(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
2004 年10 月7 日 (07.10.2004)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2004/085691 A1

(51) 国際特許分類[7]: C22C 38/00, C21D 9/46, C22C 38/14, 38/16

(21) 国際出願番号: PCT/JP2003/017058

(22) 国際出願日: 2003 年12 月26 日 (26.12.2003)

(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2003-79543 2003 年3 月24 日 (24.03.2003) 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]; 〒100-8071 東京都 千代田区 大手町二丁目６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): 岡本 力 (OKAMOTO,Riki) [JP/JP]; 〒476-8686 愛知県 東海市 東海町５−３ 新日本製鐵株式会社 名古屋製鐵所内 Aichi (JP). 谷口 裕一 (TANIGUCHI,Hirokazu) [JP/JP]; 〒476-8686 愛知県 東海市 東海町５−３ 新日本製鐵株式会社 名古屋製鐵所内 Aichi (JP). 福田 修史 (FUKUDA,Masashi) [JP/JP]; 〒476-8686 愛知県 東海市 東海町５−３ 新日本製鐵株式会社 名古屋製鐵所内 Aichi (JP).

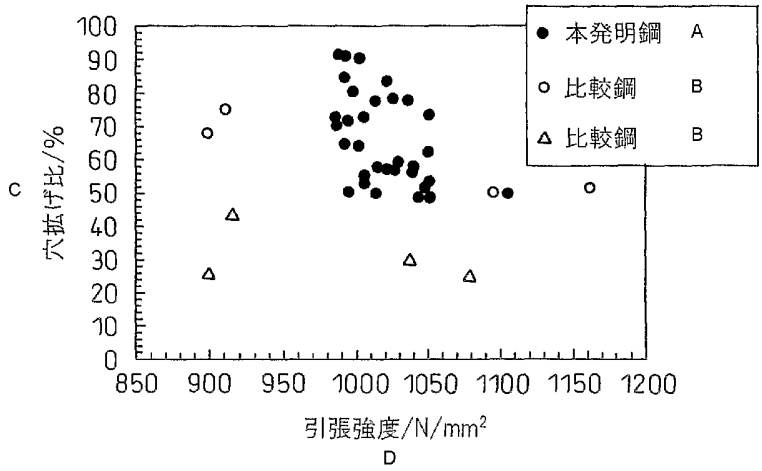
(74) 代理人: 青木 篤, 外(AOKI,Atsushi et al.); 〒105-8423 東京都 港区虎ノ門 三丁目５番１号 虎ノ門３７森ビル 青和特許法律事務所 Tokyo (JP).

(81) 指定国 (国内): AE, AG, AL, AM, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, HR, HU, ID, IL, IN, IS, KE, KG, KR, KZ, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LV, MA, MD, MG, MK, MN, MW, MX, MZ, NI, NO, NZ, OM, PG, PH, PL, PT, RO, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, YU, ZA, ZM, ZW.

[続葉有]

(54) Title: HIGH STRENGTH HOT ROLLED STEEL SHEET EXCELLING IN BORE EXPANDABILITY AND DUCTILITY AND PROCESS FOR PRODUCING THE SAME

(54) 発明の名称: 穴拡げ性と延性に優れた高強度熱延鋼板及びその製造方法



A...STEEL OF INVENTION
B...COMP. STEEL
C...BORE EXPANSION RATIO, %
D...TENSILE STRENGTH, N/mm^2

(57) Abstract: A high strength hot rolled steel sheet of about 1.0 to 6.0 mm thickness and 980 N/mm^2 or higher strength excelling in bore expandability, ductility and chemical convertibility, which high strength hot rolled steel sheet is pressed into automobile under carriage parts, etc. In particular, a high strength hot rolled steel sheet comprising, by mass, 0.01 to 0.09% of C, 0.05 to 1.5% of Si, 0.5 to 3.2% of Mn, 0.003 to 1.5% of Al, 0.03% or less of P, 0.005% or less of S, 0.10 to 0.25% of Ti and 0.01 to 0.05% of Nb, provided that C, Ti, Nb and Mn satisfy all the formulae $0.9 \leqq 48/12\times C/Ti < 1.7$ (1), $50227\times C - 4479\times Mn > -9860$ (2) and $811\times C + 135\times Mn + 602\times Ti + 794\times Nb > 465$ (3), with the balance composed of iron and unavoidable impurities.

[続葉有]

WO 2004/085691 A1

(84) 指定国 (広域): ARIPO 特許 (BW, GH, GM, KE, LS, MW, MZ, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア特許 (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ特許 (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HU, IE, IT, LU, MC, NL, PT, RO, SE, SI, SK, TR), OAPI 特許 (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:
— 国際調査報告書

２文字コード及び他の略語については、定期発行される各*PCT*ガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイダンスノート」を参照。

(57) 要約: 本発明は、プレス加工される自動車足廻り部品等を対象とし、1.0～6.0mm程度の板厚で、980Ｎ／mm^{2}以上の強度を有する穴拡げ性と延性と化成処理性に優れた高強度熱延鋼板を提供するものであり、質量％で、Ｃ：0.01～0.09％、Si：0.05～1.5％、Mn：0.5～3.2％以下、Al：0.003～1.5％、Ｐ：0.03％以下、Ｓ：0.005％以下、Ti：0.10～0.25％、Nb：0.01％～0.05％、を含有し、Ｃ、Ti、Nb、Mnが0.9≦48／12×Ｃ／Ti＜1.7…〈１〉、50227×Ｃ−4479×Mn＞−9860…〈２〉、811×Ｃ＋135×Mn＋602×Ti＋794×Nb＞465…〈３〉のいずれの式も満たし、かつ残部が鉄および不可避的不純物からなる高強度熱延鋼板である。

