

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局



(43) 国際公開日
2010 年 9 月 30 日(30.09.2010)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2010/109702 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/14 (2006.01) C21D 9/46 (2006.01)
C22C 38/58 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2009/067172
- (22) 国際出願日: 2009 年 10 月 1 日(01.10.2009)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願 2009-079775 2009 年 3 月 27 日(27.03.2009) JP
- (71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 株式会社神戸製鋼所 (KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO) [JP/JP]; 〒6518585 兵庫県神戸市中央区脇浜町二丁目 1 0 番 2 6 号 Hyogo (JP).
- (72) 発明者; および
(75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 畠 英雄 (HATA Hideo). 村上 俊夫 (MURAKAMI Toshio). 伊庭野 朗 (IBANO Akira). 湯瀬 文雄 (YUSE Fumio). 衣笠 潤一郎 (KINUGASA Junichiro).
- (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, RO, RS, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LS, MW, MZ, NA, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).
- 添付公開書類:
一 国際調査報告 (条約第 21 条(3))
- (74) 代理人: 小栗 昌平, 外 (OGURI Shohei et al.); 〒1050003 東京都港区西新橋一丁目 7 番 1 3 号 栄光特許事務所 Tokyo (JP).

(54) Title: COLD-ROLLED STEEL SHEET

(54) 発明の名称: 冷延鋼板

(57) Abstract: Disclosed is a high-strength cold-rolled steel sheet which has improved stretch-flange formability while keeping excellent hydrogen embrittlement resistance. The cold-rolled steel sheet comprises 0.03 to 0.30% by mass of C, 3.0% by mass or less (including 0% by mass) of Si, more than 0.1% by mass and not more than 2.8% by mass of Mn, 0.1% by mass or less of P, 0.005% by mass or less of S, 0.01% by mass or less of N, and 0.01 to 0.50% by mass of Al. The cold-rolled steel sheet additionally comprises V in an amount of 0.001 to 1.00% by mass or one or more elements selected from Nb, Ti and Zr in the total amount of 0.01% by mass or more, with the remainder being made up by iron and unavoidable impurities, wherein the contents of one or more elements selected from Nb, Ti and Zr fulfils the requirement represented by the following formula: $[\%C] - [\%Nb]/92.9 \times 12 - [\%Ti]/47.9 \times 12 - [\%Zr]/91.2 \times 12 > 0.03$. In the cold-rolled steel sheet, the area ratio of tempered martensite is 50% or more (including 100%), and ferrite makes up the remainder. In the cold-rolled steel sheet, the distribution of precipitates in the tempered martensite is as follows: the number of precipitates each having a circle-equivalent diameter of 1 to 10 nm is 20 particles or more per $1 \mu m^2$ of the tempered martensite and the number of precipitates each containing V or at least one element selected from Nb, Ti and Zr and each having a circle-equivalent diameter of 20 nm or more is 10 particles or less per $1 \mu m^2$ of the tempered martensite.

(57) 要約: 本発明は、優れた耐水素脆化特性を確保しつつ、伸びフランジ性をも高めた高強度冷延鋼板を提供する。本発明の冷延鋼板は、C: 0.03~0.30質量%、Si: 3.0質量%以下 (0質量%を含む)、Mn: 0.1質量%超、2.8質量%以下、P: 0.1質量%以下、S: 0.005質量%以下、N: 0.01質量%以下、およびAl: 0.01~0.50質量%を含む。本発明の冷延鋼板は、V: 0.001~1.00質量%を含むか、または、Nb、TiおよびZrの1種以上を、合わせて0.01質量%以上、 $[\%C] - [\%Nb]/92.9 \times 12 - [\%Ti]/47.9 \times 12 - [\%Zr]/91.2 \times 12 > 0.03$ を満足するように含み、残部が鉄および不可避免的不純物からなる成分組成を有する。本発明の冷延鋼板は、焼戻しマルテンサイトを面積率で50%以上 (100%を含む) を含み、残部がフェライトからなる。また、本発明の冷延鋼板では、焼戻しマルテンサイト中における析出物の分布状態は、円相当直径1~10nmの析出物が焼戻しマルテンサイト $1 \mu m^2$ 当たり20個以上であり、Vを含むか、またはNb、TiおよびZrの1種以上を含む円相当直径20nm以上の析出物が焼戻しマルテンサイト $1 \mu m^2$ 当たり10個以下であることを特徴とする。

WO 2010/109702 A1

明 細 書

発明の名称： 冷延鋼板

技術分野

[0001] 本発明は、自動車部品などに適する冷延鋼板に関するものであって、特に、耐水素脆化特性および加工性に優れた高強度冷延鋼板に関する。

背景技術

[0002] 例えば自動車の骨格部品などに使用される冷延鋼板には、衝突安全性や車体軽量化による燃費軽減を両立させるために980MPa以上の高強度が求められる。それと同時に、このような冷延鋼板には、形状の複雑な骨格部品に加工するために優れた成形加工性も要求される。

[0003] 従来、ボルト、PC鋼線やラインパイプ等の用途に多く用いられる高強度鋼では、引張強度が980MPa以上になると、鋼中への水素の侵入により、水素脆化（酸洗脆性、めっき脆性、遅れ破壊など）が発生することが広く知られている。遅れ破壊は、高強度鋼において、腐食環境または雰囲気から発生した水素が、転位、空孔、粒界などの欠陥部へ拡散して材料を脆化させ、応力が付与された状態で破壊を生じる現象のことであり、金属材料の延性や靱性が低下する等の弊害をもたらす。耐水素脆化特性を向上させる技術のほとんどは、ボルト等に用いられる鋼材を対象とするものである。例えば非特許文献1には、金属組織を焼戻しマルテンサイト主体とし、焼戻し軟化抵抗性を示す元素（Cr、Mo、V等）を添加すれば、耐遅れ破壊性の向上に有効であると記載されている。これは、合金炭化物を析出させて水素のトラップサイトとして活用することにより、遅れ破壊形態を粒界から粒内破壊へ移行させ破壊を抑制する技術である。ところがこれらの知見は中炭素鋼に適用するためのものであり、溶接性や加工性が必要な低炭素含有量の薄鋼板にそのまま活用することができない。

[0004] そこで、本出願人は、炭素量C：0.25超～0.60質量%を満たし、残部が鉄及び不可避不純物からなる、耐水素脆化特性に優れた超高強度薄

鋼板を開発した（特許文献１）。この超高強度薄鋼板は、加工率３％の引張加工後の金属組織が、全組織に対する面積率で、残留オーステナイト組織：１％以上、ベイニティックフェライト及びマルテンサイト：合計で８０％以上、上記残留オーステナイト結晶粒の平均軸比（長軸／短軸）：５以上を満たすことを特徴とする。

- [0005] 上記薄鋼板は、優れた強度と伸びと耐水素脆化特性を示す。しかしながら、上記薄鋼板においても、残留オーステナイトが破壊の起点となり該伸びフランジ性を低下させる要因となるため、近年、ますます重要視されつつある伸びフランジ性については要望レベル（少なくとも７０％、望ましくは９０％）を確実に達成することが難しかった。

先行技術文献

特許文献

- [0006] 特許文献１：日本国公開特許公報：２００６－２０７０１９

非特許文献

- [0007] 非特許文献１：日本鉄鋼協会、遅れ破壊解明の新展開、１９９７年１月、p. １１１～１２０

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0008] そこで本発明の目的は、優れた耐水素脆化特性を確保しつつ、伸びフランジ性をも高めた高強度冷延鋼板を提供することである。

課題を解決するための手段

- [0009] 本願発明に係る冷延鋼板は、C：０．０３～０．３０質量％、Si：３．０質量％以下（０質量％を含む）、Mn：０．１質量％超、２．８質量％以下、P：０．１質量％以下、S：０．００５質量％以下、N：０．０１質量％以下、およびAl：０．０１～０．５０質量％、を含むとともに、V：０．００１～１．００質量％を含むか、または、下記式１を満足するようにNb、TiおよびZrの１種以上を合わせて０．０１質量％以上含み、残部が

鉄および不可避免的不純物からなる冷延鋼板であって、焼戻しマルテンサイトを面積率で50%以上（100%を含む）を含み、残部がフェライトからなる組織を有し、円相当直径1～10nmの析出物が、前記焼戻しマルテンサイト1 μm^2 当たり20個以上であり、Vを含むか、または、Nb、TiおよびZrの1種以上を含む、円相当直径20nm以上の析出物が、前記焼戻しマルテンサイト1 μm^2 当たり10個以下であることを特徴とする。

$$[\%C] - [\%Nb] / 92.9 \times 12 - [\%Ti] / 47.9 \times 12 - [\%Zr] / 91.2 \times 12 > 0.03 \dots\dots (式1)$$

（ただし、[%C]、[%Nb]、[%Ti]、[%Zr]はそれぞれ、C、Nb、Ti、Zrの含有量（質量%）を意味する）

- [0010] 本願発明に係る冷延鋼板においては、前記式1を満足するようにNb、TiおよびZrの1種以上を合わせて0.01質量%以上含み、結晶方位差が15°以上の大角粒界で囲まれたフェライトの平均粒径が5 μm 以下であることが好ましい。また、V：0.001～0.20質量%を含み、Vを含む円相当直径20nm以上の析出物が、前記焼戻しマルテンサイト1 μm^2 当たり10個以下であることが好ましい。
- [0011] 本願発明に係る冷延鋼板においては、Cr：0.01～1.0質量%、Mo：0.01～1.0質量%、Cu：0.05～1.0質量%、およびNi：0.05～1.0質量%、の1種以上を含むことが好ましい。
- [0012] 本願発明に係る冷延鋼板においては、B：0.0001～0.0050質量%を含むことが好ましい。
- [0013] 本願発明に係る冷延鋼板においては、Ca：0.0005～0.01質量%、Mg：0.0005～0.01質量%、およびREM：0.0004～0.01質量%、の1種以上を含むことが好ましい。
- [0014] 本願発明に係る冷延鋼板においては、円相当直径0.02 μm 以上0.1 μm 未満のセメンタイト粒子が、前記焼戻しマルテンサイト1 μm^2 当たり10個以上であり、円相当直径0.1 μm 以上のセメンタイト粒子が、前記焼戻しマルテンサイト1 μm^2 当たり3個以下であることが好ましい。

[0015] 本願発明に係る冷延鋼板においては、全組織中の転位密度が $1 \times 10^{15} \sim 1 \times 10^{16} \text{m}^{-2}$ であり、かつ、下記式 2 で定義される S_i 等量が下記式 3 を満足することが好ましい。

$$[S_i \text{ 等量}] = [\%S_i] + 0.36 [\%Mn] + 7.56 [\%P] + 0.15 [\%Mo] + 0.36 [\%Cr] + 0.43 [\%Cu] \dots \dots \dots$$

(式 2)

$$[S_i \text{ 等量}] \geq 4.0 - 5.3 \times 10^{-8} \sqrt{[\text{転位密度}]} \dots \dots \dots$$

(式 3)

発明の効果

[0016] 本発明によれば、焼戻しマルテンサイト単相組織またはフェライトと焼戻しマルテンサイトからなる二相組織において、焼戻しマルテンサイトの面積率を適正に制御するとともに、Vを含むか、またはNb、TiおよびZrの1種以上を含む、焼戻しマルテンサイト中に析出した析出物の分布状態を適正に制御する。これにより、耐水素脆化特性を確保しつつ伸びフランジ性をも改善することが可能となり、耐水素脆化特性と伸びフランジ性にともに優れる高強度薄鋼板を提供できるようになった。

発明を実施するための形態

[0017] 本発明者らは、焼戻しマルテンサイト（以下、単に「マルテンサイト」ということあり）単相、またはフェライトと焼戻しマルテンサイトからなる二相組織を有する高強度鋼板に着目した。そして本発明者らは、これに、合金元素としてVを添加するか、または、Nb、TiおよびZrの1種以上を添加することにより、水素のトラップサイトとして強く働くVの炭化物および炭窒化物、またはNb、Ti、Zrの炭化物および炭窒化物をサイズを適正にしてマルテンサイト中に導入することによって、耐水素脆化特性を確保しつつ伸びフランジ性を改善できると考えた。そして本発明者らは、耐水素脆化特性および伸びフランジ性に及ぼす各種要因の影響を調査するなど鋭意検討を行ってきた。なお、以下では、Vの炭化物および炭窒化物、Nb、Ti、Zrの炭化物および炭窒化物を総称して「V等含有析出物」ということが

ある。

本発明者らは、その結果、フェライトの割合を少なくすることに加え、V等含有析出物を微細化することで、耐水素脆化特性を確保しつつ、伸びフランジ性を向上できることを見出し、該知見に基づいて本発明を完成するに至った。

[0018] 〔本発明鋼板の組織〕

以下、まず本発明鋼板を特徴づける組織について説明する。

上述したとおり、本発明鋼板は、焼戻しマルテンサイト単相、または二相組織（フェライト＋焼戻しマルテンサイト）をベースとするものであるが、特に、焼戻しマルテンサイト中のV等含有析出物の分布状態が制御されている点を特徴とする。

[0019] <焼戻しマルテンサイト：面積率で50%以上（100%を含む）>

焼戻しマルテンサイト主体の組織にすることによって、フェライトと焼戻しマルテンサイトの界面での破壊を防止することができ、伸びフランジ性を確保できる。

[0020] 上記作用を有効に発揮させるには、焼戻しマルテンサイトは、面積率で50%以上、好ましくは60%以上、さらに好ましくは70%以上（100%を含む）とする。なお、残部はフェライトである。

