する傾向があるが、過度に脱炭してしまうと、靭性が低下するため、表層部と板厚内部の硬度差を一定以下とする必要がある。具体的には、表層から50μmの位置と板厚1/4位置でのビッカース硬度差ΔHv1を50ポイント以下とする必要がある。より好ましくは30ポイント以下である。また、板厚1/2位置では、鋳造時の中央偏析に起因して硬化し、周囲との硬度差が大きくなると靭性が低下するため、やはり硬度差を一定以下とする必要がある。具体的には、板厚1/4位置と板厚1/2位置でのビッカース硬度差ΔHv2を40ポイント以下とする必要がある。好ましくは25ポイント以下である。

［００３７］

次に、本発明の高強度熱延鋼板の製造方法について説明する。

なお、鋼素材の製造方法については、特に限定されることはなく、上記した組成を有する溶鋼を転炉や電気炉で溶製し、好ましくは真空脱ガス炉にて二次精錬を行ったのち、連続鋳造等でスラブなどの鋼素材とする常用の方法がいずれも適用可能である。

［００３８］

素材加熱温度：1200～1350℃

スラブ等の鋼素材中では、Tiなどの炭窒化物形成元素は、ほとんどが粗大な炭窒化物として存在している。粗大な析出物は靭性を低下させるので、熱間圧延前に一旦固溶させる必要がある。そのためには、1200℃以上の温度に加熱する必要がある。一方、1350℃を超えて加熱すると、スケール発生量が多くなり、スケール噛み込み等により表面品質が劣化する。それ故、鋼素材の加熱温度は1200～1350℃の範囲に限定した。好ましくは1230～1300℃の範囲である。なお、炭

窒化物を固溶させる観点からは、1200℃以上の温度域における滞留時間は1800ｓ以上とすることが好ましい。

［００３９］

仕上げ温度：Ar_3～（Ar_3＋80℃）、未再結晶温度域での圧下率≧40％

板厚全体で組織を微細ベイナイトとするためには、熱間仕上げ温度を低温とし、オーステナイト中に歪みを累積させてベイナイトの生成サイトを増加させ、その後、後述する冷却速度で所定の巻取り温度まで冷却する必要がある。すなわち、熱延条件としては、仕上げ温度を（Ar_3＋80℃）以下、かつ、未再結晶温度域での圧下率を40％以上とすることが重要であり、これにより平均粒径３μｍ以下の微細ベイナイトが得られる。 一方、仕上げ圧延温度がAr_3未満の場合、フェライト＋オーステナイトの二相域で圧延されるため、圧延後に加工組織が残存し、靭性や加工性が低下する。このため、仕上げ温度はAr_3～（Ar_3＋80℃）の範囲に限定する。また、未再結晶温度域での圧下率が40％に満たないと、十分なベイナイトの微細化が困難となるので、未再結晶温度域での圧下率は40％以上とする。

なお、低温かつ圧下率が大きいほど、ベイナイト相の微細化に有効であるため、好ましくは、仕上げ温度は（Ar_3＋50℃）以下、未再結晶温度域での圧下率は50％以上である。

ここでいう未再結晶温度域は、例えば、以下の方法で決定することができる。スラブから小片を切出し、実験室にて温度を変えて熱間圧延を行い、熱延鋼板を圧延後直ちに水冷し、水冷した熱延鋼板より組織観察用のサンプルを切出し、鏡面研磨および３％ナイタール腐食により組織を現出させ、オーステナイトの再結晶率を画像解析により調査し、オーステナイトの再結晶率が50％未満となる温度域を求め、該温度域であれば未再結晶温度域であると言える。

［００４０］

仕上げ温度から巻取り温度までの冷却速度：25℃/ｓ以上

組織を微細ベイナイトとするためには、前述した条件で熱間圧延を行ったのち、急速冷却にて所定の巻取り温度まで冷却する必要がある。巻取り温度までの冷却速度が25℃/ｓ未満では、冷却中にフェライトの生成が著しく進行したり、パー

ライトが生成して、所望の強度および靭性が得られない。このため、仕上げ温度から巻取り温度までの冷却速度は25℃/ｓ以上とする。

［００４１］

巻取り温度：300～500℃

巻取り温度が、300℃を下回ると鋼中に非常に硬質なマルテンサイトや残留オーステナイトが著しく増加して靭性が低下するために、巻取り温度の下限は300℃とする。好ましくは350℃以上である。一方、500℃超えでは、巻取り後の脱炭が起こりやすく、表層部分の硬度低下により靭性が低下するだけではなく、表層の組織の粒界に酸化物が生成することによっても靭性が低下する。このため、巻取り温度は500℃以下とする。低温ほどベイナイト組織が微細になりやすいため、好ましくは460℃以下である。