明　細　書

穴拡げ性と延性に優れた高強度熱延鋼板及びその製造方法

技術分野

本発明は、主としてプレス加工される自動車足廻り部品等を対象とし、1.0～6.0mm程度の板厚で、980N／mm^{2}以上の強度を有する穴拡げ性と延性に優れた高強度熱延鋼板及びその製造方法に関するものである。

背景技術

近年、自動車の環境問題を契機に燃費改善対策としての車体軽量化、部品の一体成形化、加工工程の合理化によるコストダウンのニーズが強まり、プレス加工性に優れた高強度熱延鋼板の開発が進められてきた。特に熱延鋼板の成形としては伸び、穴拡げ性が重要であり、特開平６－287685号公報、特開平７－11382号公報、特開平６－200351号公報に590～780N／mm^{2}の強度レベルの鋼板に対しTi、NbとＣ、Ｓの添加量を調整することでの穴拡げ性を向上させる技術が提案されている。しかしながら、更なる軽量化のニーズから980N／mm^{2}超の高強度鋼板の開発が必要である。よく知られているように高強度化に伴い、伸び、穴拡げ性とも劣化し、また、穴拡げ性と延性とは相反する傾向を示すため、これまでの技術では伸びと穴拡げ性に優れた980N／mm^{2}レベルの鋼板の製造は困難であった。

発明の開示

本発明は、上記した従来の問題点を解決するためになされたものであって、980N／mm^{2}以上の高強度化に伴う穴拡げ性と延性の劣化

を防ぎ、高強度であっても高い穴拡げ性と延性を有する高強度熱延鋼板およびその鋼板の製造方法を提供することを目的とする。

上記の課題を解決するためになされた本発明の穴拡げ性、延性及び化成処理性に優れた高強度熱延鋼板およびその製造方法は、以下のとおりである。

（１）質量％で、

Ｃ：0.01％以上、0.09％以下、

Si：0.05％以上、1.5％以下、

Mn：0.5％以上、3.2％以下、

Al：0.003％以上、1.5％以下、

Ｐ：0.03％以下、

Ｓ：0.005％以下、

Ti：0.10％以上、0.25％以下、

Nb：0.01％以上、0.05％以下、

を含有し、更に、

$0.9 \leqq 48/12 \times C/Ti < 1.7$ 〈１〉

$50227 \times C - 4479 \times Mn > -9860$ 〈２〉

$811 \times C + 135 \times Mn + 602 \times Ti + 794 \times Nb > 465$ 〈３〉

のいずれの式も満たし、かつ残部が鉄および不可避的不純物からなる高強度熱延鋼板であって、強度が980Ｎ／mm^2以上であることを特徴とする穴拡げ性と延性に優れた高強度熱延鋼板。

（２）質量％で、

Ｃ：0.01％以上、0.09％以下、

Si：0.05％以上、1.5％以下、

Mn：0.5％以上、3.2％以下、

Al：0.003％以上、1.5％以下、

Ｐ：0.03％以下、

S：0.005%以下、

Ti：0.10%以上、0.25%以下、

Nb：0.01%以上、0.05%以下、

を含有し、更に、

Mo：0.05%以上、0.40%以下、

V：0.001%以上、0.10%以下、

の1種または2種を含み、更に、

$0.9 \leqq 48/12 \times C/Ti < 1.7$ 〈1〉'

$50227 \times C - 4479 \times (Mn + 0.57 \times Mo + 1.08 \times V) > -9860$ 〈2〉'

$811 \times C + 135 \times (Mn + 0.57 \times Mo + 1.08 \times V) + 602 \times Ti + 794 \times Nb > 465$ 〈3〉'

のいずれの式も満たし、かつ残部が鉄および不可避的不純物からなる高強度熱延鋼板であって、強度が980N／mm^2以上であることを特徴とする穴拡げ性と延性に優れた高強度熱延鋼板。

（3）質量%で更に、Ca、Zr、REMの1種または2種以上を0.0005%以上、0.01%以下含有する（1）または（2）に記載の穴拡げ性と延性に優れた高強度熱延鋼板。

（4）質量%で更に、Mg：0.0005%以上、0.01%以下含有する、（1）～（3）のいずれか1つに記載の穴拡げ性と延性に優れた高強度熱延鋼板。

（5）質量%で更に、

Cu：0.1%以上、1.5%以下、

Ni：0.1%以上、1.0%以下、

の1種または2種以上を含有する、（1）～（4）のいずれか1つに記載の穴拡げ性と延性に優れた高強度熱延鋼板。

（6）圧延終了温度をAr_3変態点から950℃として熱間圧延を終了したのち、20℃／sec以上の冷却速度にて650～800℃にまで冷却し

、次いで0.5秒以上、15秒以下冷却したのち、更に、20℃／sec以上の冷却速度にて300～600℃に冷却して巻き取ることを特徴とする（１）～（５）のいずれか１つに記載の穴拡げ性と延性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

図面の簡単な説明

図１は、引張強度に対する伸びに及ぼす本発明鋼の効果を示すグラフである。

図２は、引張強度に対する穴拡げ比に及ぼす本発明鋼の効果を示すグラフである。

発明を実施するための最良の形態

高強度熱延鋼板において、高強度化に伴い、伸び、穴拡げ性とも劣化することは知られており、また、穴拡げ性と延性とは相反する傾向を示すこともよく知られている。本発明者らは上記課題を解決するために鋭意研究した結果、Ｃ、Mn、Tiの成分の範囲を規定することにより高強度でかつ伸びと穴拡げ性が改善できることを知見し、本発明を完成するに至った。即ち、TiCの析出強化の最大限の利用とMn、Ｃによる組織強化の材質に与える影響を明確化することで関係式を導き出し、上記課題を解決したものである。