[0021] <円相当直径1～10nmの析出物：焼戻しマルテンサイト1 μm^2 当たり20個以上>

水素のトラップサイトとして有効に作用する微細なV等含有析出物を組織中に適切に分散させると、耐水素脆化特性を向上させ、加工後の耐遅れ破壊性を確保することができる。つまり、特に比表面積の大きい微細なV含有析出物を多量に分散させると、水素のトラップサイトを増加させることができ、V等含有析出物を微細にすると、母相に対してV等含有析出物の周囲に整合ひずみ場を付与する。これにより、ひずみ場に集まりやすい水素に対するトラップサイトとしての能力を高めることができ、耐水素脆化特性が改善される。なお、この粒径範囲（円相当直径1～10nm）では、V、Nb、T

i、Zrのいずれも含まない析出物はほとんど存在しないので、本規定では、下記円相当直径20nm以上の析出物の場合のように限定せずに、すべての析出物を対象とした。

[0022] 上記作用を有効に発揮させるには、円相当直径1～10nmの微細な析出物は、焼戻しマルテンサイト1 μm^2 当たり20個以上、好ましくは50個以上、さらに好ましくは100個以上である。上記微細な析出物のサイズ（円相当直径）の好ましい範囲は1～8nm、さらに好ましい範囲は1～6nmである。

[0023] なお、上記微細な析出物の円相当直径の下限を1nmとしたのは、これより微細な析出物では水素のトラップサイトとしての効果が小さくなるためである。

[0024] <Vを含むか、または、Nb、TiおよびZrの1種以上を含む、円相当直径20nm以上の析出物：焼戻しマルテンサイト1 μm^2 当たり10個以下>
VCなどのVを含む析出物、またはNbC、TiC、ZrCなどのNbやTiやZrを含む析出物は、母相に比べて剛性および臨界せん断応力が非常に高いため、析出物の周囲が変形しても析出物自体は変形しにくい。そのため、これらの析出物が20nm以上のサイズになると、母相と析出物との界面に大きなひずみが生じ、破壊が発生するようになる。このため、20nm以上の粗大な析出物が多量に存在すると伸びフランジ性が劣化する。したがって、粗大なV等含有析出物の存在密度を制限することにより、伸びフランジ性を改善することができる。

[0025] 上記作用を有効に発揮させるには、円相当直径20nm以上の粗大なV等含有析出物が、焼戻しマルテンサイト1 μm^2 当たり10個以下、好ましくは5個以下、さらに好ましくは3個以下に制限される。

[0026] 本発明鋼板の組織は上記規定を満足させることを必須とする。さらに、Nb、TiおよびZrの1種以上を含有する場合には、この必須組織規定に加えて、さらに下記の組織規定をも満足させることが推奨される。

<結晶方位差が15°以上の大角粒界で囲まれたフェライトの平均粒径：5

μm 以下>

有効フェライトを微細化することにより、マルテンサイトとの界面で疲労亀裂が発生しても亀裂がフェライト粒内に伝播しにくくなる。これにより、伸びフランジ性を改善することができる。

上記作用を有効に発揮させるためには、結晶方位差が 15° 以上の大角粒界で囲まれたフェライトの平均粒径を $5\mu\text{m}$ 以下、好ましくは $10\mu\text{m}$ 以下に制限する。

また、Nb、TiおよびZrの1種以上を含有すると共に、Vも同時に含有する場合には、Vの含有量は $0.001\sim 0.20$ 質量%であることが推奨される。

Vは、NbやTiやZrと同様、微細な炭化物および炭窒化物として鋼中に存在することにより水素のトラップサイトとして働くため、耐水素脆化特性の向上にも寄与する元素である。Vの添加量が 0.001 質量%未満では、耐水素脆化特性の改善効果が十分に得られない。一方、NbやTiやZrを含有する場合に、Vの添加量が 0.20 質量%を超えると、焼鈍の際の加熱時に鋼中に未固溶でVが存在するようになる。これにより、粗大に成長するV炭化物またはV炭窒化物が増加するため、伸びフランジ性が劣化する。Nb、TiおよびZrの1種以上を含有する場合のV含有量の範囲は、さらに好ましくは 0.01 質量%以上 0.15 質量%未満、特に好ましくは 0.02 質量%以上 0.12 質量%未満である。

[0027] 本発明鋼板の組織は、上記必須組織規定に加えて、下記推奨組織規定（a）または（b）をも満足させることが好ましい。

[0028] <（a）円相当直径 $0.02\mu\text{m}$ 以上 $0.1\mu\text{m}$ 未満のセメンタイト粒子：焼戻しマルテンサイト $1\mu\text{m}^2$ 当たり10個以上、円相当直径 $0.1\mu\text{m}$ 以上のセメンタイト粒子：焼戻しマルテンサイト $1\mu\text{m}^2$ 当たり3個以下>

上記V等含有析出物の分散状態の制御に加えて、焼戻しの際にマルテンサイト中に析出するセメンタイト粒子のサイズと存在数を制御することにより、伸びと伸びフランジ性をともに向上させることができる。つまり、マルテ

ンサイト中に適度に微細なセメンタイトの粒子を多量に分散させて、転位の増殖源として働かせることにより加工硬化指数を大きくし、伸びの向上に寄与させつつ、伸びフランジ変形時において破壊の起点となる粗大なセメンタイト粒子の数を減少させることにより、伸びフランジ性をさらに改善することができる。

[0029] 上記作用を有効に発揮させるには、円相当直径 $0.02\mu\text{m}$ 以上 $0.1\mu\text{m}$ 未満の適度に微細なセメンタイト粒子は、焼戻しマルテンサイト $1\mu\text{m}^2$ 当たり10個以上、さらに15個以上、特に20個以上とするとよい。これに対し、円相当直径 $0.1\mu\text{m}$ 以上の粗大なセメンタイト粒子は、焼戻しマルテンサイト $1\mu\text{m}^2$ 当たり3個以下、さらに2.5個以下、特に2個以下に制限するのが推奨される。

[0030] なお、上記適度に微細なセメンタイト粒子の円相当直径の下限が $0.02\mu\text{m}$ であるのは、これより微細なセメンタイト粒子は、マルテンサイトの結晶構造に十分な歪みを与えられず、転位の増殖源としてはほとんど寄与しないと考えられるためである。

[0031] $\langle (b) \text{ 全組織中の転位密度} : 1 \times 10^{15} \sim 1 \times 10^{16} \text{m}^{-2}、[\text{Si 当量}] \geq 4.0 - 5.3 \times 10^{-8} \sqrt{[\text{転位密度}]} \rangle$

上記V等含有析出物の分散状態の制御に加えて、全組織中に導入される転位密度を制御することによって、伸びを確保することができる。これと同時に、近年重要視されるようになってきた衝突安全性を評価する上で重要な、降伏強度をも確保することができる。すなわち、上記成分組成を有するC-Si-Mn系の低合金鋼において、焼戻し温度が 400°C を超えるマルテンサイト主体の組織の降伏強度は、4つの強化機構（固溶強化、析出強化、微細化強化、転位強化）のなかでも特に転位強化に強く依存する。このため、要望レベルである 900MPa 以上の降伏強度を確保するには、全組織中の転位密度を $1 \times 10^{15} \text{m}^{-2}$ 以上確保する必要があることがわかった。

[0032] 一方、伸びは、変形初期の転位密度に強い負の相関をもつ。このため、10%以上の伸びを確保するには、転位密度を $1 \times 10^{16} \text{m}^{-2}$ 以下に制限する

必要があることがわかった。

[0033] よって、全組織中の転位密度は $1 \times 10^{15} \sim 1 \times 10^{16} \text{ m}^{-2}$ であるのが推奨される。

[0034] そして、上述のとおり、10%以上の伸びを確保するためには、全組織中に導入できる転位密度に上限が存在する。そこで、さらに検討を行った結果、900 MPa以上の降伏強度を確実に得るためには、転位強化の次に降伏強度に寄与する固溶強化を活用する必要があることがわかった。

[0035] まず、上記900 MPa以上の降伏強度を確実に得るために必要な固溶強化量を表す指標として、式2に示すS i等量を導入した。このS i等量は、固溶強化作用を示す代表的な元素であるS iを基準にして、S i以外の各元素の固溶強化作用（藤田利夫ほか訳：鉄鋼材料の設計と理論、丸善、（1981）、p. 8参照）をS i濃度に換算して定式化したものである。

[0036]
$$[\text{S i 等量}] = [\% \text{S i}] + 0.36 [\% \text{Mn}] + 7.56 [\% \text{P}] + 0.15 [\% \text{Mo}] + 0.36 [\% \text{Cr}] + 0.43 [\% \text{Cu}] \dots \dots \dots$$

（式2）

[0037] 次に、転位強化による降伏強度の上昇量 $\Delta \sigma$ は、Bailey-Hirschの式から転位密度 ρ の関数として、 $\Delta \sigma \propto \sqrt{\rho}$ で表される（中島孝一ほか：「材料とプロセス」、Vol. 17、2004年、p. 396-399参照）。そして、上記固溶強化による降伏強度の上昇効果と上記転位強化による降伏強度の上昇効果との定量的な関係を実験的に検証した結果、下記式3を満足させることにより、900 MPa以上の降伏強度が確実に得られることがわかった。

[0038]
$$[\text{S i 等量}] \geq 4.0 - 5.3 \times 10^{-8} \sqrt{[\text{転位密度}]} \dots \dots \dots$$

（式3）

[0039] 以下、焼戻しマルテンサイトの面積率、析出物のサイズおよびその存在数、有効フェライトのサイズ、セメンタイト粒子のサイズおよびその存在数、ならびに、転位密度の各測定方法について説明する。

[0040] [マルテンサイトの面積率の測定方法]

まず、各供試鋼板を鏡面研磨し、3%ナイトール液で腐食して金属組織を顕出させた後、概略 $40\mu\text{m} \times 30\mu\text{m}$ 領域の5視野について、倍率2000倍の走査型電子顕微鏡（SEM）像を観察した。そして、画像解析によってセメンタイトを含まない領域をフェライトとし、残りの領域をマルテンサイトとして、各領域の面積比率よりマルテンサイトの面積率を算出した。

[0041] [析出物のサイズおよびその存在数の測定方法]

析出物のサイズおよびその存在数を測定するため、まず、薄膜法、または、抽出レプリカ法にて薄膜サンプルを作成した。そして、電界放射型透過型電子顕微鏡（FE-TEM）を用いて100000倍から300000倍で、このサンプルの $2\mu\text{m}^2$ 以上の領域を観察し、画像のコントラストから黒っぽい部分を析出物としてマーキングした。そして、画像解析ソフトにて、前記マーキングした各析出物の面積から円相当直径を算出するとともに、単位面積あたりに存在する所定サイズの析出物の個数を求めた。

[0042] ただし、20nm以上の析出物については、FE-TEMに付随のEDXまたはEELSを用いて、析出物中にV、Nb、Ti、Zrが存在していることを確認したものだけをカウントした。

[0043] [セメンタイト粒子のサイズおよびその存在数の測定方法]

セメンタイト粒子のサイズおよびその存在数を測定するため、まず、各供試鋼板を鏡面研磨し、ピクラールで腐食して金属組織を顕出させた。その後、マルテンサイト内部の領域を解析できるよう、 $100\mu\text{m}^2$ 領域の視野について倍率10000倍の走査型電子顕微鏡（SEM）像を観察し、画像のコントラストから白い部分をセメンタイト粒子と判別してマーキングした。そして、画像解析ソフトにて、前記マーキングした各セメンタイト粒子の面積から円相当直径を算出するとともに、単位面積あたりに存在する所定のサイズのセメンタイト粒子の個数を求めた。

[0044] [転位密度の測定方法]

また、転位密度を測定するため、まず、板厚の1/4深さ位置を測定できるよう試料を調整した後、標準試料としてSi粉末を試料表面に塗布した。

そして、これをX線回折装置（理学電機製、RAD-RU300）に掛け、X線回折プロファイルを採取した。そして、このX線回折プロファイルを元に、中島孝一ほかが提案した解析法にしたがって転位密度を算出した（中島孝一ほか：「材料とプロセス」、Vol. 17、2004年、p. 396-399参照）。

[0045] [有効フェライトのサイズの測定方法]

結晶方位差が 15° 以上の大角粒界の方位は、 $10000\mu\text{m}^2$ の数視野を1万倍のTEM（透過型電子顕微鏡）にて、電子線後方散乱回折（EBSD）法で測定した。そして、結晶方位差（フェライトの粒界の方位差角）が 15° 以上の大角粒界で囲まれたフェライトを有効フェライトとした。有効フェライトの平均粒径は、5000倍のSEM（走査型電子顕微鏡：JEOL社製JSM-5410）に、TSL社製OIM（商標）を用いて、隣接した結晶粒と15度以上の方位差がある粒界を測定し、切片法を用いて測定した（日本国公開特許公報：2005-133155、段落[0021] - [0022] 参照）。

[0046] 次に、本発明鋼板を構成する成分組成について説明する。

[0047] [C：0.03～0.30質量%]