［００４２］

なお、巻取り後、熱延板には、常法により調質圧延を施してもよく、また、酸洗を施してスケールを除去してもよい。あるいはさらに、溶融亜鉛めっき、電気亜鉛めっき等のめっき処理や化成処理を施しても良い。

［実施例］

［００４３］

表１に示す組成の鋼を転炉で溶製し、連続鋳造法によりスラブ（鋼素材）とした。ついで、これらの鋼素材に対して、表２に示す条件で加熱、熱間圧延、冷却、巻取りを施し、熱延鋼板とした。

ここで、Ar_3点は、スラブから小片を切り出し、実験室にて、表２に示した加熱および熱間圧延条件と同等の条件にて圧延を行い、圧延後、空冷し、空冷中の鋼板の温度を測定し、得られた冷却曲線を解析して求めた。

また、未再結晶温度域での圧下率は、実験室にて、表２に示した加熱条件にて圧延を行い、上記の方法にて未再結晶温度域を求め、該未再結晶温度域での総圧下率として求めた。

得られた熱延鋼板から試験片を採取し、以下に示す方法で、組織分率、粒径、硬度および硬度差を求めた。また、引張り試験により、降伏強度（ＹＰ）、引張強さ（ＴＳ）、伸び（ＥＬ）を求め、さらにシャルピー試験により延性－脆性破面遷移温度（vTrs）を求め、靭性を評価した。

［００４４］

・組織分率

組織分率は、圧延方向に平行な板厚断面について３％ナイタール溶液で組織を現出させ、板厚 1/4 位置にて走査電子顕微鏡(SEM)を用い 3000 倍で３視野撮影し、画像処理により各相の面積率を定量化した。

［００４５］

・各相の粒径

組織分率の測定に用いた 3000 倍の SEM 写真にて、板厚方向に対して 45° の傾きを有する長さ：80mm の直線を直交するように２本引き、該直線がベイナイト相の各粒と交差する線分の長さをそれぞれ測定して、得られた線分の長さの平均値を求め、ベイナイト相の平均粒径とした。

［００４６］

・引張試験

引張方向が、圧延方向と直角となるように JIS5 号試験片(ＧＬ：50mm)を採取し、JIS Z 2241 に準拠した方法で引張試験を行ない、降伏強度(ＹＰ)、引張強さ（ＴＳ)および伸び(ＥＬ)を求めた。

［００４７］

・硬度

圧延方向に平行な板厚断面を鏡面研磨後、マイクロビッカース試験機にて、表層から 50μｍの位置については荷重を 0.98N（100gf）とし、板厚 1/4 および板厚 1/2 位置については荷重を 4.9N（500gf）として、各位置にて５点測定し、５点中の最大値と最小値を除いた３点の平均値を計算して、各位置の硬度とし、板厚 1/4 位置と表層から 50μｍ位置との硬度差ΔHv1 と板厚 1/2 位置と板厚 1/4 位置との硬度差ΔHv2 を求めた。

［００４８］

・シャルピー試験

得られた熱延板から、試験片の長手方向が圧延方向と直角となるように、長さ 55mm×高さ 10mm×幅５mm のサブサイズ試験片を採取し、試験片中央に深さ２mm Ｖノッチを加工して、JIS Z 2242 に準拠してシャルピー試験を行い、延性－脆性破面遷移温度（vTrs）を測定し、靭性を評価した。ここで、板厚が５mm 超え

の熱延板については両面研削にて板厚を５mmとして、サンプルを作製し、板厚が５mm未満の熱延板については、元厚にてサンプルを作製し、シャルピー試験に供した。なお、この vTrs 値が－50℃以下であれば靭性に優れているといえる。

得られた結果を表３に示す。

[００４９]

[表１]