以下、鋼組成の各元素の規定理由について説明する。

Ｃは、0.01以上、0.09％以下とする。Ｃは、炭化物を析出して強度を確保するのに必要な元素であって0.01％未満では所望の強度を確保することが困難になる。一方、0.09％を超えると強度上昇の効果がなくなる上、延性も劣化するため、上限を0.09％とする。好ましくは、Ｃは、穴拡げ性を劣化させる元素であるため、0.07％以下が望ましい。

Siは、固溶強化により強度を上昇させる元素であるほか、有害な炭化物の生成を抑えフェライト生成を促進し、伸びを向上させるため重要であって、これにより強度と延性を両立させることができる。このような作用を得るためには、0.05%以上の添加が必要である。しかし、添加量が増加するとSiスケールに起因するデスケ性、化成処理性の低下を伴うため1.5%を上限とする。なお、Siの範囲を0.9～1.3%とするのが穴拡げ性と延性を効果的に両立させることができて望ましい。

Mnは、本発明において重要な元素の一つで、強度の確保に必要な元素であるが、伸びを劣化させるため、強度確保が可能であれば添加量は少ない方が良い。特に、3.2%を超えて多量に添加するとミクロ偏析、マクロ偏析が起こりやすくなり、穴拡げ性を著しく劣化させるため上限を3.2%とする。特に、伸びが重要視される場合、3.0%以下が望ましい。一方、Mnは穴拡げ性に有害なSをMnとして無害化する作用がある。この効果を発揮するためには0.5%以上の添加が必要である。

Alは、脱酸材として有効であり、Siと同様に有害な炭化物の生成を抑えフェライト生成を促進し、伸びを向上させるため重要であって、これにより強度と延性を両立させることができる。脱酸材として用いる場合は0.003%以上の添加を必要とする。一方、1.5%を超えると延性改善効果が飽和してしまうため1.5%を上限とする。但し、多量の添加は鋼の清浄度が低下するため、好ましくは0.5%以下が望ましい。

Pは、フェライトに固溶してその延性を低下させるので、その含有量は0.03%以下とする。また、Sは、MnSを形成して破壊の起点として作用し著しく穴拡げ性、延性を低下させるので0.005%以下とする。

Tiは、本発明において最も重要な元素の一つであり、TiCの析出により強度を確保するのに有効な元素である。また、Mnに比べ伸びの劣化も少ないため、有効に利用する。この効果を得るためには0.10%以上の添加が必要である。一方で、多量に添加すると熱延加熱中にTiC析出が進むため強度に寄与しなくなるため現行の加熱温度上限から添加量の上限は0.25%以下とする。

Nbは、Ti添加と同様、NbC析出にて強度を確保するのに有効な元素である。また、Mnに比べ伸びの劣化も少ないため、有効に利用する。この効果を得るためには0.01%以上の添加が必要である。但し、Nb添加による強度向上効果は0.05%超を添加しても効果は飽和するため、上限を0.05%とする。

Moは、Mnと同様、強度上昇に寄与する元素であるが、伸びを劣化させるため、強度確保が可能であれば添加量は少ない方が良い。特に、0.40%を超えると延性の低下が大きいため上限を0.4%とする。一方、Mnの一部代替として添加することにより、Mn偏析を緩和できる。この効果を得るには0.05%以上の添加が必要である。

Vは、Mo、Mnと同様、強度上昇に寄与する元素であるが、伸びを劣化させるため、強度確保が可能であれば添加量は少ない方が良い。更に、0.10%を超えると鋳造時に割れが発生する懸念があるため上限を0.10%とする。一方、Mnの一部代替として添加することにより、Mn偏析を緩和できる。この効果を得るには0.001%以上の添加が必要である。

Ca、Zr、REMは、硫化物系介在物の形態を制御し穴拡げ性の向上に有効な元素である。この形態制御効果を有効ならしめるためには、Ca、Zr、REMの１種または２種以上を0.0005%以上の添加するのが望ましい。一方、多量の添加は硫化物系介在物の粗大化を招き、清浄度を悪化させて延性を低下させるのみならず、コストの上昇を

招くので、上限を0.01%とする。

Mgは、添加により、酸素と結合して酸化物を形成するが、このとき形成されるMgOまたはMgOを含むAl_2O_3、SiO_2、MnO、Ti_2O_3の複合酸化物の微細化は、Mgを添加しない従来鋼に比べ、個々の酸化物のサイズが小さく、均一に分散した分散状態になることを発明者らは見出した。鋼中に微細分散したこれらの酸化物は、明確ではないが、打ち抜き加工時に微細ボイドを形成し、応力の分散に寄与し、応力集中を抑制することで粗大クラックの発生を抑制する効果があり、穴拡げ性の向上の効果があると考えられる。但し、0.0005%未満ではその効果は不十分である。一方で0.01%超を含有せしめても改善効果は飽和し、コストアップにつながるため0.01%を上限とする。

Cu、Niは、焼き入れ性を高める元素で、組織制御を行う上で、特に冷却速度が低いときに添加することで、第２相分率を確保し強度を得やすくする効果がある。この効果を有効とするためには、Cuで0.1%以上、Niでは0.1%以上の添加が望ましい。但し、多量の添加は延性の劣化を促進するため上限をCuで1.5%、Niでは1.0%とする。