Cは、マルテンサイトの面積率に影響し、強度および伸びフランジ性に影響する重要な元素である。また、Cは、VやNb、Ti、Zrと結合することで、V等含有析出物を形成する。従って、V含有量またはNb、Ti、Zrの含有量とC含有量のバランスが変化すると、熱処理中のV等含有析出物の析出、消失、粗大化の挙動に影響し、水素脆化特性および伸びフランジ性に影響する。C含有量が0.03質量%未満ではマルテンサイトの面積率が不足するため強度を確保できない。一方、C含有量が0.30質量%超では焼鈍の際の加熱時にV等含有析出物が安定になりすぎるため微細な析出物が得られなくなり、水素脆化特性を確保できない。C含有量の下限は、好ましくは0.05質量%、より好ましくは0.07質量%、さらに好ましくは0.08質量%である。C含有量の上限は、好ましくは0.25質量%、さら

に好ましくは0.20質量%である。

[0048] [Si : 3.0質量%以下 (0質量%を含む)]

Siは、固溶強化元素として、伸びを劣化させずに高強度化できる有用な元素である。Si含有量が3.0質量%超では、加熱時におけるオーステナイトの形成を阻害するため、マルテンサイトの面積率を確保できず、伸びフランジ性を確保できない。Si含有量の範囲は、好ましくは2.5質量%以下、より好ましくは2.0質量%以下、さらに好ましくは1.8質量%以下、特に好ましくは1.5質量%以下 (0質量%を含む) である。

[0049] [Mn : 0.1質量%超、2.8質量%以下]

Mnは、焼入れ性を高め、焼鈍の際の加熱後の急速冷却時にマルテンサイト面積率を確保することで、強度と伸びフランジ性を高める効果を有する有用な元素である。Mn含有量が0.1質量%以下では、焼入れのための急速冷却時にベイナイトが形成され、マルテンサイト面積率が不足するため、強度と伸びフランジ性が確保できない。一方、Mn含有量が2.8質量%超であると、焼入れ時 (焼鈍加熱後の冷却時) にオーステナイトが残存し、伸びフランジ性を低下させる。Mn含有量の範囲は、好ましくは0.30~2.5質量%、さらに好ましくは0.50~2.2質量%である。

[0050] [P : 0.1質量%以下]

Pは不純物元素として不可避免的に存在し、固溶強化により強度の上昇に寄与する。しかしながら、Pは旧オーステナイト粒界に偏析し、粒界を脆化させることで伸びフランジ性を劣化させるので、0.1質量%以下とする。P含有量は、好ましくは0.05質量%以下、さらに好ましくは0.03質量%以下である。

[0051] [S : 0.005質量%以下]

Sも不純物元素として不可避免的に存在し、MnS介在物を形成することにより穴抜け時に亀裂の起点となることで伸びフランジ性を低下させるので、0.005質量%以下とする。S含有量は、より好ましくは0.003質量%以下である。

[0052] [N : 0. 0 1 質量%以下]

Nも不純物元素として不可避免的に存在し、ひずみ時効により伸びと伸びフランジ性を低下させる。このため、N含有量は低い方が好ましく、0. 0 1 質量%以下とする。

[0053] [Al : 0. 0 1 ~ 0. 5 0 質量%]

Alは、Nと結合してAlNを形成し、歪時効の発生に寄与する固溶Nを低減させることで伸びフランジ性の劣化を防止するとともに、固溶強化により強度向上に寄与する。Al含有量が0. 0 1 質量%未満では、鋼中に固溶Nが残存するため、ひずみ時効が起こり、伸びと伸びフランジ性を確保できない。一方、Al含有量が0. 5 0 質量%超では、加熱時におけるオーステナイトの形成を阻害するため、マルテンサイトの面積率を確保できず、伸びフランジ性を確保できなくなる。

[0054] [V : 0. 0 0 1 ~ 1. 0 0 質量%を含むか、または

Nb、TiおよびZrの1種以上を合わせて0. 0 1 質量%以上、 $[\%C] - [\%Nb] / 92. 9 \times 12 - [\%Ti] / 47. 9 \times 12 - [\%Zr] / 91. 2 \times 12 > 0. 03$ を満足するように含む]

(V : 0. 0 0 1 ~ 1. 0 0 質量%)

Vは、大気中で生成するさびの中でも熱力学的に安定し保護性があるといわれる酸化鉄 $\alpha\text{-FeOOH}$ の生成を促進させるとともに、微細な炭化物および炭窒化物として鋼中に存在することにより水素のトラップサイトとして働く。これらのことから、Vは耐水素脆化特性向上のための重要な元素である。V含有量が0. 0 0 1 質量%未満では、耐水素脆化特性の改善効果が十分に得られない。一方、V含有量が1. 0 0 質量%超では、焼鈍の際の加熱時に鋼中に未固溶で存在し、粗大に成長するV炭化物またはV炭窒化物が増加するため伸びフランジ性が劣化する。V含有量の範囲は、好ましくは0. 0 1 質量%以上0. 5 0 質量%未満、さらに好ましくは0. 0 2 質量%以上0. 3 0 質量%未満である。

なお、前記したとおり、Nb、TiおよびZrの1種以上を含有すると共

に、Vも同時に含有する場合には、Vの含有量は0.001～0.20質量%であることが推奨される。

[0055] (Nb、TiおよびZrの1種以上：合わせて0.01質量%以上、かつ、 $[\%C] - [\%Nb] / 92.9 \times 12 - [\%Ti] / 47.9 \times 12 - [\%Zr] / 91.2 \times 12 > 0.03$)

Nb、TiおよびZrは、微細な炭化物および炭窒化物として鋼中に存在することにより水素のトラップサイトとして働くことから、耐水素脆化特性向上のための重要な元素である。また、これらの元素は、焼鈍の際の加熱時に微細な炭化物・炭窒化物としてオーステナイトの成長をピン止めする粒子として作用することにより、有効フェライトの微細化に寄与する。NbとTiとZrの合計含有量が0.01質量%未満では、耐水素脆化特性の改善効果が十分に得られない。一方、 $[\%C] - [\%Nb] / 92.9 \times 12 - [\%Ti] / 47.9 \times 12 - [\%Zr] / 91.2 \times 12 \leq 0.03$ では、焼鈍の際の加熱時にオーステナイト中に溶け込む炭素量が不足し、十分なマルテンサイト硬さが得られなくなる。NbとTiとZrの合計含有量の範囲は、好ましくは0.02質量%以上0.10質量%未満、さらに好ましくは0.03質量%以上0.10質量%未満である。

[0056] 本発明の鋼は上記成分を基本的に含有し、残部が実質的に鉄および不純物であるが、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。

[0057] [Cr：0.01～1.0質量%、
Mo：0.01～1.0質量%、
Cu：0.05～1.0質量%、および
Ni：0.05～1.0質量%
の1種以上]

これらの元素は、焼入れ性を高めてマルテンサイト面積率の確保に寄与することで、強度と伸びフランジ性を高めるのに有用である。これらの元素のうち、CrとMoは、焼き戻し時に水素のトラップサイトとなりうる合金炭

化物および炭窒化物を形成する。CuとNiは、Vと同様、 $\alpha\text{-FeOOH}$ の生成を促進させる。これらのことはいずれも耐水素脆化特性をも改善する効果を有する。各元素の添加量が上記各下限値未満では、上記のような作用を有効に発揮できない。一方、Cr、Mo、Cuの各添加量が1.0質量%を超えるとマルテンサイトの硬さが高くなりすぎる。また、Niの添加量が1.0質量%を超えると焼入れ時にオーステナイトが残存する。これらにより、伸びフランジ性が低下してしまう。

[0058] [B : 0.0001~0.0050質量%]

Bは、鋼中に固溶状態でオーステナイト粒界に存在することで、焼入れ性を高め、マルテンサイト面積率を高めるのに有用な元素である。Bの添加量が0.0001質量%未満では、上記のような作用を有効に発揮できない。一方、Bの添加量が0.0050質量%を超えて過剰になると、 $\text{Fe}_{23}(\text{CB})_6$ を形成し、固溶Bが存在しなくなって焼入れ性改善効果が得られなくなってしまう。

[0059] [Ca : 0.0005~0.01質量%、
Mg : 0.0005~0.01質量%、および
REM : 0.0004~0.01質量%
の1種以上]

これらの元素は、介在物を微細化し、破壊の起点を減少させることで、伸びフランジ性を向上させるのに有用である。Ca、Mgの添加量が0.0005質量%未満、またはREMの添加量が0.0004%未満では、上記のような作用を有効に発揮できない。一方、各元素の添加量が0.01質量%を超えると、逆に介在物が粗大化し、伸びフランジ性が低下してしまう。

[0060] なお、REMは、希土類元素、すなわち周期律表の3A属元素を指す。

[0061] 次に、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。

[0062] 本発明の冷延鋼板を製造するには、まず、上記成分組成を有する鋼を溶製し、造塊または連続鑄造によりスラブとしてから熱間圧延（熱延）を行なう。

[0063] [熱間圧延条件]

熱間圧延条件としては、熱延加熱温度を、Vを含有する場合には900℃以上、NbやTiやZrを含有する場合には1200℃以上に設定する。また、熱延仕上圧延温度を、Vを含有する場合には800℃以上、NbやTiやZrを含有する場合には850℃以上に設定し、適宜冷却を行った後、450℃以下の温度で巻き取るのが推奨される。

[0064] このような温度条件で熱間圧延を行うことで、V、またはNbやTiやZrを加熱段階で完全に固溶させ、熱間圧延中における析出や巻取り中におけるV等含有析出物の析出を抑制し、焼鈍の際の加熱時に粗大なV等含有析出物が残存しないようにすることができる。

[0065] [冷間圧延条件]

熱間圧延終了後は酸洗してから冷間圧延を行うが、冷間圧延率は30%程度以上であるのがよい。

上記冷間圧延後、引き続き、焼鈍、さらには焼戻しを行う。

[0066] [焼鈍条件]

1) Vを含有する場合

Vを含有する場合の焼鈍条件としては、焼鈍加熱温度： $[-9500 / \{ \log([\%C] \cdot [\%V]) - 6.72 \} - 273]$ ℃以上、かつ $[(Ac_1 + Ac_3) / 2]$ 以上1000℃以下に加熱し、焼鈍保持時間：20～3600秒保持する。その後、焼鈍加熱温度から直接Ms点以下の温度まで50℃/秒以上の冷却速度で急冷するのがよい。または、焼鈍加熱温度から、焼鈍加熱温度未満で600℃以上の温度（第1冷却終了温度）まで1℃/秒以上50℃/秒未満の冷却速度（第1冷却速度）で徐冷した後、Ms点以下の温度（第2冷却終了温度）まで50℃/秒以上の冷却速度（第2冷却速度）で急冷するのがよい。なお、ここで[%C]、[%V]は、鋼材中のC含有量、V含有量（共に質量%）である。

[0067] [焼鈍加熱温度Ta (℃)： $[-9500 / \{ \log([\%C] \cdot [\%V]) - 6.72 \} - 273]$ ℃以上、かつ $[(Ac_1 + Ac_3) / 2]$ 以上10

00℃以下、焼鈍保持時間：20～3600秒]

$T_a (^\circ\text{C}) \geq [-9500 / \{\log([\%C] \cdot [\%V]) - 6.72\} - 273] ^\circ\text{C}$ とするのは、焼鈍加熱時にV炭化物等を完全に固溶させることで、20nm以上の粗大なV含有析出物の存在密度を低下させるとともに、焼鈍加熱時に十分にオーステナイトに変態させることで、その後の冷却時にオーステナイトから変態生成するマルテンサイトの面積率を50%以上確保するためである。

$T_a (^\circ\text{C}) < [-9500 / \{\log([\%C] \cdot [\%V]) - 6.72\} - 273] ^\circ\text{C}$ である場合、すなわち、 $\log[\%V] < [-9500 / (T_a + 273)] - \log[\%C]$ では、焼鈍加熱時に未固溶のV炭化物等が残存し、これが粗大化して伸びフランジ変形時において破壊の起点が増加するため、伸びフランジ性が低下するので好ましくない。なお、上記 $T_a (^\circ\text{C}) \geq [-9500 / \{\log([\%C] \cdot [\%V]) - 6.72\} - 273] ^\circ\text{C}$ の関係式は、日本鉄鋼協会編、第3版鉄鋼便覧、第I巻 基礎、p. 412の図7.43中に示された、 $[V] \cdot [C]$ の溶解度積の温度依存性を表す直線プロットを読み取り、これをVが完全に固溶する温度を計算できるように変形して求めた。

[0068] $T_a (^\circ\text{C}) < [(Ac_1 + Ac_3) / 2] ^\circ\text{C}$ では、焼鈍加熱時においてオーステナイトへの変態量が不足するため、その後の冷却時にオーステナイトから変態生成するマルテンサイトの量が減少して面積率50%以上を確保できなくなるため好ましくない。一方、 $T_a (^\circ\text{C}) > 1000^\circ\text{C}$ では、オーステナイト組織が粗大化して鋼板の曲げ性や靱性が劣化するとともに、焼鈍設備の劣化をもたらすため好ましくない。