表1

鋼記号	成分組成（質量%）								Ar_3点（℃）	備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	その他		
A	0.08	0.75	1.65	0.01	0.0007	0.03	0.003	0.09	—	806	適合鋼
B	0.07	0.65	1.6	0.01	0.0007	0.02	0.003	0.10	Ni:0.05	801	適合鋼
C	0.09	0.70	1.4	0.01	0.0020	0.03	0.004	0.09	V:0.05	805	適合鋼
D	0.09	0.75	1.2	0.01	0.0010	0.03	0.003	0.06	Nb:0.02	805	適合鋼
E	0.08	0.80	1.4	0.01	0.0010	0.03	0.003	0.08	Cr:0.2	803	適合鋼
F	0.09	0.55	1.8	0.01	0.0010	0.03	0.002	0.085	B:0.0012	795	適合鋼
G	0.07	0.60	1.6	0.01	0.0010	0.03	0.002	0.08	Mo:0.15	789	適合鋼
H	0.05	1.00	2.0	0.01	0.0010	0.03	0.004	0.105	Ca:0.0005	823	適合鋼
I	0.09	0.60	1.8	0.01	0.0020	0.03	0.004	0.12	REM:0.0010	793	適合鋼
J	0.02	0.60	1.0	0.01	0.0030	0.03	0.004	0.03	—	839	適合鋼
K	0.08	0.70	2.5	0.01	0.0090	0.03	0.004	0.06	—	786	適合鋼
L	0.06	0.80	0.7	0.01	0.0040	0.03	0.004	0.20	—	839	比較鋼
M	0.08	0.90	1.5	0.01	0.0010	0.03	0.003	0.10	B:0.001, Ni:0.05, V:0.1	761	比較鋼
N	0.09	0.80	1.5	0.01	0.0010	0.03	0.003	0.10	Ni:0.1, Cr:0.3, V:0.15	798	比較鋼

[００５０]

[表２]

表2

鋼板記号	鋼記号	加熱温度(℃)	仕上げ温度(℃)	未再結晶温度域での圧下率(%)	冷却速度(℃/s)	巻取り温度(℃)	板厚(mm)	備考
A1	A	1260	855	50	33	430	6.0	発明例
A2	A	1280	860	52	30	430	4.0	発明例
A3	A	1260	870	50	33	600	6.0	比較例
A4	A	1260	850	50	33	250	6.0	比較例
A5	A	1260	960	50	35	470	6.0	比較例
A6	A	1260	870	30	20	470	6.0	比較例
B1	B	1260	860	50	30	430	5.5	発明例
C1	C	1260	860	50	35	430	5.5	発明例
D1	D	1260	860	50	35	430	8.0	発明例
E1	E	1230	850	50	35	430	6.0	発明例
F1	F	1260	840	50	35	430	7.0	発明例
G1	G	1260	860	50	35	430	6.0	発明例
H1	H	1290	870	50	35	430	6.0	発明例
I1	I	1260	865	50	35	430	6.0	発明例
J1	J	1260	870	50	35	430	6.0	比較例
K1	K	1260	850	50	35	430	8.0	比較例
L1	L	1260	870	50	35	430	6.0	比較例
M1	M	1260	840	80	35	400	4.5	発明例
N1	N	1260	850	80	35	380	6.0	発明例

[００５１]

[表３]

表3

鋼板記号	鋼記号	板厚 (mm)	YP (MPa)	TS (MPa)	El (%)	ベイナイト分率 (%)	ベイナイト粒径 (μm)	ΔHv1	ΔHv2	vTrs (℃)	備考
A1	A	6.0	720	818	24	100	1.8	28	15	-60	発明例
A2	A	4.0	710	812	22	98	2.5	30	16	-70	発明例
A3	A	6.0	645	760	18	73	6.1	60	45	-30	比較例
A4	A	6.0	742	930	14	85	2.1	56	30	-20	比較例
A5	A	6.0	670	770	16	88	5.6	60	48	-35	比較例
A6	A	6.0	606	730	18	65	4.6	55	46	-30	比較例
B1	B	5.5	750	820	25	100	2.2	26	23	-70	発明例
C1	C	5.5	740	840	24	100	1.9	25	20	-70	発明例
D1	D	8.0	705	782	26	100	2.7	28	15	-60	発明例
E1	E	6.0	752	835	22	100	2.3	25	26	-70	発明例
F1	F	7.0	760	846	20	100	2.2	30	20	-70	発明例
G1	G	6.0	780	870	19	100	1.9	26	22	-60	発明例
H1	H	6.0	722	840	20	98	2.4	42	30	-60	発明例
I1	I	6.0	740	825	23	100	2.6	30	16	-65	発明例
J1	J	6.0	520	580	20	30	5.7	40	30	-40	比較例
K1	K	8.0	720	830	16	85	2.4	66	45	-30	比較例
L1	L	6.0	580	790	13	52	6.3	60	35	-20	比較例
M1	M	4.5	887	1020	16	100	1.4	26	19	-60	発明例
N1	N	6.0	921	1045	16	100	1.1	25	24	-60	発明例