不可避元素としては、例えば、Ｎ：0.01%以下、Cu：0.1%未満、Ni：0.1%未満、Cr：0.3%以下、Mo：0.05%未満、Co：0.05%以下、Zn：0.05%以下、Sn：0.05%以下、Na：0.02%以下、Ｂ：0.0005%以下で含有していても、本発明を逸脱するものではない。

本発明者らは上記課題を解決するために鋭意研究した結果、Ｃ、Mn、Tiの成分の範囲を規定することにより高強度でかつ伸びと穴拡げ性が改善できることを知見した。即ち、TiC析出強化の最大限の利用とMn、Ｃによる組織強化の材質に与える影響を明確化することで下記に示す３つの関係式を導き出した。以下に説明する。

Tiに比べCの添加量が少ないと固溶Tiの増加により、伸びを劣化させるため0.9≦48／12×C／Tiとする。一方で、CがTiに比べて高すぎると、熱延加熱中にTiCが析出し強度上昇の効果が得られなくなることに加え、第２相中のC量の増加による穴拡げ性の劣化を伴う。従って、48／12×C／Ti＜1.7とする。すなわち、式〈１〉を満たす必要がある。特に穴拡げ性を重視する場合、1.0≦48／12×C／Ti＜1.3であることが望ましい。

$$0.9 \leqq 48/12 \times C/Ti < 1.7 \qquad \langle 1 \rangle$$

Mnの添加量の増大に伴い、フェライト生成が抑制されるため、第２相分率が増大し、強度の確保は容易になるが伸びの低下を招く。一方で、Cは、第２相を硬くすることで、穴拡げ性の劣化は伴うものの伸びを改善する。そこで、980N／mm^{2}超に要求される伸びを確保するためには、式〈２〉を満たす必要がある。

$$50227 \times C - 4479 \times Mn > -9860 \qquad \langle 2 \rangle$$

このとき、Mo、Vの効果としては各原子当量によって決まるため、Mo、Vを添加した条件では、式〈２〉は式〈２〉’となる。

$$50227 \times C - 4479 \times (Mn + 0.57 \times Mo + 1.08 \times V) > -9860 \qquad \langle 2 \rangle'$$

加工性を確保するためには、上記の２つの式を満たす必要がある。780N／mm^{2}レベルの鋼板であれば、強度を確保しつつ、上記の２式を満たすことは比較的容易であるが、980N／mm^{2}超の強度を確保するためには、穴拡げ性を劣化させるCや、伸びを劣化させるMnの添加はやむをえない。980N／mm^{2}超の強度を確保するためには、上記の２つの式を満たしつつ式〈３〉を満たす範囲に成分を調整する必要がある。

$$811 \times C + 135 \times Mn + 602 \times Ti + 794 \times Nb > 465 \qquad \langle 3 \rangle$$

このとき、Mo、Vの効果としては各原子当量によって決まるため、Mo、Vを添加した条件では、式〈３〉は式〈３〉’となる。

$$811\times C+135\times(Mn+0.57\times Mo+1.08\times V)$$
$$+602\times Ti+794\times Nb>465 \qquad \langle 3\rangle'$$

高強度熱延鋼板を熱間圧延により製造するに際して、仕上げ圧延終了温度はフェライトの生成を抑え穴拡げ性を良好にするため、Ar_3変態点以上とする必要がある。しかし、あまり高温にすると組織の粗大化による強度及び延性の低下を招くことになるので、仕上げ圧延終了温度は950℃以下とする必要がある。

圧延終了直後に鋼板を急速冷却することは高い穴拡げ性を得るために重要であって、その冷却速度は20℃／sec以上を必要とする。20℃／sec未満では穴拡げ性に有害な炭化物の形成を抑制するのが困難となるからである。

その後、本発明では、鋼板の急速冷却を一旦停止して空冷を施す。これはフェライトを析出させてその占有率を増加させ、延性を向上させるために重要である。しかしながら、空冷開始温度が650℃未満では穴拡げ性に有害なパーライトが早期より発生する。一方、空冷開始温度が800℃を超える場合にはフェライトの生成が遅く、空冷の効果が得にくいばかりでなく、その後の冷却中におけるパーライトの生成が起こりやすい。従って、空冷開始温度は650℃以上、800℃以下とする。また、空冷時間が15秒を超えてもフェライトの増加は飽和するばかりでなく、その後の冷却速度、巻取温度の制御に負荷がかかる。従って、空冷時間は15秒以下とする。なお、空冷時間が0.5秒未満ではフェライト生成が十分なされないため効果が伸び改善の効果が出ない。空冷後は再度鋼板を急速に冷却するが、その冷却速度はやはり20℃／sec以上を必要とする。20℃／sec未満では有害なパーライトが生成し易くなるからである。

この急冷の停止温度、即ち巻取温度は300～600℃とする。巻取温度が300℃未満では穴拡げ性に有害な硬質のマルテンサイトが発生

するためであり、一方、600℃を超えると穴拡げ性に有害なパーライト、セメンタイトが生成し易くなるからである。

以上のような成分と熱延条件の組み合わせにより、加工性に優れた980N／mm^2超の強度をもつ高強度熱延鋼板を製造することができる。更に、本発明鋼板の表面に表面処理（例えば亜鉛メッキ等）が施されていても本発明の効果を有し、本発明を逸脱するものではない。