[0069] 焼鈍保持時間が20秒未満では、V炭化物等を完全に固溶させることができなくなり、一方3600秒を超えると、生産性が極端に悪化するので好ましくない。

[0070] 2) NbやTiやZrを含有する場合

NbやTiやZrを含有する場合の焼鈍条件としては、焼鈍加熱温度：下

記式 4 を満たし、かつ $[(Ac_1 + Ac_3) / 2]$ 以上 1000°C 以下に加熱し、焼鈍保持時間：20～3600 秒保持する。その後、焼鈍加熱温度から直接 M_s 点以下の温度まで $50^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上の冷却速度で急冷するのがよい。

または、焼鈍加熱温度から、焼鈍加熱温度未満で 600°C 以上の温度（第 1 冷却終了温度）まで $1^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上 $50^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 未満の冷却速度（第 1 冷却速度）で徐冷した後、 M_s 点以下の温度（第 2 冷却終了温度）まで $50^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上の冷却速度（第 2 冷却速度）で急冷するのがよい。

[数1]

$$Pf = \frac{\sqrt{([\%C]/12 \times 55.9 - [\%Nb]/92.9 \times 55.9 - [\%Ti]/47.9 \times 55.9 - [\%Zr]/91.2 \times 55.9)^2 + 4(10^{-9260/T + 4.68} + 10^{-9020/T + 4.09})}}{2} - \frac{([\%C]/12 \times 55.9 - [\%Nb]/92.9 \times 55.9 - [\%Ti]/47.9 \times 55.9 - [\%Zr]/91.2 \times 55.9)}{2} > 0.0010$$

..... (式4)

ただし、T：焼鈍加熱温度 [K]

[0071] 〔焼鈍加熱温度： $Pf > 0.0010$ を満たし、かつ $[(Ac_1 + Ac_3) / 2]$ 以上 1000°C 以下、焼鈍保持時間： $20 \sim 3600$ 秒〕

焼鈍加熱温度： $Pf > 0.0010$ とするのは、焼鈍加熱時にNbやTiやZrの炭化物等を完全に固溶させることで、 20nm 以上の粗大なV含有析出物の存在密度を低下させるとともに、焼鈍加熱時に十分にオーステナイトに変態させることで、その後の冷却時にオーステナイトから変態生成するマルテンサイトの面積率を50%以上確保するためである。

上記式4の左辺Pfは、焼鈍加熱時におけるNb、TiおよびZrの固溶量を表すパラメータとして、熱力学的にNb、TiおよびZrの析出溶解挙動を表現する式から得られたものである（日本鉄鋼協会編、第3版鉄鋼便覧、第I巻 基礎、p. 412参照）。 $Pf > 0.0010$ を満たすように焼鈍加熱温度を設定すれば、十分な固溶NbおよびTi量を確保することができる。

焼鈍加熱温度 $T_a (^{\circ}\text{C}) < [(Ac_1 + Ac_3) / 2]^{\circ}\text{C}$ では、焼鈍加熱時においてオーステナイトへの変態量が不足するため、その後の冷却時にオーステナイトから変態生成するマルテンサイトの量が減少して面積率50%以上を確保できなくなるため好ましくない。一方、 $T_a (^{\circ}\text{C}) > 1000^{\circ}\text{C}$ では、オーステナイト組織が粗大化して鋼板の曲げ性や靱性が劣化するとともに、焼鈍設備の劣化をもたらすため好ましくない。

焼鈍保持時間が20秒未満では、NbやTiやZrの炭化物等を完全に固溶させることができなくなり、一方3600秒を超えると、生産性が極端に悪化するので好ましくない。

[0072] 以降の焼鈍条件は、Vを含有する場合、および、NbやTiやZrを含有する場合で共通である。

〔Ms点以下の温度まで $50^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上の冷却速度で急冷〕

これにより、冷却中にオーステナイトからフェライトやベイナイト組織が形成されることを抑制し、マルテンサイト組織を得ることができる。

[0073] Ms点より高い温度で急冷を終了させたり、冷却速度が $50^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 未満に

なると、ベイナイトが形成されるようになり、鋼板の強度が確保できなくなる。

[0074] 〔加熱温度未満で600℃以上の温度まで、1℃/秒以上50℃/秒未満の冷却速度で徐冷〕

これにより、面積率で50%未満のフェライト組織を形成させることによって、伸びフランジ性を確保したまま伸びの改善が図れる。

[0075] 600℃未満の温度、または1℃/秒未満の冷却速度では、フェライトが形成されず、強度と伸びフランジ性が確保できなくなる。

[0076] 以上説明した熱間圧延条件および焼鈍条件についての推奨条件は、組織規定に関わらず、すべての鋼板について共通である。

しかしながら、焼戻し条件についての推奨条件は、上記必須組織規定のみを満足する鋼板と、上記必須組織規定に加えて上記推奨組織規定（a）または（b）をも満足する鋼板とで異なるので、以下、分けて説明を行う。

[0077] 〔必須組織規定のみを満足する鋼板の焼戻し条件〕

1) Vを含有する場合

Vを含有する場合で、必須組織規定のみを満足する鋼板の焼戻し条件としては、上記焼鈍冷却後の温度から焼戻し加熱温度 T_t （℃）：480℃以上、かつ焼戻し保持時間 t （秒）： $P_g = \exp[-13123 / (T_t + 273)] \times t < 1.8 \times 10^{-5}$ となる条件で保持した後、冷却すればよい。

[0078] 焼戻し中にV炭化物等を析出させるには480℃以上に加熱する必要がある、析出物のサイズを制御するには加熱温度と保持時間との関係を適切に制御する必要がある。

[0079] ここで、 $P_g = \exp[-13123 / (T_t + 273)] \times t$ は、杉本孝一ほか、材料組織学、朝倉書店出版、p106の式（4.18）に記載の析出物の粒成長モデルを元に、変数の設定および簡略化を行った析出物のサイズを規定するパラメータである。

[0080] $P_g = \exp[-13123 / (T_t + 273)] \times t \geq 1.8 \times 10^{-5}$ となる条件では、析出物の粗大化が進行して、20nm以上の粗大な析出物

の個数が多くなりすぎるため、伸びフランジ性が確保できなくなる。

[0081] 2) NbやTiやZrを含有する場合

NbやTiやZrを含有する場合で、必須組織規定のみを満足する鋼板の焼戻し条件としては、上記焼鈍冷却後の温度から焼戻し加熱温度 T_t (°C) : 480°C 以上 600°C 未満、かつ焼戻し保持時間 t (秒) : $P_g = \exp \left[-13520 / (T_t + 273) \right] \times t < 1.00 \times 10^{-5}$ となる条件で保持した後、冷却すればよい。

焼戻し中にNbやTiやZrの炭化物等を析出させるには 480°C 以上に加熱する必要がある、析出物のサイズを制御するには加熱温度と保持時間との関係を適切に制御する必要がある。

ここで、 $P_g = \exp \left[-13520 / (T_t + 273) \right] \times t$ は、杉本孝一ほか、材料組織学、朝倉書店出版、p106の式(4.18)に記載の析出物の粒成長モデルを元に変数の設定および簡略化を行った、析出物のサイズを規定するパラメータである。

$P_g = \exp \left[-13520 / (T_t + 273) \right] \times t \geq 1.00 \times 10^{-5}$ となる条件では、析出物の粗大化が進行して、 20nm 以上の粗大な析出物の個数が多くなりすぎるため、伸びフランジ性が確保できなくなる。

[0082] [必須組織規定に加えて上記推奨組織規定(a)をも満足する鋼板の焼戻し条件]

必須組織規定に加えて上記推奨組織規定(a)をも満足する鋼板の焼戻し条件としては、Vを含有する場合、およびNbやTiやZrを含有する場合共に、上記[必須組織規定のみを満足する鋼板の焼戻し条件]を満たしつつ、以下の条件をも満たすことが推奨される。

[0083] すなわち、上記焼鈍冷却後の温度から1段目の焼戻し加熱温度： $325 \sim 375^{\circ}\text{C}$ まで、 $100 \sim 325^{\circ}\text{C}$ の間を $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上の平均加熱速度で加熱する。そして、1段目の焼戻し保持時間： 50 秒以上保持した後、さらに、2段目の焼戻し加熱温度 T ： 400°C 以上まで加熱する。そして、2段目の焼戻し保持時間 t (秒) が、 $3.2 \times 10^{-4} < P = \exp \left[-9649 / \right.$

$(T + 273)] \times t < 1.2 \times 10^{-3}$ となる条件で保持した後、冷却する。
 なお、２段目の保持中に温度 T を変化させる場合は、下記式 5 を用いればよい。

[数2]

$$P = \int_0^t \exp\left(-\frac{9649}{(T(t) + 273)}\right) \cdot dt \quad \dots\dots (式5)$$

[0084] マルテンサイトからのセメンタイトの析出が最も速くなる温度域である 350℃付近で保持して、マルテンサイト組織中に均一にセメンタイト粒子を析出させた後、より高い温度域に加熱・保持することで、セメンタイト粒子を適切なサイズに成長させることができる。

[0085] [１段目の焼戻し加熱温度：325～375℃まで、100～325℃の間を 5℃／秒以上の平均加熱速度で加熱]

１段目の焼戻し加熱温度が 325℃未満もしくは 375℃超えである場合、または、100～325℃の間の平均加熱速度が 5℃／秒未満の場合は、マルテンサイト中にセメンタイト粒子の析出が不均一に起こる。そのため、その後の２段目の加熱・保持中における成長により、粗大なセメンタイト粒子の割合が増加し、伸びフランジ性が得られなくなる。

[0086] [２段目の焼戻し加熱温度 T ：400℃以上まで加熱し、２段目の焼戻し保持時間 t （秒）が、 $3.2 \times 10^{-4} < P = \exp[-9649 / (T + 273)] \times t < 1.2 \times 10^{-3}$ となる条件で保持]

ここで、 $P = \exp[-9649 / (T + 273)] \times t$ は、杉本孝一ほか、材料組織学、朝倉書店出版、p106の式（4.18）に記載の析出物の粒成長モデルを元に変数の設定および簡略化を行った、析出物としてのセメンタイト粒子のサイズを規定するパラメータである。

[0087] ２段目の焼戻し加熱温度 T を 400℃未満とすると、セメンタイト粒子を十分なサイズに成長させるために必要な保持時間 t が長くなりすぎる。

[0088] $P = \exp[-9649 / (T + 273)] \times t \leq 3.2 \times 10^{-4}$ では、

セメンタイト粒子が十分に成長せず、適度に微細なセメンタイト粒子の数が確保できないため、伸びが確保できなくなる。

[0089] $P = \exp \left[-9649 / (T + 273) \right] \times t \geq 1.2 \times 10^{-3}$ では、セメンタイト粒子が粗大化し、 $0.1 \mu\text{m}$ 以上のセメンタイト粒子の数が多くなりすぎるため、伸びフランジ性が確保できなくなる。

[0090] [必須組織規定に加えて上記推奨組織規定 (b) をも満足する鋼板の焼戻し条件]

必須組織規定に加えて上記推奨組織規定 (b) をも満足する鋼板の焼戻し条件としては、Vを含有する場合、およびNbやTiやZrを含有する場合共に、上記「必須組織規定のみを満足する鋼板の焼戻し条件」を満たしつつ、以下の条件をも満たすことが推奨される。

[0091] すなわち、上記焼鈍冷却後の温度から焼戻し加熱温度： $550 \sim 650^\circ\text{C}$ まで加熱し、同温度範囲にて、焼戻し保持時間： $3 \sim 30$ 秒保持した後、冷却すればよい。

[0092] 焼戻し時において、加熱温度が高く、保持時間が長くなるほど、転位密度は減少する。また、 10 nm 以下の微細な析出物の存在密度は、保持時間が長くなるほど増加する。

[0093] しかしながら、転位密度の減少速度、および微細な析出物の存在密度の、増加速度に対する温度依存性および時間依存性は大きく異なる。転位密度の減少速度は時間依存性の方が強いのに対し、微細な析出物の存在密度の増加速度は温度依存性の方が強い。

[0094] このため、転位密度と微細な析出物の存在密度という2つのパラメータの値をともに適正範囲内とするには、従来鋼よりも転位密度を高くするために、従来鋼に対する焼戻し保持時間よりも短い保持時間で保持することが有効である。そして、このように短い保持時間の焼戻しでも微細な析出物の存在密度を $20 \text{ 個} / \mu\text{m}^2$ 以上に増加させるために、従来鋼に対する焼戻し加熱温度よりも高い加熱温度で焼戻しを行うことが有効である。

[0095] ただし、 650°C を超える温度で焼戻しを行うと、短時間処理でも転位密

度が急速に減少して不足する。また、30秒を超える保持時間で保持すると、転位密度が減少しすぎて不足し、やはり降伏強度が得られなくなる。一方、550℃を下回る温度、または、3秒未満の保持時間で焼戻しを行うと、微細な析出物が十分に増加せず、耐水素脆化特性が不足する。

実施例

[0096] 1) 実施例 1 (Vを含有する場合)

下記表 1 に示す成分の鋼を溶製し、厚さ 120 mm のインゴットを作成した。

これを熱間圧延で厚さ 25 mm にした後、再度、熱間圧延で厚さ 3 mm とした。これを酸洗した後、厚さ 1.2 mm に冷間圧延して供試材とし、表 2 ～ 4 に示す条件にて熱処理を施した。

[0097]

[表1]