［００５２］

表３に示したとおり、発明例はいずれも、引張強度（ＴＳ）が 780MPa 以上で、かつ延性－脆性破面遷移温度（vTrs）が－50℃以下という、優れた強度と靭性を兼ね備えている。これに対し、比較例は、ＴＳおよびvTrsの少なくともいずれかが劣っていた。

請求の範囲

［請求項１］

質量％で、Ｃ：0.04～0.12％、Si：0.5～1.2％、Mn：1.0～1.8％、Ｐ：0.03％以下、Ｓ：0.0030％以下、Al：0.005～0.20％、Ｎ：0.005％以下およびTi：0.03～0.13％を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物の組成からなり、ベイナイト相の面積率が95％超で、該ベイナイト相の平均粒径が３μｍ以下であり、表層から50μｍの位置でのビッカース硬度と板厚1/4位置でのビッカース硬度の差ΔHv1が50以下で、かつ板厚1/4位置でのビッカース硬度と板厚1/2位置でのビッカース硬度の差ΔHv2が40以下であり、さらに板厚が4.0mm以上 12mm以下で、引張強さが780MPa以上であることを特徴とする、靭性に優れた高強度熱延鋼板。

［請求項２］

前記鋼板が、質量％でさらに、Ni：0.01～0.50％を含有する組成からなることを特徴とする請求項１に記載の靭性に優れた高強度熱延鋼板。

［請求項３］

前記鋼板が、質量％でさらに、Nb：0.005～0.10％、Ｖ：0.002～0.50％、Mo：0.02～0.50％、Cr：0.03～0.50％、Ｂ：0.0002～0.0050％、Cu：0.01～0.50％、Ca：0.0005～0.0050％およびREM：0.0005～0.0100％のうちから選んだ１種または２種以上を含有する組成からなることを特徴とする請求項１または２に記載の靭性に優れた高強度熱延鋼板。

［請求項４］

請求項１乃至３のいずれかに記載の成分組成からなる鋼素材を、1200～1350℃に加熱したのち、熱間仕上げ圧延を、仕上げ温度：Ar_3～（Ar_3＋80℃）、未再結晶温度域での圧下率：40％以上の条件で行い、熱間圧延終了後、平均冷却速度：25℃/ｓ以上の速度で巻取り温度：300～500℃まで冷却することを特徴とする、靭性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2011/071752

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C22C38/00(2006.01)i, *B21B3/00*(2006.01)i, *C21D9/46*(2006.01)i, *C22C38/14*(2006.01)i, *C22C38/58*(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, B21B3/00, 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	1996-2011
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2011	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2011

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 2010-196164 A (JFE Steel Corp.), 09 September 2010 (09.09.2010), & WO 2010/087511 A1	1-4
A	JP 2005-350691 A (Kobe Steel, Ltd.), 22 December 2005 (22.12.2005), (Family: none)	1-4
A	JP 2003-239036 A (Nippon Steel Corp.), 27 August 2003 (27.08.2003), (Family: none)	1-4
A	JP 63-179020 A (Nippon Steel Corp.), 23 July 1988 (23.07.1988), (Family: none)	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	Date of mailing of the international search report
22 November, 2011 (22.11.11)	06 December, 2011 (06.12.11)
Name and mailing address of the ISA/ Japanese Patent Office Facsimile No.	Authorized officer Telephone No.

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２０１１／０７１７５２

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, B21B3/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/14(2006.01)i, C22C38/58(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, B21B3/00, 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	１９２２－１９９６年
日本国公開実用新案公報	１９７１－２０１１年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０１１年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０１１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 2010-196164 A（ＪＦＥスチール株式会社）2010.09.09, & WO 2010/087511 A1	１－４
A	JP 2005-350691 A（株式会社神戸製鋼所）2005.12.22, (ファミリーなし)	１－４
A	JP 2003-239036 A（新日本製鐵株式会社）2003.08.27, (ファミリーなし)	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 ２２．１１．２０１１	国際調査報告の発送日 ０６．１２．２０１１
国際調査機関の名称及びあて先 日本国特許庁（ＩＳＡ／ＪＰ） 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）　４Ｋ　９８３３ 河野　一夫 電話番号　０３－３５８１－１１０１　内線　３４３５

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 63-179020 A（新日本製鐵株式会社）1988.07.23, (ファミリーなし)	１－４