実施例

次に本発明を実施例に基づいて説明する。

表１および表２（表１のつづき）に示す成分の鋼を溶製し、常法に従い連続鋳造でスラブとした。符号Ａ～Ｚが本発明に従った成分の鋼であり、符号ａの鋼はMn添加量、ｂの鋼はTi添加量、ｄの鋼はＣ添加量が本発明の範囲外である。また、ｃの鋼は式〈１〉及び式〈３〉の値が本発明の範囲外である。これらの鋼を加熱炉中で1250℃以上の温度で加熱し、熱間圧延にて板厚2.6～3.2mmの熱延鋼板を得た。熱延条件については表３および表４（表３のつづき）に示す。

表３および表４（表３のつづき）のうち、Ｃ３は捲取温度、Ｊ２は空冷開始温度、Ｐ３は仕上げ温度、Ｓ３は捲取温度が本発明の範囲外である。

このようにして得られた熱延鋼板についてJIS５号片による引張試験、穴拡げ試験を行った。穴拡げ性は、径10mmの打抜き穴を60°円錐ポンチにて押し拡げ、クラックが板厚を貫通した時点での穴径（ｄ）と初期穴径（d_0：10mm）から穴拡げ比λ＝（ｄ－d_0）／d_0×100で評価した。

各試験片の引張強さTS、伸びＥ１、穴拡げ比λを表３および表４

（表３のつづき）に示す。また、図１に強度と伸びの関係を、図２に強度と穴拡げ比の関係を示す。本発明鋼は比較鋼と比べて伸びあるいは穴拡げ比が高くなっていることがわかる。このように、本発明の鋼板は穴拡げ比、延性ともに優れていることがわかる。

表1

鋼	C	Si	Mn	P	S	N	Al	Nb	Ti	Mo	V	Mg	other
							重量%						
A	0.06	1.3	2.5	0.007	0.002	0.003	0.04	0.035	0.17	—	—	—	Ca:0.003
B	0.05	1.0	2.2	0.006	0.001	0.004	0.03	0.035	0.17	—	—	—	Ca:0.003
C	0.06	1.4	2.8	0.006	0.001	0.002	0.03	0.012	0.14	—	—	—	Ca:0.003
D	0.03	1.3	2.5	0.006	0.001	0.003	0.03	0.040	0.12	—	—	—	—
E	0.05	0.4	2.1	0.006	0.001	0.002	0.44	0.048	0.18	—	—	—	—
G	0.10	1.5	1.6	0.007	0.001	0.003	0.04	0.048	0.25	—	—	—	Zr:0.002
H	0.05	1.3	2.3	0.025	0.001	0.003	0.04	0.038	0.16	—	—	—	—
I	0.05	1.0	2.5	0.006	0.004	0.003	0.04	0.035	0.15	—	—	—	Ca:0.003
J	0.04	1.3	2.3	0.005	0.001	0.003	0.04	0.040	0.16	—	—	—	—
K	0.07	1.0	2.8	0.005	0.001	0.003	0.04	0.040	0.19	—	—	—	—
L	0.07	1.0	2.4	0.005	0.001	0.003	0.04	0.035	0.19	—	—	—	—
M	0.06	1.0	2.3	0.005	0.001	0.003	0.04	0.040	0.19	—	—	—	—
N	0.08	1.2	1.9	0.007	0.001	0.004	0.04	0.040	0.21	—	—	—	—
O	0.08	1.2	2.2	0.007	0.001	0.004	0.04	0.040	0.22	—	—	—	Cu:0.4,Ni:0.2
P	0.05	1.3	2.4	0.007	0.003	0.004	0.04	0.040	0.15	—	—	—	REM:0.003
Q	0.05	1.3	2.4	0.007	0.002	0.004	0.04	0.040	0.15	—	0.05	—	—
R	0.05	1.3	2.4	0.007	0.002	0.004	0.04	0.040	0.15	0.17	—	—	Ca:0.003
S	0.05	1.3	2.4	0.007	0.003	0.004	0.04	0.040	0.15	0.32	—	—	—
T	0.06	1.3	2.4	0.007	0.002	0.003	0.04	0.035	0.17	—	—	0.004	—
U	0.05	1.0	2.2	0.006	0.001	0.004	0.03	0.035	0.17	—	—	0.002	—
V	0.03	1.3	2.5	0.006	0.001	0.003	0.03	0.040	0.12	—	—	0.002	—
W	0.07	1.3	1.8	0.007	0.001	0.003	0.04	0.048	0.22	—	—	0.008	Ca:0.003
X	0.08	1.2	1.9	0.007	0.001	0.004	0.04	0.040	0.21	—	—	0.004	—
Y	0.08	1.2	2.2	0.007	0.001	0.004	0.04	0.040	0.22	—	—	0.004	0
Z	0.05	1.2	2.3	0.007	0.002	0.004	0.04	0.040	0.15	0.17	—	0.005	Ca:0.003
a	0.05	1.2	3.5	0.007	0.002	0.004	0.04	0.040	0.15	—	—	—	—
b	0.08	1.2	2.0	0.007	0.002	0.004	0.04	0.040	0.30	—	—	—	—
c	0.08	1.2	1.5	0.007	0.002	0.004	0.04	0.040	0.15	—	—	—	—
d	0.20	1.2	1.6	0.007	0.002	0.004	0.04	0.040	0.15	—	—	—	—