鋼種	成分 (質量%)																	Ac1 (°C)	Ac3 (°C)	(Ac1+ Ac3)/2 (°C)	VC溶解 温度 (°C)
	C	Si	Mn	P	S	Al	V	Cr	Mo	Cu	Ni	B	Ca	Mg	N	REM					
A	0.14	1.24	2.00	0.010	0.002	0.021	0.00	-	-	-	-	-	-	-	0.0042	-	738	889	814	-	
B	0.14	1.26	2.02	0.010	0.002	0.021	0.03	-	-	-	-	-	-	-	0.0041	-	739	890	814	771	
C	0.14	1.22	2.09	0.010	0.002	0.020	0.10	-	-	-	-	-	-	-	0.0047	-	738	889	813	835	
D	0.15	1.22	2.03	0.010	0.002	0.021	0.21	-	-	-	-	-	-	-	0.0043	-	740	886	813	882	
E	0.14	1.25	2.08	0.010	0.002	0.021	1.22	-	-	-	-	-	-	-	0.0047	-	758	890	824	996	
F	0.15	0.02	2.01	0.010	0.002	0.021	0.11	-	-	-	-	-	0.0004	-	0.0045	-	704	832	768	844	
G	0.14	1.86	2.03	0.010	0.002	0.020	0.11	-	-	-	-	-	0.0008	-	0.0047	-	757	917	837	840	
H	0.14	3.35	2.07	0.010	0.002	0.020	0.11	-	-	-	-	-	0.0008	-	0.0043	-	800	984	892	840	
I	0.01	1.21	2.08	0.010	0.002	0.021	0.11	-	-	-	-	-	0.0007	-	0.0043	-	738	944	841	709	
J	0.12	1.25	2.01	0.010	0.002	0.020	0.11	-	-	-	-	-	0.0005	-	0.0042	-	740	896	818	832	
K	0.28	1.22	2.06	0.010	0.002	0.020	0.10	-	-	-	-	-	0.0008	-	0.0045	-	738	857	798	875	
L	0.52	1.24	2.09	0.010	0.002	0.020	0.10	-	-	-	-	-	0.0009	-	0.0041	-	738	819	779	914	
M	0.15	1.21	0.10	0.010	0.002	0.020	0.12	-	-	-	-	-	0.0006	-	0.0041	-	759	885	822	849	
N	0.14	1.21	1.01	0.010	0.002	0.021	0.12	-	-	-	-	-	0.0009	-	0.0046	-	749	888	819	845	
O	0.14	1.22	1.50	0.010	0.002	0.021	0.11	-	-	-	-	-	0.0009	-	0.0044	-	744	889	816	840	
P	0.15	1.25	2.44	0.010	0.002	0.021	0.11	-	-	-	-	-	0.0007	-	0.0040	-	735	887	811	844	
Q	0.15	1.22	3.25	0.010	0.002	0.020	0.11	-	-	-	-	-	0.0008	-	0.0042	-	726	886	806	844	
R	0.15	1.24	2.02	0.300	0.002	0.020	0.11	-	-	-	-	-	0.0007	-	0.0045	-	739	887	813	844	
S	0.14	1.24	2.05	0.010	0.030	0.020	0.10	-	-	-	-	-	0.0005	-	0.0041	-	739	889	814	835	
T	0.14	1.25	2.10	0.010	0.002	0.516	0.12	-	-	-	-	-	0.0006	-	0.0045	-	739	890	814	845	
U	0.15	1.21	2.08	0.010	0.002	0.020	0.11	1.00	-	-	-	-	0.0007	-	0.0047	-	738	885	812	844	
V	0.14	1.23	2.07	0.010	0.002	0.020	0.10	-	0.10	-	-	-	0.0004	-	0.0041	-	738	892	815	835	
W	0.14	1.23	2.07	0.010	0.002	0.020	0.10	-	-	0.20	0.10	-	0.0005	-	0.0043	-	737	888	812	835	
X	0.15	1.24	2.04	0.010	0.002	0.020	0.11	-	-	-	-	0.0010	-	0.0005	0.0045	-	739	887	813	844	
Y	0.14	1.21	2.09	0.010	0.002	0.021	0.12	-	-	-	-	-	-	-	0.0042	0.0004	738	888	813	845	

[0098] [表2]

(その1)

熱処理 No.	熱間圧延条件			焼鈍条件						焼戻し条件		
	加熱 温度 (°C)	仕上圧延 温度 (°C)	巻取 温度 (°C)	加熱 温度 (°C)	保持 時間 (秒)	第1 冷却速度 (°C/秒)	第1冷却 終了温度 (°C)	第2 冷却速度 (°C/秒)	第2冷却 終了温度 (°C)	加熱 温度 (°C)	保持 時間 (秒)	パラメータ :Pg
a	1200	920	400	900	120	10	675	200	20	500	180	0.76×10^{-5}
b	1200	920	600	900	120	10	675	200	20	500	180	0.76×10^{-5}
c	1200	920	400	820	120	10	675	200	20	500	180	0.76×10^{-5}
d	1200	920	400	900	120	0.2	675	200	20	500	180	0.76×10^{-5}
e	1200	920	400	900	120	10	500	200	20	500	180	0.76×10^{-5}
f	1200	920	400	900	120	10	675	20	350	500	180	0.76×10^{-5}
g	1200	920	400	900	120	-	-	200	20	475	180	0.43×10^{-5}
h	1200	920	400	900	120	10	675	200	20	400	180	0.06×10^{-5}
i	1200	920	400	900	120	10	675	200	20	500	600	2.54×10^{-5}
j	1200	920	400	900	120	10	675	200	20	500	30	0.13×10^{-5}

[0099]

[表3]

(その2)

熱処理 No.	熱間圧延条件				焼鈍条件				焼戻し条件						パラメータ : P	パラメータ : Pg
	加熱 温度 (°C)	仕上圧延 温度 (°C)	巻取 温度 (°C)	加熱 温度 (°C)	保持 時間 (秒)	第1 冷却速度 (°C/秒)	第1冷却 終了温度 (°C)	第2 冷却速度 (°C/秒)	第2冷却 終了温度 (°C)	平均 加熱速度 (°C/秒)	第1段 加熱温度 (°C)	第1段 保持時間 (秒)	第2段 加熱温度 (°C)	第2段 保持時間 (秒)		
a-1	1200	920	400	900	120	20	675	200	20	20	350	60	500	180	6.9×10^{-4}	0.76×10^{-5}
b-1	1200	920	400	900	120	20	675	200	20	20	200	60	500	180	6.9×10^{-4}	0.76×10^{-5}
c-1	1200	920	400	900	120	20	675	200	20	20	450	60	500	180	6.9×10^{-4}	0.76×10^{-5}
d-1	1200	920	400	900	120	20	675	200	20	20	350	60	400	180	1.1×10^{-4}	0.062×10^{-5}
e-1	1200	920	400	900	120	20	675	200	20	20	350	60	600	180	2.9×10^{-3}	5.3×10^{-5}

[0100] [表4]

(その3)

熱処理 No.	熱間圧延条件			焼鈍条件					焼戻し条件			
	加熱 温度 (°C)	仕上圧延 温度 (°C)	巻取 温度 (°C)	加熱 温度 (°C)	保持 時間 (秒)	第1 冷却速度 (°C/秒)	第1冷却 終了温度 (°C)	第2 冷却速度 (°C/秒)	第2冷却 終了温度 (°C)	加熱 温度 (°C)	保持 時間 (秒)	パラメータ :Pg
a-2	1200	920	400	900	120	20	675	200	20	600	15	0.44×10^{-5}
b-2	1200	920	400	900	120	20	675	200	20	600	1	0.03×10^{-5}
c-2	1200	920	400	900	120	20	675	200	20	600	180	5.33×10^{-5}
d-2	1200	920	400	900	120	20	675	200	20	700	15	2.08×10^{-5}
e-2	1200	920	400	900	120	20	675	200	20	600	5	0.15×10^{-5}

[0101] 上記熱処理後の各鋼板について、前記した測定方法により組織の定量化を行った。具体的には、表2～4に示す各熱処理条件で熱処理した全鋼板について、マルテンサイトの面積率、ならびに、析出物のサイズおよびその存在数（存在密度）を測定した。そして、表3に示す熱処理No. a-1～e-1の条件で熱処理した鋼板についてのみ、セメンタイト粒子のサイズおよび

その存在数（存在密度）を測定した。また、表 4 に示す熱処理 No. a-2 ~ e-2 の条件で熱処理した鋼板についてのみ、転位密度を測定した。

[0102] また、上記各鋼板について、機械的特性を評価するため、引張強度 TS、伸び E_l 、伸びフランジ性 λ を測定した。さらに、耐水素脆化特性を評価するため、水素脆化危険度指数を測定した。

[0103] なお、引張強度 TS と伸び E_l は、圧延方向と直角方向に長軸をとって JIS Z 2201 に記載の 5 号試験片を作成し、JIS Z 2241 に従って測定を行った。

[0104] また、伸びフランジ性 λ については、鉄連規格 JFST 1001 に則り、穴拡大試験を実施して穴拡大率の測定を行い、これを伸びフランジ性とした。

[0105] 水素脆化危険度指数については、板厚 1.2 mm の平板試験片を用いて、ひずみ速度が $1 \times 10^{-4} / s$ の低ひずみ速度引張試験（SSRT: Slow Strain Rate Technique）を行い、下記の定義式により水素脆化危険度指数を算出した。

[0106] 水素脆化危険度指数 (%) = $100 \times (1 - E_1 / E_0)$

[0107] ここで、 E_0 は、実質的に鋼中に水素を含まない状態の試験片の破断時の伸びを示し、 E_1 は、硫酸中で電気化学的に水素をチャージさせた鋼材（試験片）の破断時の伸びを示している。なお、上記水素チャージは、鋼材（試験片）を H_2SO_4 (0.5 mol/L) と $KSCN$ (0.01 mol/L) の混合溶液中に浸漬し、室温かつ定電流 (100 A/m²) の条件で行った。

[0108] 上記水素脆化危険度指数が 15% を超えると使用中に水素脆化を起こす危険があるので、本発明では、水素脆化危険度指数が 15% 以下の鋼材を耐水素脆化特性に優れると評価した。

[0109] 上記機械的特性および耐水素脆化特性の測定結果を、表 5 ~ 7 に示す。

[0110]

[表5]

(その1)

鋼 No.	鋼 種	熱処理 No.	マルテンサイト 面積率 VM (%)	フェライト 面積率 VF (%)	他の組織 面積率 (%)	1~10nmの 析出物 密度 (個/ μm^2)	20nm以上の V含有析出物 密度 (個/ μm^2)	TS (MPa)	λ (%)	水素脆化 危険度 指数 (%)	判 定
1	A	a	92	8	0	0	0.0	1023	79	18.4	×
2	B	a	91	9	0	107	0.7	1028	76	10.4	○
3	C	a	94	6	0	330	0.6	1048	77	8.3	○
4	D	a	91	9	0	543	6.0	1061	71	6.7	○
5	E	a	94	6	0	924	60.0	1038	34	4.4	×
6	F	a	94	6	0	537	0.7	1012	81	6.8	○
7	G	a	91	9	0	539	0.6	1049	83	6.6	○
8	H	a	42	58	0	501	0.6	901	62	6.6	×
9	I	a	11	89	0	543	0.6	609	80	6.3	×
10	J	a	91	9	0	546	0.8	1026	91	6.8	○
11	K	a	100	0	0	538	3.4	1203	98	6.9	○
12	L	a	100	0	0	520	31.3	1305	38	6.7	×
13	M	a	44	56	0	528	0.5	710	64	6.9	×
14	N	a	70	30	0	509	0.6	981	70	6.8	○
15	O	a	82	20	0	533	0.6	1003	83	6.6	○
16	P	a	100	0	0	508	0.7	1044	86	6.1	○
17	Q	a	84	0	16	545	0.5	1107	32	40.4	×
18	R	a	94	6	0	512	0.6	1027	89	6.6	○
19	S	a	93	7	0	542	0.6	1021	86	6.4	○
20	T	a	40	60	0	528	0.7	802	50	6.1	×
21	U	a	100	0	0	811	0.8	1059	97	3.4	○
22	V	a	100	0	0	844	0.7	1057	98	3.6	○
23	W	a	100	0	0	522	0.5	1051	96	2.1	○
24	X	a	100	0	0	547	0.6	1025	98	6.0	○
25	Y	a	100	0	0	518	0.6	1022	99	7.0	○
26	J	b	91	9	0	408	17.5	1003	58	6.9	×
27	J	c	45	55	0	510	0.8	804	68	6.4	×
28	J	d	34	66	0	536	0.5	708	66	6.2	×
29	J	e	44	15	41	543	0.7	700	44	6.2	×
30	J	f	100	0	0	502	0.6	1192	97	6.2	○
31	J	g	94	6	0	0	0.0	1214	78	20.5	×
32	J	h	94	6	0	342	18.6	1003	37	12.9	×
33	J	j	94	6	0	200	0.5	1298	81	9.3	○
34	K	j	100	0	0	360	1.0	1510	75	11.0	○

○ : TS $\geq$ 980MPa, $\lambda \geq$ 70%, 水素脆化危険度指数 $\leq$ 15%、× : TS<980MPa または $\lambda <$ 70%または水素脆化危険度指数 $>$ 15%)

[0111]

[表6]

(その2)