* Ar_3 =900-510C+28Si−50Mn+229Ti

下線は本発明の範囲外であることを示す。

表２（表１のつづき）

鋼	式〈1〉 中式辺	式〈2〉 左辺	式〈3〉 左辺	Ar_3 ℃	備考
A	1.3	-8435	512	823	発明鋼
B	1.2	-7342	468	831	発明鋼
C	1.6	-9779	513	803	発明鋼
D	1.0	-9780	466	822	発明鋼
E	1.0	-7095	467	824	発明鋼
G	1.6	-2144	485	867	発明鋼
H	1.3	-7790	478	833	発明鋼
I	1.3	-8686	496	812	発明鋼
J	1.0	-8293	468	837	発明鋼
K	1.5	-9025	581	797	発明鋼
L	1.5	-7234	523	817	発明鋼
M	1.3	-7288	505	827	発明鋼
N	1.5	-4542	479	847	発明鋼
O	1.4	-5936	524	835	発明鋼
P	1.3	-8238	487	826	発明鋼
Q	1.3	-8480	494	826	発明鋼
R	1.3	-8667	500	826	発明鋼
S	1.3	-9055	511	826	発明鋼
T	1.3	-7987	499	828	発明鋼
U	1.2	-7342	468	832	発明鋼
V	1.0	-9780	466	822	発明鋼
W	1.3	-4546	470	862	発明鋼
X	1.5	-4542	479	847	発明鋼
Y	1.4	-5936	524	835	発明鋼
Z	1.3	-8219	486	828	発明鋼
a	1.3	-13165	635	768	比較鋼
b	1.1	-4940	547	862	比較鋼
c	2.1	-2700	389	853	比較鋼
d	5.3	2879	500	788	比較鋼

* Ar_3 ＝900-510C＋28Si－50Mn＋229Ti

下線は本発明の範囲外であることを示す。

表３

鋼	仕上温度 ℃	冷却速度 ℃／s	空冷開始温度 s	空冷時間 ℃	捲取温度 ℃	引張強さ N／mm²	伸び %	穴拡げ %	備考
A1	853	50	700	3	500	1040	13.9	57	発明鋼
A2	880	33	740	0.8	550	1050	13.7	62	発明鋼
A3	830	42	780	14	580	995	14.5	50	発明鋼
B1	861	44	700	3	550	992	15.6	64	発明鋼
B2	930	61	650	3	500	1002	14.5	64	発明鋼
B3	880	33	760	0.7	550	987	15.2	70	発明鋼
C1	833	59	670	4	480	1042	12.5	48	発明鋼
C2	850	44	670	2	500	1052	12.4	48	発明鋼
C3	860	83	700	1.5	30	1037	12.1	30	比較鋼
D1	852	57	680	3	450	994	13.2	71	発明鋼
E1	854	38	700	2	550	986	16.0	73	発明鋼
F1	897	55	680	3	510	1014	20.4	50	発明鋼
G1	863	86	680	4	350	1006	15.0	55	発明鋼
H1	842	50	670	3	490	1021	13.9	57	発明鋼
I1	867	40	680	2	550	996	14.6	71	発明鋼
J1	827	47	680	3	500	1106	12.5	50	発明鋼
J2	880	80	820	5	480	1096	7.0	50	比較鋼
L1	847	59	680	5	550	1048	14.9	52	発明鋼
M1	857	51	660	3	500	1030	15.1	59	発明鋼
N1	877	97	630	6	490	1006	18.2	53	発明鋼

下線は本発明の範囲外であることを示す。

表４（表３のつづき）

鋼	仕上温度 ℃	冷却速度 ℃／s	空冷開始温度 s	空冷時間 ℃	捲取温度 ℃	引張強さ N／mm²	伸び %	穴拡げ %	備考
01	865	30	720	0.6	580	1051	16.1	53	発明鋼
P1	856	51	680	3	500	1015	14.4	57	発明鋼
P2	900	70	700	5	550	1025	14.3	57	発明鋼
P3	780	30	680	0.6	480	900	14.0	68	比較鋼
Q1	856	51	670	4	550	1022	14.1	57	発明鋼
R1	856	34	700	2	580	1028	13.8	57	発明鋼
S1	856	51	670	4	550	1039	13.3	56	発明鋼
S2	840	25	680	0.6	590	1049	12.7	50	発明鋼
S3	900	36	670	3	650	1079	13.3	25	比較鋼
T1	858	112	680	5	300	1027	14.5	78	発明鋼
T2	900	88	720	6	550	1037	14.3	78	発明鋼
T3	880	33	700	0.6	550	1022	14.1	83	発明鋼
U1	862	76	700	5	480	993	15.6	84	発明鋼
V1	852	50	670	3	500	994	13.2	91	発明鋼
V2	880	47	700	3	550	1004	13.0	90	発明鋼
V3	840	47	680	3	510	989	13.2	91	発明鋼
W1	892	49	700	3	550	998	18.3	80	発明鋼
X1	877	55	670	3	490	1006	18.2	73	発明鋼
Y1	865	45	700	3	550	1051	16.1	73	発明鋼
Z1	858	51	680	3	500	1013	14.5	77	発明鋼
a1	798	31	700	2	550	1162	5.3	51	比較鋼
b1	892	57	720	4	550	912	12.0	75	比較鋼
c1	883	62	670	4	510	916	22.0	44	比較鋼
d1	818	33	740	2	550	900	28.6	26	比較鋼

下線は本発明の範囲外であることを示す。

産業上の利用可能性

以上に詳述したように、本発明によれば引張強度が980N／mm^2以上の高強度であって穴拡げ性、延性が両立する高強度熱延鋼板を経済的に提供することができるので本発明は高い加工性を有する高強度熱延鋼板として好適である。また、本発明の高強度熱延鋼板は車体の軽量化、部品の一体成形化、加工工程の合理化が可能であって、燃費の向上、製造コストの低減を図ることができるものとして工業的価値大なるものである。

請　求　の　範　囲

１．質量％で、

Ｃ：0.01％以上、0.09％以下、

Si：0.05％以上、1.5％以下、

Mn：0.5％以上、3.2％以下、

Al：0.003％以上、1.5％以下、

Ｐ：0.03％以下、

Ｓ：0.005％以下、

Ti：0.10％以上、0.25％以下、

Nb：0.01％以上、0.05％以下、

を含有し、更に、

$0.9 \leqq 48/12 \times C/Ti < 1.7$　　〈１〉

$50227 \times C - 4479 \times Mn > -9860$　　〈２〉

$811 \times C + 135 \times Mn + 602 \times Ti + 794 \times Nb > 465$　　〈３〉

のいずれの式も満たし、かつ残部が鉄および不可避的不純物からなる高強度熱延鋼板であって、強度が980Ｎ／mm^2以上であることを特徴とする穴拡げ性と延性に優れた高強度熱延鋼板。

２．質量％で、

Ｃ：0.01％以上、0.09％以下、

Si：0.05％以上、1.5％以下、

Mn：0.5％以上、3.2％以下、

Al：0.003％以上、1.5％以下、

Ｐ：0.03％以下、

Ｓ：0.005％以下、

Ti：0.10％以上、0.25％以下、

Nb：0.01％以上、0.05％以下、

を含有し、更に、

Mo：0.05%以上、0.40%以下、

V：0.001%以上、0.10%以下、

の1種または2種を含み、更に、

$0.9 \leqq 48/12 \times C/Ti < 1.7$ 〈1〉'

$50227 \times C - 4479 \times (Mn + 0.57 \times Mo + 1.08 \times V) > -9860$ 〈2〉'

$811 \times C + 135 \times (Mn + 0.57 \times Mo + 1.08 \times V) + 602 \times Ti + 794 \times Nb > 465$ 〈3〉'

のいずれの式も満たし、かつ残部が鉄および不可避的不純物からなる高強度熱延鋼板であって、強度が980N／mm^2以上であることを特徴とする穴拡げ性と延性に優れた高強度熱延鋼板。

3．質量%で更に、Ca、Zr、REMの1種または2種以上を0.0005%以上、0.01%以下含有する請求項1または請求項2に記載の穴拡げ性と延性に優れた高強度熱延鋼板。

4．質量%で更に、Mg：0.0005%以上、0.01%以下含有する、請求項1～3のいずれか1項に記載の穴拡げ性と延性に優れた高強度熱延鋼板。

5．質量%で更に、

Cu：0.1%以上、1.5%以下、

Ni：0.1%以上、1.0%以下、

の1種または2種以上を含有する、請求項1～4のいずれか1項に記載の穴拡げ性と延性に優れた高強度熱延鋼板。

6．圧延終了温度をAr_3変態点から950℃として熱間圧延を終了したのち、20℃／sec以上の冷却速度にて650～800℃にまで冷却し、次いで0.5秒以上、15秒以下冷却したのち、更に、20℃／sec以上の冷却速度にて300～600℃に冷却して巻き取ることを特徴とする請求項1～5のいずれか1項に記載の穴拡げ性と延性に優れた高強度熱

延鋼板の製造方法。

Fig.1

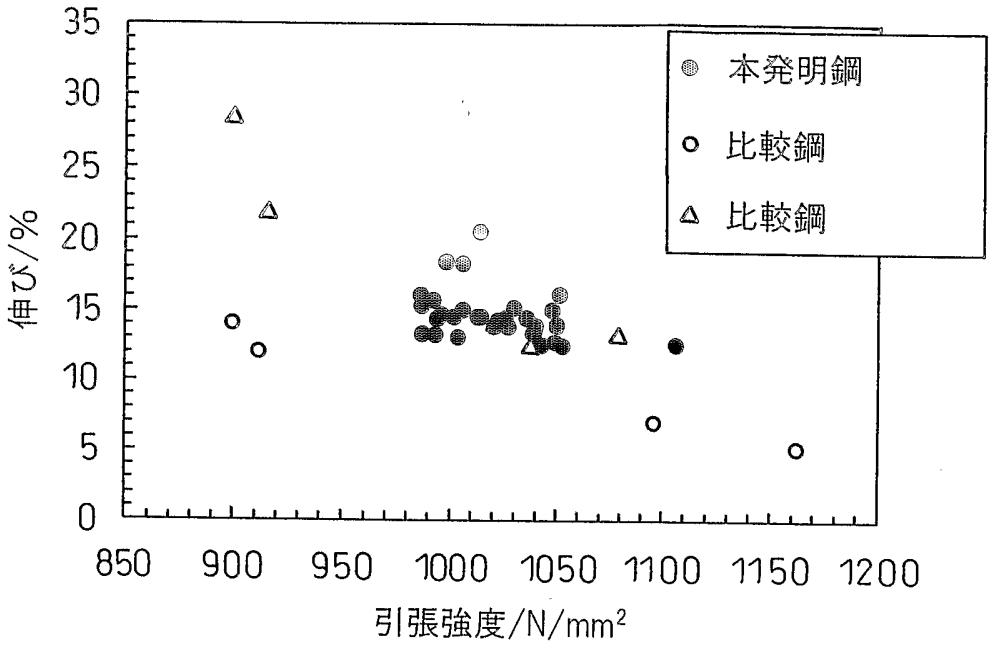
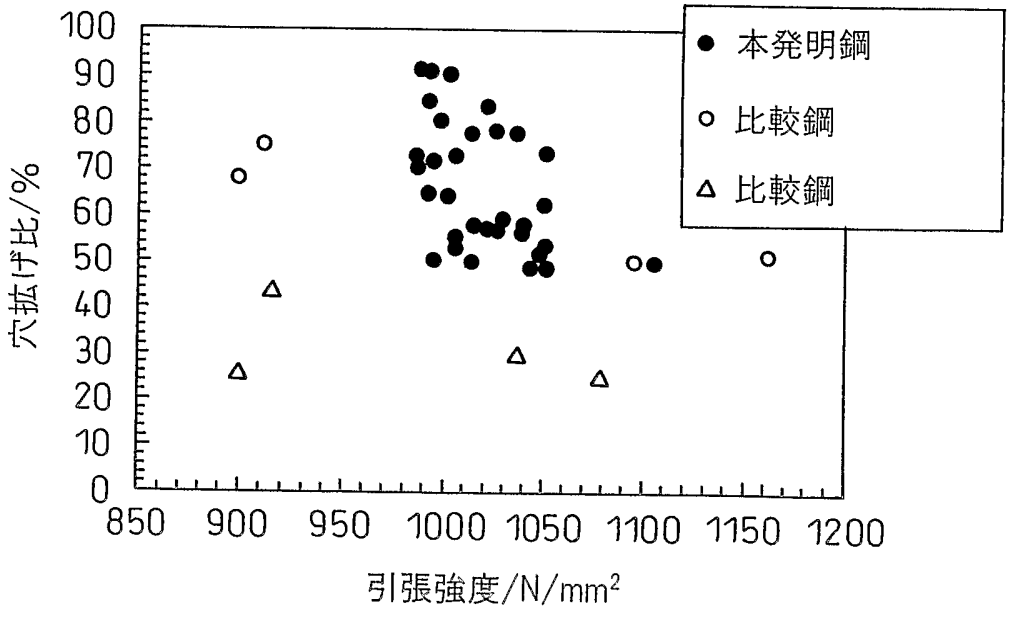