鋼 No.	鋼 種	熱処理 No.	マルテンサイト 面積率 VM (%)	フェライト 面積率 VF (%)	他の組織 面積率 (%)	1~10mmの 析出物 密度 (個/ μm^2)	20mm以上の V含有析出物 密度 (個/ μm^2)	0.1 μm 以上の セリナイト 粒子密度 (個/ μm^2)	0.02 μm 以上 0.1 μm 未満の セリナイト粒子密度 (個/ μm^2)	TS (MPa)	E1 (%)	λ (%)	水素脆化 危険度 指数 (%)	判 定
33	J	a	91	9	0	546	0.8	3.1	15.8	1026	11.6	91	6.8	○
34	J	a-1	91	9	0	511	0.6	1.1	15.4	1021	11.7	111	6.8	◎
35	J	b-1	91	9	0	537	0.6	6.0	15.3	1023	11.4	83	6.8	○
36	J	c-1	91	9	0	549	0.8	5.3	15.9	1026	12.0	64	6.8	×
37	J	d-1	91	9	0	0	0.0	1.3	7.4	1156	8.7	95	24.0	×
38	J	e-1	91	9	0	320	14.2	7.3	29.0	927	14.6	74	3.0	×
39	G	a	91	9	0	539	0.6	5.2	15.6	1049	11.8	83	6.6	○
40	G	a-1	91	9	0	544	0.8	1.7	15.1	1045	11.6	101	6.0	◎
41	O	a	82	20	0	533	0.6	5.3	15.9	1003	12.9	83	6.6	○
42	O	a-1	82	20	0	545	0.6	1.7	15.5	1007	12.7	104	6.0	◎
43	U	a	100	0	0	811	0.8	5.1	15.4	1059	12.9	97	3.4	○
44	U	a-1	100	0	0	888	0.7	1.8	15.7	1060	12.2	117	3.0	◎
45	W	a	100	0	0	522	0.5	5.2	15.3	1051	11.9	96	2.1	○
46	W	a-1	100	0	0	838	0.7	1.6	15.6	1052	11.7	116	2.0	◎

◎ : TS $\geq$ 980MPa, E1 $\geq$ 10%, $\lambda \geq$ 90%, 水素脆化危険度指数 $\leq$ 15%、○ : TS $\geq$ 980MPa, $\lambda \geq$ 70%, 水素脆化危険度指数 $\leq$ 15%、× : TS<980MPa または $\lambda < 70\%$ または 水素脆化危険度指数 $> 15\%$

[0112] [表7]

(その3)

鋼 No.	鋼 種	熱処理 No.	ヤテガイ 面積率 VM (%)	フエイト 面積率 VF (%)	他の組織 面積率 (%)	1~10mmの 析出物 密度 (個/ μm^2)	20mm以上の V含有析出物 密度 (個/ μm^2)	転位 密度 ρ (10^5m^{-2})	Si 等量 (質量%)	$4.0 \sim$ 5.3×10^{-8} $\sqrt{\rho}$ (m^{-1})	YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	水素脆化 危険度 指数 (%)	判 定
47	J	a	91	9	0	546	0.8	0.5	2.0	2.8	840	1026	12.0	91	6.8	○
48	J	a-2	93	7	0	584	0.5	1.6	2.0	1.9	986	1026	13.3	121	5.0	◎
49	J	b-2	93	7	0	0	0.0	12	2.0	0.4	1323	1380	6.1	82	32.0	×
50	J	c-2	95	5	0	547	26.8	0.4	2.0	2.9	825	966	14.4	61	4.0	×
51	J	d-2	93	7	0	434	44.9	0.2	2.0	3.3	789	852	15.1	52	2.0	×
52	G	a	91	9	0	539	0.6	0.5	2.7	2.8	890	1049	12.0	83	6.6	○
53	G	a-2	90	10	0	593	0.4	1.8	2.7	1.8	990	1049	12.0	100	6.0	◎
54	U	a	100	0	0	811	0.8	0.6	2.1	2.7	850	1059	12.0	97	3.4	○
55	U	a-2	100	0	0	927	0.4	1.8	2.1	1.8	941	1053	12.3	125	3.0	◎
56	W	a	100	0	0	522	0.5	0.6	2.1	2.7	850	1051	12.0	96	2.1	○
57	W	a-2	100	0	0	561	0.4	1.8	2.1	1.8	1051	1056	12.7	130	2.0	◎
58	J	e-2	93	7	0	600	0.3	5.0	2.0	0.3	1180	1215	11.0	117	6.0	◎
59	K	e-2	100	0	0	700	0.5	6.0	2.0	-0.1	1315	1491	10.1	82	8.1	○

◎ : YP $\geq$ 900MPa, TS $\geq$ 980MPa, EI $\geq$ 10%, $\lambda \geq$ 90%, 水素脆化危険度指数 $\leq$ 15%、○ : TS $\geq$ 980MPa, $\lambda \geq$ 70%, 水素脆化危険度指数 $\leq$ 15%、× : TS $<$ 980MPa または $\lambda <$ 70%または水素脆化危険度指数 $>$ 15%)

[0113] まず、表5に示すように、本発明の必須構成要件（上記成分組成規定および上記必須組織規定）を充足する発明鋼（鋼No. 2~4、6、7、10、11、14~16、21~25、30）は、いずれも、引張強度TSが980MPa以上、伸びフランジ性（穴広げ率） λ が70%以上で、かつ、水素

脆化危険度指数が15%以下を満足する。従って、加工性と耐水素脆化特性とを兼備した高強度冷延鋼板が得られることがわかった。

[0114] これに対して、本発明の必須構成要件のうち少なくとも一つを欠く比較鋼（鋼No. 1、5、8、9、12、13、17、20、26～29、31、32）は、上記機械的特性と耐水素脆化特性のうちいずれかの特性が劣っている。なお、鋼No. 18、19は、いずれの特性も満足するものであるが、成分組成[P]または[S]が本発明の規定範囲を外れるため、比較鋼とした。

[0115] 例えば、鋼No. 1は、円相当直径1～10nmの微細な析出物の存在数（存在密度）が不足するため、引張強度と伸びフランジ性は優れているが、耐水素脆化特性が劣っている。

[0116] また、鋼No. 5は、V含有量が高すぎるにより、円相当直径20nm以上の粗大な析出物の数が過大になる。このため、引張強度と耐水素脆化特性は優れているが、伸びフランジ性が劣っている。

[0117] また、鋼No. 8は、Si含有量が高すぎるにより、マルテンサイト面積率が不足する。このため、耐水素脆化特性は優れているが、引張強度と伸びフランジ性が劣っている。

[0118] また、鋼No. 9は、C含有量が低すぎるにより、マルテンサイト面積率が不足する。このため、耐水素脆化特性は優れているが、引張強度と伸びフランジ性が劣っている。

[0119] また、鋼No. 12は、C含有量が高すぎるにより、20nm以上の粗大な析出物の数が過大になる。このため、引張強度と耐水素脆化特性は優れているが、伸びフランジ性が劣っている。

[0120] また、鋼No. 13は、Mn含有量が低すぎるにより、マルテンサイト面積率が不足する。このため、耐水素脆化特性は優れているが、引張強度と伸びフランジ性が劣っている。

[0121] また、鋼No. 17は、Mn含有量が高すぎるにより、残留オーステナイトが残存する。このため、引張強度は優れているが、伸びフランジ性と

耐水素化脆化特性が劣っている。

[0122] また、鋼No. 20は、Al含有量が高すぎるため、耐水素化脆化特性は優れているが、引張強度と伸びフランジ性が劣っている。

[0123] 鋼No. 26～29、31、32は、焼鈍条件または焼戻し条件が推奨範囲を外れていることにより、本発明の組織を規定する要件のうち少なくとも一つを満たさず、いずれかの特性が劣っている。

[0124] つぎに、表6に示すように、本発明の必須構成要件に加え、上記推奨組織規定(a)をも充足する推奨鋼(鋼No. 34、40、42、44、46)は、いずれも、引張強度TSが980MPa以上、伸びElが10%以上、伸びフランジ性(穴広げ率) λ が100%以上で、かつ、水素脆化危険度指数が15%以下を満足する。従って、上記発明鋼よりもさらに加工性に優れた高強度冷延鋼板が得られることがわかった。

[0125] また、表7に示すように、本発明の上記必須構成要件に加え、上記推奨組織規定(b)をも充足する推奨鋼(鋼No. 48、53、55、57、58)は、いずれも、降伏強度が900MPa以上、引張強度TSが980MPa以上、伸びElが10%以上、伸びフランジ性(穴広げ率) λ が90%以上で、かつ、水素脆化危険度指数が15%以下を満足する。従って、上記発明鋼よりもさらに加工性に優れるとともに、衝突安全性にも優れた高強度冷延鋼板が得られることがわかった。

[0126] 2) 実施例2(Nb, Ti, Zrを含有する場合)

表8に示す成分の鋼を溶製し、厚さ120mmのインゴットを作成した。これを熱間圧延で厚さ25mmにした後、再度、熱間圧延で厚さ3mmとした。これを酸洗した後、厚さ1.2mmに冷間圧延して供試材とし、表9～11に示す条件にて熱処理を施した。

[0127]

[表8]

鋼種	成分 (質量%)																		REM	Ac1 (℃)	Ac3 (℃)	(Ac1+ Ac3)/2 (℃)
	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	Zr	V	Cr	Mo	Cu	Ni	B	Ca	Mg	N				
A ⁻	0.09	1.22	2.02	0.010	0.002	0.021	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.0042	737	904	820
B ⁻	0.12	1.25	2.04	0.010	0.002	0.021	0.050	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.0046	738	896	817
C ⁻	0.12	1.20	2.06	0.010	0.002	0.021	—	0.050	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.0046	736	893	815
D ⁻	0.12	1.23	2.06	0.010	0.002	0.020	0.050	0.020	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.0045	737	895	816
E ⁻	0.12	1.21	2.09	0.010	0.002	0.021	0.300	0.500	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.0043	736	894	815
F ⁻	0.12	0.02	2.03	0.010	0.002	0.021	0.022	0.025	—	—	—	—	—	—	—	0.0009	—	—	0.0042	702	841	771
G ⁻	0.12	1.86	2.03	0.010	0.002	0.020	0.012	0.023	—	—	—	—	—	—	—	0.0007	—	—	0.0044	755	923	839
H ⁻	0.13	3.42	2.10	0.010	0.002	0.021	0.018	0.025	—	—	—	—	—	—	—	0.0005	—	—	0.0042	800	990	895
I ⁻	0.01	1.25	2.02	0.010	0.002	0.021	0.019	0.024	—	—	—	—	—	—	—	0.0008	—	—	0.0042	738	946	842
J ⁻	0.12	1.23	2.04	0.010	0.002	0.021	0.012	0.017	—	—	—	—	—	—	—	0.0007	—	—	0.0042	737	895	816
K ⁻	0.23	1.23	2.01	0.010	0.002	0.021	0.200	0.200	—	—	—	—	—	—	—	0.0004	—	—	0.0045	737	874	806
L ⁻	0.51	1.25	2.05	0.010	0.002	0.021	0.017	0.013	—	—	—	—	—	—	—	0.0004	—	—	0.0046	737	821	779
M ⁻	0.12	1.24	0.10	0.010	0.002	0.020	0.052	0.038	—	—	—	—	—	—	—	0.0009	—	—	0.0045	758	895	827
N ⁻	0.12	1.26	1.01	0.010	0.002	0.021	0.054	0.014	—	—	—	—	—	—	—	0.0006	—	—	0.0043	749	896	822
O ⁻	0.11	1.22	1.50	0.010	0.002	0.020	0.040	0.032	—	—	—	—	—	—	—	0.0005	—	—	0.0040	742	897	820
P ⁻	0.11	1.21	2.41	0.010	0.002	0.020	0.022	0.030	—	—	—	—	—	—	—	0.0008	—	—	0.0041	732	897	815
Q ⁻	0.11	1.21	3.24	0.010	0.002	0.020	0.031	0.029	—	—	—	—	—	—	—	0.0008	—	—	0.0047	724	897	810
R ⁻	0.11	1.20	2.04	0.300	0.002	0.021	0.041	0.023	—	—	—	—	—	—	—	0.0003	—	—	0.0044	736	896	816
S ⁻	0.11	1.25	2.02	0.010	0.030	0.021	0.054	0.039	—	—	—	—	—	—	—	0.0004	—	—	0.0048	738	899	818
T ⁻	0.12	1.23	2.06	0.010	0.002	0.022	0.034	0.019	—	—	—	—	—	—	—	0.0005	—	—	0.0041	737	895	816
U ⁻	0.11	1.24	2.08	0.010	0.002	0.021	0.058	0.039	—	0.096	—	—	—	—	—	0.0007	—	—	0.0044	738	898	818
V ⁻	0.11	1.24	2.01	0.010	0.002	0.020	0.028	0.021	—	—	1.00	—	—	—	—	0.0006	—	—	0.0042	738	898	818
W ⁻	0.11	1.21	2.04	0.010	0.002	0.020	0.020	0.039	—	—	—	0.10	—	—	—	0.0005	—	—	0.0041	736	900	818
X ⁻	0.11	1.25	2.05	0.010	0.002	0.021	0.052	0.030	—	—	—	—	—	—	—	—	0.0005	0.0005	0.0046	736	897	816
Y ⁻	0.11	1.23	2.01	0.010	0.002	0.021	0.040	0.031	—	—	—	—	0.20	0.10	—	—	—	—	0.0042	737	898	817
Z ⁻	0.11	1.22	2.01	0.010	0.002	0.020	—	—	0.050	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.0044	737	898	818
ZA ⁻	0.11	1.23	2.02	0.010	0.002	0.020	0.020	0.020	0.030	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.0042	736	898	817
ZB ⁻	0.11	1.22	2.02	0.010	0.002	0.021	0.200	0.200	0.400	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.0041	737	865	801

[0128]

[表9]

(その1)

熱処理 No.	熱間圧延条件			焼鈍条件						焼戻し条件		
	加熱 温度 (°C)	仕上圧延 温度 (°C)	巻取 温度 (°C)	加熱 温度 (°C)	保持 時間 (秒)	第1 冷却速度 (°C/秒)	第1 冷却 終了温度 (°C)	第2 冷却速度 (°C/秒)	第2 冷却 終了温度 (°C)	加熱 温度 (°C)	保持 時間 (秒)	パラメータ : Pg
a´	1200	920	400	900	120	10	675	200	20	500	180	0.46×10^{-5}
b´	1200	920	600	900	120	10	675	200	20	500	180	0.46×10^{-5}
c´	1200	920	400	860	120	10	675	200	20	500	180	0.46×10^{-5}
d´	1200	920	400	900	120	0.2	675	200	20	500	180	0.46×10^{-5}
e´	1200	920	400	900	120	10	500	200	20	500	180	0.46×10^{-5}
f´	1200	920	400	900	120	10	675	20	350	500	180	0.46×10^{-5}
h´	1200	920	400	900	120	10	675	200	20	400	180	0.03×10^{-5}
i´	1200	920	400	900	120	10	675	200	20	500	600	1.52×10^{-5}
j´	1200	920	400	900	120	10	675	200	20	500	30	0.08×10^{-5}

(熱処理 No. g´ は欠番)

[0129]

[表10]

(その2)

熱処理 No.	熱間圧延条件			焼鈍条件					焼戻し条件					パラメータ : P	パラメータ : Pg	
	加熱 温度 (°C)	仕上げ延 温度 (°C)	巻取 温度 (°C)	加熱 温度 (°C)	保持 時間 (秒)	第1 冷却速度 (°C/秒)	第1冷却 終了温度 (°C)	第2 冷却速度 (°C/秒)	第2冷却 終了温度 (°C)	平均 加熱速度 (°C/秒)	第1段 加熱温度 (°C)	第1段 保持時間 (秒)	第2段 加熱温度 (°C)			第2段 保持時間 (秒)
a'-1	1200	920	400	900	120	20	675	200	20	20	350	60	500	180	6.9×10^{-4}	0.46×10^{-5}
b'-1	1200	920	400	900	120	20	675	200	20	20	200	60	500	180	6.9×10^{-4}	0.46×10^{-5}
c'-1	1200	920	400	900	120	20	675	200	20	20	450	60	500	180	6.9×10^{-4}	0.46×10^{-5}
d'-1	1200	920	400	900	120	20	675	200	20	20	350	60	400	180	1.1×10^{-4}	0.03×10^{-5}
e'-1	1200	920	400	900	120	20	675	200	20	20	350	60	600	180	2.9×10^{-3}	3.38×10^{-5}

[0130] [表11]

(その3)

熱処理 No.	熱間圧延条件				焼鈍条件					焼戻し条件		
	加熱 温度 (°C)	仕上圧延 温度 (°C)	巻取 温度 (°C)	加熱 温度 (°C)	保持 時間 (秒)	第1 冷却速度 (°C/秒)	第1 冷却 終了温度 (°C)	第2 冷却速度 (°C/秒)	第2 冷却 終了温度 (°C)	加熱 温度 (°C)	保持 時間 (秒)	パラメータ :Pg
a'-2	1200	920	400	900	120	20	675	200	20	600	15	0.28×10^{-5}
b'-2	1200	920	400	900	120	20	675	200	20	600	1	0.02×10^{-5}
c'-2	1200	920	400	900	120	20	675	200	20	600	180	3.38×10^{-5}
d'-2	1200	920	400	900	120	20	675	200	20	700	15	1.39×10^{-5}
f'-2	1200	920	400	900	120	20	675	200	20	600	5	0.09×10^{-5}

[0131] 上記熱処理後の各鋼板について、前記した測定方法により組織の定量化を行った。具体的には、表9～11に示す各熱処理条件で熱処理した全鋼板について、マルテンサイトの面積率およびその硬さ、析出物のサイズおよびその存在数（存在密度）、ならびに、有効フェライトの平均粒径を測定した。

そして、表 10 に示す熱処理 No. $a' - 1 \sim e' - 1$ の条件で熱処理した鋼板についてのみ、セメンタイト粒子のサイズおよびその存在数（存在密度）を測定し、表 11 に示す熱処理 No. $a' - 2 \sim f' - 2$ の条件で熱処理した鋼板についてのみ、転位密度を測定した。

[0132] また、上記各鋼板について、機械的特性を評価するため、引張強度 TS 、降伏強度 YP 、伸び E_L 、伸びフランジ性 λ を測定した。さらに、上記各鋼板について、耐水素脆化特性を評価するため、水素脆化危険度指数を測定した。

[0133] なお、引張強度 TS と降伏強度 YP と伸び E_L は、圧延方向と直角方向に長軸をとって JIS Z 2201 に記載の 5 号試験片を作成し、JIS Z 2241 に従って測定を行った。

[0134] また、伸びフランジ性 λ については、鉄連規格 JFST 1001 に則り、穴拡げ試験を実施して穴拡げ率の測定を行い、これを伸びフランジ性とした。

[0135] 水素脆化危険度指数については、板厚 1.2 mm の平板試験片を用いて、ひずみ速度が $1 \times 10^{-4} / s$ の低ひずみ速度引張試験（SSRT: Slow Strain Rate Technique）を行い、下記の定義式により水素脆化危険度指数を算出した。

[0136] 水素脆化危険度指数（％）＝ $100 \times (1 - E_1 / E_0)$

[0137] ここで、 E_0 は、実質的に鋼中に水素を含まない状態の試験片の破断時の伸びを示し、 E_1 は、硫酸中で電気化学的に水素をチャージさせた鋼材（試験片）の破断時の伸びを示している。なお、上記水素チャージは、鋼材（試験片）を H_2SO_4 （0.5 mol/L）と $KSCN$ （0.01 mol/L）の混合溶液中に浸漬し、室温かつ定電流（100 A/m²）の条件で行った。

[0138] 水素脆化危険度指数が 15％を超えると使用中に水素脆化を起こす危険があるので、本発明では、水素脆化危険度指数が 15％以下の鋼板を耐水素脆化特性に優れると評価した。

[0139] 上記機械的特性および耐水素脆化特性の測定結果を、表 12～14 に示す

[0140] [表12]

(その1)

鋼 No.	鋼 種	熱 処 理 No.	Pf	マルテンサイト 面積率 VM (%)	フェライト 面積率 VF (%)	他の 組織 面積率 (%)	1~10nmの 析出物 密度 (個/ μm^2)	20nm以上の Nb, Ti, Zr 含有 析出物 密度 (個/ μm^2)	有効 フェライト 平均 粒径 (μm)	TS (MPa)	λ (%)	水素 脆化 危険度 指数 (%)	判 定
60	A	a	—	94	6	0	0	0.0	8	1023	76	18.9	×
61	B	a	0.0013	91	9	0	25	0.7	3	1025	76	10.0	○
62	C	a	0.0013	92	8	0	77	0.7	2	1042	79	8.1	○
63	D	a	0.0013	94	6	0	136	7.3	3	1064	73	6.1	○
64	E	a	0.2010	93	7	0	267	21.0	3	700	32	2.0	×
65	F	a	0.0013	93	7	0	142	0.8	3	1011	82	6.4	○
66	G	a	0.0013	93	7	0	134	0.8	3	1041	82	6.2	○
67	H	a	0.0012	41	59	0	160	0.6	3	908	61	6.0	×
68	I	a	0.0222	14	86	0	163	0.6	3	602	81	7.0	×
69	J	a	0.0013	94	6	0	130	0.6	3	1030	91	7.0	○
70	K	a	0.0012	100	0	0	139	4.3	3	1201	97	6.1	○
71	L	a	0.0003	100	0	0	125	21.1	3	1304	39	32.0	×
72	M	a	0.0014	41	59	0	128	0.7	3	704	63	6.1	×
73	N	a	0.0013	71	29	0	150	0.7	3	982	71	6.9	○
74	O	a	0.0015	81	20	0	135	0.6	3	1004	82	6.9	○
75	P	a	0.0014	100	0	0	140	0.7	3	1042	89	6.9	○
76	Q	a	0.0015	83	0	17	165	0.7	3	1101	31	40.5	×
77	R	a	0.0015	91	9	0	151	0.8	3	1022	86	6.5	○
78	S	a	0.0015	93	7	0	140	0.7	3	1023	89	6.9	○
79	T	a	0.0013	44	56	0	133	0.6	3	808	54	6.9	×
80	U	a	0.0016	100	0	0	213	0.5	3	1059	99	3.3	○
81	V	a	0.0014	100	0	0	216	0.7	3	1055	99	3.5	○
82	W	a	0.0015	100	0	0	147	0.7	3	1057	97	2.2	○
83	X	a	0.0015	100	0	0	163	0.7	3	1029	95	6.5	○
84	Y	a	0.0015	100	0	0	127	0.5	3	1023	95	6.1	○
85	J	b	0.0013	94	6	0	134	14.2	3	1003	57	6.9	×
86	J	c	0.0007	73	27	0	11	0.7	3	803	67	6.2	×
87	J	d	0.0013	31	69	0	158	0.8	3	710	67	6.6	×
88	J	e	0.0013	43	15	42	155	0.5	3	702	42	6.7	×
89	J	f	0.0013	100	0	0	138	0.5	3	1211	99	6.9	○
90	J	g	0.0013	93	7	0	10	0.0	3	1217	78	20.6	×
91	J	h	0.0013	93	7	0	82	18.7	3	1003	39	12.6	×
92	J	j	0.0090	93	7	0	65	0.2	3	1305	80	9.0	○
93	K	j	0.0013	100	0	0	120	0.3	3	1521	72	10.0	○
119	Z	a	0.0013	91	9	0	22	0.7	3	1031	76	9.8	○
120	ZA	a	0.0013	94	6	0	129	7.2	3	1083	91	6.4	○
121	ZB	a	0.0931	93	7	0	254	22.5	3	715	38	1.9	×

○ : TS $\geq$ 980MPa, $\lambda \geq$ 70%, 水素脆化危険度指数 $\leq$ 15%、× : TS<980MPa または $\lambda <$ 70% または 水素脆化危険度指数 $>$ 15%)

[0141]

[表13]

(その2)

銅 No.	銅 種	熱 処 理 No.	マトリクス 面積率 VM (%)	フェライト 面積率 VF (%)	他の 組織 面積率 (%)	マトリクス 硬さ HvM	1~10mmの 析出物 密度 (個/μm ²)	20mm以上の Nb, Ti, Zr 含有 析出物 密度 (個/μm ²)	有効 フェライト 平均 粒径 (μm)	0.1μm以上の マトリクス 粒子密度 (個/μm ²)	0.02μm以上 0.1μm未満の マトリクス 粒子密度 (個/μm ²)	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	水素 脆化 危険度 指数 (%)	判 定
92'	J'	a'	94	6	0	332	130	0.6	3	3.4	15.9	1030	11.5	91	7.0	◎
93'	J'	a'-1	94	6	0	330	154	0.5	3	1.2	15.8	1029	11.5	112	7.0	◎
94	J'	b'-1	94	6	0	332	139	0.6	3	6.3	15.4	1026	12.0	83	7.0	◎
95	J'	c'-1	94	6	0	338	141	0.7	3	5.1	15.2	1027	11.6	63	7.0	×
96	J'	d'-1	94	6	0	394	0	0.0	3	1.4	8.0	1149	8.1	92	24.0	×
97	J'	e'-1	94	6	0	295	94	14.2	3	7.2	28.7	921	14.5	75	3.0	×
98	G'	a'	93	7	0	351	134	0.8	3	5.4	16.0	1041	11.7	82	6.2	○
99	G'	a'-1	93	7	0	354	128	1.1	3	1.7	15.9	1042	12.0	101	6.0	◎
100	O'	a'	81	20	0	362	135	0.6	3	5.2	15.5	1004	12.4	82	6.9	○
101	O'	a'-1	81	20	0	359	165	0.7	3	1.8	15.1	1010	12.7	103	6.0	◎
102	V'	a'	100	0	0	368	213	0.5	3	5.1	15.8	1055	12.1	99	3.5	◎
103	V'	a'-1	100	0	0	374	235	0.7	3	1.9	15.4	1054	13.0	117	3.0	◎
104	W'	a'	100	0	0	359	147	0.7	3	5.1	15.6	1057	11.7	97	2.2	◎
105	W'	a'-1	100	0	0	352	231	0.8	3	1.7	15.2	1060	11.8	116	2.0	◎
122	ZA'	a'	93	7	0	361	125	7.4	3	3.9	15.7	1079	11.3	91	6.6	◎
123	ZA'	a'-1	93	7	0	352	133	7.3	3	1.3	15.8	1081	11.9	102	6.6	◎