35
30
25
20
15
10
5
0
伸び/%
850
900
950
1000
1050
1100
1150
1200
引張強度/N/mm²
本発明鋼
比較鋼
比較鋼

Fig.2


100
90
80
70
60
50
40
30
20
10
0
穴拡げ比/%
850
900
950
1000
1050
1100
1150
1200
引張強度/N/mm²
本発明鋼
比較鋼
比較鋼

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP03/17058

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
Int.Cl[7] C22C38/00, C21D9/46, C22C38/14, C22C38/16

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)
Int.Cl[7] C22C38/00, C21D9/46, C22C38/14, C22C38/16

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

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2004
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2004	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2004

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	JP 2001-342543 A (Nippon Steel Corp.), 14 December, 2001 (14.12.01), Full text (Family: none)	1-6
A	JP 2000-336455 A (Kawasaki Steel Corp.), 05 December, 2000 (05.12.00), Full text (Family: none)	1-6
A	JP 8-143952 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 04 June, 1996 (04.06.96), Full text (Family: none)	1-6

[X] 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 document 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 24 March, 2004 (24.03.04)	Date of mailing of the international search report 13 April, 2004 (13.04.04)
Name and mailing address of the ISA/ Japanese Patent Office Facsimile No.	Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP03/17058

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	EP 475096 A1 (KAWASAKI STEEL CORP.), 18 March, 1992 (18.03.92), Full text & US 5582658 A & WO 92/16669 A1 & JP 3299287 B2	1-6
A	JP 7-68601 B2 (Kobe Steel, Ltd.), 26 July, 1995 (26.07.95), Full text (Family: none)	1-6
A	JP 7-316736 A (Nippon Steel Corp.), 05 December, 1995 (05.12.95), Full text (Family: none)	1-6
E,A	JP 2003-342684 A (Nippon Steel Corp.), 03 December, 2003 (03.12.03), Full text (Family: none)	1-6

国際調査報告	国際出願番号　PCT／JP03／17058

A.　発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC））

Int. Cl⁷ C22C 38／00, C21D 9／46, C22C 38／14, C22C 38／16

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. Cl⁷ C22C 38／00, C21D 9／46, C22C 38／14, C22C 38／16

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　1971－2004年
日本国登録実用新案公報　1994－2004年
日本国実用新案登録公報　1996－2004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）

WPI

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	関連する請求の範囲の番号
X	JP　2001－342543　A（新日本製鐵株式会社） 2001．12．14，全文（ファミリーなし）	1-6
A	JP　2000－336455　A（川崎製鉄株式会社） 2000．12．05，全文（ファミリーなし）	1-6
A	JP　8－143952　A（住友金属工業株式会社） 1996．06．04，全文（ファミリーなし）	1-6

☒ 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	国際調査報告の発送日
24．03．2004	13.4.2004

国際調査機関の名称及びあて先	特許庁審査官（権限のある職員）	4K	3237
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	鈴木　毅		
	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	関連する請求の範囲の番号
Ａ	ＥＰ　４７５０９６　Ａ１（KAWASAKI STEEL CORPORATION） １９９２．０３．１８，全文 ＆　ＵＳ　５５８２６５８　Ａ ＆　ＷＯ　９２／１６６６９　Ａ１ ＆　ＪＰ　３２９９２８７　Ｂ２	1-6
Ａ	ＪＰ　７－６８６０１　Ｂ２（株式会社神戸製鋼所） １９９５．０７．２６，全文（ファミリーなし）	1-6
Ａ	ＪＰ　７－３１６７３６　Ａ（新日本製鐵株式会社） １９９５．１２．０５，全文（ファミリーなし）	1-6
ＥＡ	ＪＰ　２００３－３４２６８４　Ａ（新日本製鐵株式会社） ２００３．１２．０３，全文（ファミリーなし）	1-6