◎ : TS ≥ 980MPa, EI ≥ 10%, λ ≥ 90%, 水素脆化危険度指数 ≤ 15%、

○ : TS ≥ 980MPa, λ ≥ 70%, 水素脆化危険度指数 ≤ 15%、

× : TS < 980MPa または λ < 70% または 水素脆化危険度指数 > 15%)

[0142]

[表14]

鋼 No.	鋼 種	熱 処 理 No.	マテンソイト 面積率 VM (%)	フェライト 面積率 VF (%)	他の 組織 面積率 (%)	1~10μmの 析出物 密度 (個/μm ²)	20μm以上の Nb, Ti, Zr含有 析出物 密度 (個/μm ²)	有効 フェイト 平均 粒径 (μm)	転位 密度 ρ (10 ⁵ m ⁻²)	Si 等量 (質量%)	$4.0 \sim$ 5.3×10^{-3} $\sqrt{\rho}$ (m ⁻¹)	VP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	水素 脆化 危険度 指数 (%)	判 定
106	J ⁻	a ⁻	94	6	0	130	0.6	3	0.5	2.1	2.8	840	1030	12.0	91	7.0	○
107	J ⁻	a ⁻ -2	92	8	0	141	0.3	3	1.6	2.1	1.9	985	1029	13.0	123	5.0	◎
108	J ⁻	b ⁻ -2	92	8	0	0	0.0	3	1200	2.1	0.4	1321	1382	6.3	82	32.0	×
109	J ⁻	c ⁻ -2	91	9	0	143	21.4	3	0.4	2.1	2.9	829	969	14.1	64	4.0	×
110	J ⁻	d ⁻ -2	92	8	0	146	46.6	3	0.2	2.1	3.3	787	854	15.6	90	2.0	×
111	G ⁻	a ⁻	93	7	0	167	0.8	3	0.5	2.7	2.8	890	1041	12.0	82	6.2	○
112	G ⁻	a ⁻ -2	91	9	0	182	0.4	3	1.8	2.7	1.8	990	1041	12.0	100	6.0	◎
113	V ⁻	a ⁻	100	0	0	213	0.5	3	0.6	2.0	2.7	850	1055	12.1	99	3.5	○
114	V ⁻	a ⁻ -2	100	0	0	244	0.4	3	1.8	2.0	1.8	949	1057	12.5	129	3.0	◎
115	W ⁻	a ⁻	100	0	0	174	0.7	3	0.6	2.4	2.7	850	1057	12.0	97	2.2	○
116	W ⁻	a ⁻ -2	100	0	0	175	0.5	3	1.8	2.4	1.8	1059	1051	12.3	126	2.0	◎
117	J ⁻	f ⁻ -2	92	8	0	80	0.2	3	6.0	2.1	-0.1	1203	1235	12.1	108	6.9	○
118	K ⁻	f ⁻ -2	100	0	0	120	0.9	2.5	7.1	2.1	-0.5	1381	1495	10.0	90	9.0	○
124	ZA ⁻	a ⁻	93	7	0	125	7.4	3	0.6	2.0	2.7	855	1079	12.5	91	6.6	○
125	ZA ⁻	a ⁻ -2	93	7	0	133	7.3	3	1.5	2.0	1.9	993	1081	13.0	115	4.9	◎

◎ : YP ≥ 900MPa, TS ≥ 980MPa, EI ≥ 10%, λ ≥ 90%, 水素脆化危険度指数 ≤ 15%、○ : TS ≥ 980MPa, λ ≥ 70%, 水素脆化危険度指数 ≤ 15%、× : TS < 980MPa または λ < 70% または 水素脆化危険度指数 > 15

[0143] まず、表12に示すように、本発明の必須構成要件（上記成分組成規定および上記必須組織規定）を充足する発明鋼（鋼No. 61~63、65、66、69、70、73~75、80~84、89、92、93、119、1

20) は、いずれも、引張強度 TS が 980 MPa 以上、伸びフランジ性（穴広げ率） λ が 70% 以上で、かつ、水素脆化危険度指数が 15% 以下であり、加工性と耐水素脆化特性とを兼備している。

[0144] これに対して、本発明の必須構成要件のうち少なくとも一つを欠く比較鋼（鋼 No. 60、64、67、68、71、72、76、79、85～88、90、91、121）は、上記機械的特性と耐水素脆化特性のうちいずれかの特性が劣っている（なお、鋼 No. 77、78 は、いずれの特性も満足するが、成分組成 $[P]$ または $[S]$ が本発明の規定範囲を外れるため、比較鋼とした。）。

[0145] 例えば、鋼 No. 60 は、 Nb 、 Ti または Zr を含有しておらず、円相当直径 $1 \sim 10\text{ nm}$ の微細な析出物が存在しないため、引張強度と伸びフランジ性は優れているが、耐水素脆化特性が劣っている。

[0146] また、鋼 No. 64、121 は、 Nb 、 Ti または Zr の含有量が高すぎるにより、円相当直径 20 nm 以上の粗大な析出物の数が過大になるため、耐水素脆化特性は優れているが、引張強度と伸びフランジ性が劣っている。

[0147] 鋼 No. 67 は、 Si 含有量が高すぎるにより、マルテンサイト面積率が不足するため、耐水素脆化特性には優れているが、引張強度と伸びフランジ性が劣っている。

[0148] 鋼 No. 68 は、 C 含有量が低すぎるにより、マルテンサイト面積率が不足するため、伸びフランジ性と耐水素脆化特性は優れているが、引張強度が劣っている。

[0149] 鋼 No. 71 は、 C 含有量が高すぎるにより、 20 nm 以上の粗大な析出物の数が過大になるため、引張強度と耐水素脆化特性は優れているものの、伸びフランジ性が劣っている。

[0150] 鋼 No. 72 は、 Mn 含有量が低すぎるにより、マルテンサイト面積率が不足するため、耐水素脆化特性は優れているが、引張強度と伸びフランジ性が劣っている。

- [0151] 鋼No. 76は、Mn含有量が高すぎることにより、残留オーステナイトが残存するため、引張強度は優れているが、伸びフランジ性と耐水素化脆化特性が劣っている。
- [0152] 鋼No. 79は、Al含有量が高すぎることにより、マルテンサイト面積率が不足するため、耐水素化脆化特性は優れているが、引張強度と伸びフランジ性が劣っている。
- [0153] 鋼No. 85～88、90、91は、焼鈍条件または焼戻し条件が推奨範囲を外れていることにより、本発明の組織を規定する要件のうち少なくとも一つを満たさず、いずれかの特性が劣っている。
- [0154] つぎに、表13に示すように、本発明の必須構成要件に加え、上記推奨組織規定(a)をも充足する推奨鋼(鋼No. 93'、99、101、103、105、123)は、いずれも、引張強度TSが980MPa以上、伸びEIが10%以上、伸びフランジ性(穴広げ率) λ が100%以上で、かつ、水素脆化危険度指数が15%以下を満足している。これにより、上記発明鋼よりもさらに加工性に優れた高強度冷延鋼板が得られることがわかった。
- [0155] また、表14に示すように、本発明の上記必須構成要件に加え、上記推奨組織規定(b)をも充足する推奨鋼(鋼No. 107、112、114、116、125)は、いずれも、降伏強度が900MPa以上、引張強度TSが980MPa以上、伸びEIが10%以上、伸びフランジ性(穴広げ率) λ が90%以上で、かつ、水素脆化危険度指数が15%以下を満足している。これにより、上記発明鋼よりもさらに加工性に優れるとともに、衝突安全性にも優れた高強度冷延鋼板が得られることがわかった。
- [0156] 以上のとおり、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2009年3月27日出願の日本特許出願(特願2009-079775)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。

請求の範囲

[請求項1]

C : 0.03 ~ 0.30 質量%、

Si : 3.0 質量%以下 (0 質量%を含む)、

Mn : 0.1 質量%超、2.8 質量%以下、

P : 0.1 質量%以下、

S : 0.005 質量%以下、

N : 0.01 質量%以下、および

Al : 0.01 ~ 0.50 質量%、を含むとともに、

V : 0.001 ~ 1.00 質量%を含むか、または、下記式 1 を満足するように Nb、Ti および Zr の 1 種以上を合わせて 0.01 質量%以上含み、残部が鉄および不可避免的不純物からなる冷延鋼板であって、

焼戻しマルテンサイトを面積率で 50%以上 (100%を含む) を含み、残部がフェライトからなる組織を有し、

円相当直径 1 ~ 10 nm の析出物が、前記焼戻しマルテンサイト 1 μm^2 当たり 20 個以上であり、

V を含むか、または、Nb、Ti および Zr の 1 種以上を含む、円相当直径 20 nm 以上の析出物が、前記焼戻しマルテンサイト 1 μm^2 当たり 10 個以下であることを特徴とする冷延鋼板。

$$[\%C] - [\%Nb] / 92.9 \times 12 - [\%Ti] / 47.9 \times 12 - [\%Zr] / 91.2 \times 12 > 0.03 \dots\dots (式1)$$

(ただし、[%C]、[%Nb]、[%Ti]、[%Zr] はそれぞれ、C、Nb、Ti、Zr の含有量 (質量%) を意味する)

[請求項2]

前記式 1 を満足するように Nb、Ti および Zr の 1 種以上を合わせて 0.01 質量%以上含み、

結晶方位差が 15° 以上の大角粒界で囲まれたフェライトの平均粒径が 5 μm 以下である請求項 1 に記載の冷延鋼板。

[請求項3]

V : 0.001 ~ 0.20 質量%を含み、

Vを含む円相当直径20nm以上の析出物が、前記焼戻しマルテンサイト1 μm^2 当たり10個以下である請求項2に記載の冷延鋼板。

[請求項4] Cr: 0.01~1.0質量%、
Mo: 0.01~1.0質量%、
Cu: 0.05~1.0質量%、および
Ni: 0.05~1.0質量%、の1種以上を含む請求項1に記載の冷延鋼板。

[請求項5] B: 0.0001~0.0050質量%を含む請求項1に記載の冷延鋼板。

[請求項6] Ca: 0.0005~0.01質量%、
Mg: 0.0005~0.01質量%、および
REM: 0.0004~0.01質量%、の1種以上を含む請求項1に記載の冷延鋼板。

[請求項7] 円相当直径0.02 μm 以上0.1 μm 未満のセメンタイト粒子が、前記焼戻しマルテンサイト1 μm^2 当たり10個以上であり、
円相当直径0.1 μm 以上のセメンタイト粒子が、前記焼戻しマルテンサイト1 μm^2 当たり3個以下である請求項1に記載の冷延鋼板。

[請求項8] 全組織中の転位密度が $1 \times 10^{15} \sim 1 \times 10^{16} \text{m}^{-2}$ であり、
かつ、下記式2で定義されるSi等量が下記式3を満足する請求項1に記載の冷延鋼板。

$$[\text{Si等量}] = [\% \text{Si}] + 0.36 [\% \text{Mn}] + 7.56 [\% \text{P}] + 0.15 [\% \text{Mo}] + 0.36 [\% \text{Cr}] + 0.43 [\% \text{Cu}] \dots \text{(式2)}$$

$$[\text{Si等量}] \geq 4.0 - 5.3 \times 10^{-8} \sqrt{[\text{転位密度}]} \dots \text{(式3)}$$

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2009/067172

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/14(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)n

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, 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 1996-2009

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

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 8-311600 A (Kobe Steel, Ltd.), 26 November 1996 (26.11.1996), claims (Family: none)	1-8
A	JP 2005-213603 A (JFE Steel Corp.), 11 August 2005 (11.08.2005), claims (Family: none)	1-8
A	WO 2008/007785 A1 (Kobe Steel, Ltd.), 17 January 2008 (17.01.2008), claims & EP 2053140 A1	1-8



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

21 December, 2009 (21.12.09)

Date of mailing of the international search report

12 January, 2010 (12.01.10)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2009/067172

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 2007-138262 A (JFE Steel Corp.), 07 June 2007 (07.06.2007), claims (Family: none)	1-8
P,A	JP 2009-215571 A (Kobe Steel, Ltd.), 24 September 2009 (24.09.2009), claims (Family: none)	1-8
P,A	JP 2009-215572 A (Kobe Steel, Ltd.), 24 September 2009 (24.09.2009), claims (Family: none)	1-8

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（I P C））

Int.Cl. C22C38/14(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)n

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, 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 0 9 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 0 9 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 0 9 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 8-311600 A（株式会社神戸製鋼所）1996. 11. 26, 特許請求の範囲（ファミリーなし）	1 - 8
A	JP 2005-213603 A（J F E スチール株式会社）2005. 08. 11, 特許請求の範囲（ファミリーなし）	1 - 8
A	WO 2008/007785 A1（株式会社神戸製鋼所）2008. 01. 17, 請求の範囲 & EP 2053140 A1	1 - 8

☒ 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

2 1 . 1 2 . 2 0 0 9

国際調査報告の発送日

1 2 . 0 1 . 2 0 1 0

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）

鈴木 毅

4 K

9 1 5 4

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 2007-138262 A (J F E スチール株式会社) 2007.06.07, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1 - 8
P, A	JP 2009-215571 A (株式会社神戸製鋼所) 2009.09.24, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1 - 8
P, A	JP 2009-215572 A (株式会社神戸製鋼所) 2009.09.24, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1 - 8