

(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
2024年9月12日(12.09.2024)



(10) 国際公開番号

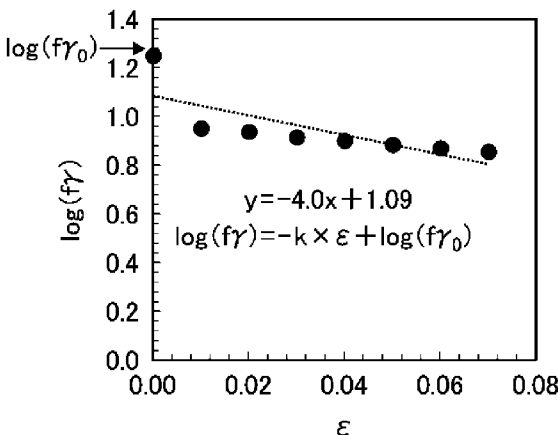
WO 2024/185764 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/12 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2024/008225
- (22) 国際出願日: 2024年3月5日(05.03.2024)
- (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 2023-033678 2023年3月6日(06.03.2023) JP
- (71) 出願人: J F E スチール株式会社(JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者:石戸 隆介(ISHITO Ryusuke); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 戸畑 潤也(TOBATA Junya); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 南 秀和(MINAMI Hidekazu); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 田 路 勇樹(TOJI Yuki); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP).
- (74) 代理人: 伊東 秀明, 外 (ITOHI Hideaki et al.); 〒1010032 東京都千代田区岩本町2丁目3番3号 ザイマックス岩本町ビル6階 Tokyo (JP).
- (81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CV, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IQ, IR, IS, IT, JM, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, MG, MK, MN, MU, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, 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, CV, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SC, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU,

(54) Title: HIGH-STRENGTH STEEL SHEET AND METHOD FOR MANUFACTURING SAME

(54) 発明の名称: 高強度鋼板およびその製造方法

[図5]



(57) Abstract: The present invention provides a high-strength steel sheet that has a tensile strength of not less than 1,180 MPa, that has excellent bendability and excellent resistance to delayed fractures, and that has a wide range of clearance optimal for bend-forming at a sheared end surface. The high-strength steel sheet comprises a steel sheet, wherein the steel sheet contains, in mass%, 0.030-0.500% C, 0.50-2.50% Si, 1.50-5.00% Mn, not more than 0.100% P, not more than 0.0200% S, not more than 1.000% Al, not more than 0.0100% N, not more than 0.0100% O, and 0.005-0.100% Nb, with the remainder consisting of Fe and unavoidable impurities, the martensite amount is not less than 70%, the retained austenite amount is 3-20%, the total of the ferrite amount and the bainitic ferrite amount is not more than 10%, retained austenite has an instability index k of less than 6.1, and the retained austenite has an instability index d of less than 5.7 in the initial stage of processing.

WO 2024/185764 A1

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, ME, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類：

一 国際調査報告 (条約第21条(3))

(57) 要約：引張強さが1180MPa以上であり、曲げ性および耐遅れ破壊特性に優れ、かつ、せん断端面の曲げ成形に対する最適クリアランス範囲が広い高強度鋼板を提供する。上記高強度鋼板が備える鋼板は、質量%で、C：0.030~0.500%、Si：0.50~2.50%、Mn：1.50~5.00%、P：0.100%以下、S：0.0200%以下、Al：1.000%以下、N：0.0100%以下、O：0.0100%以下およびNb：0.005~0.100%を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、マルテンサイト量が70%以上、残留オーステナイト量が3~20%、フェライト量およびベイニティックフェライト量の合計が10%以下であり、残留オーステナイトの非安定指数kが6.1未満、加工初期の残留オーステナイトの非安定指数dが5.7未満である。

明 細 書

発明の名称：高強度鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、高強度鋼板およびその製造方法に関する。

背景技術

[0002] 車体の軽量化による燃費向上（CO₂排出量の削減）と、耐衝突性能の向上とを両立することを目的として、自動車用薄鋼板の高強度化が進行しており、新たな法規制の導入も相次いでいる。

近年、車体の強度増加を目的として、自動車の主要な構造部品に、1180MPa以上の引張強度（TS）を有する高強度鋼板（例えば、特許文献1～3を参照）を適用する事例が増加している。

先行技術文献

特許文献

[0003] 特許文献1：特開2015-193897号公報

特許文献2：国際公開第2019/187090号

特許文献3：国際公開第2020/174805号

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0004] 従来、高強度鋼板を熱間プレス成形することが精力的に検討されてきたが、最近では、コストおよび生産性の観点から、改めて、冷間プレス成形が検討されつつある。

しかし、TSが1180MPa以上の高強度鋼板を冷間プレス成形して部品を得る場合、部品内で残留応力が増加したり、鋼板そのものの耐遅れ破壊特性が劣化したりすることにより、遅れ破壊が生じるおそれがある。

遅れ破壊とは、成形後の部品が水素侵入環境下に置かれたとき、水素が部品を構成する鋼板内に侵入し、原子間結合力を低下させたり局所的な変形を生じさせたりすることにより微小亀裂が生じ、その微小亀裂が進展すること

で破壊に至る現象である。

[0005] また、自動車に用いられる高強度鋼板には、成形性の観点から、曲げ加工の際に曲げ稜線部に割れが発生しにくい（すなわち、曲げ性に優れる）ことが求められる。

[0006] また、自動車の骨格部品には、せん断加工により形成される端面が多く存在し、このせん断端面に曲げ成形（曲げ加工）による割れが発生しないことも求められる。

せん断端面の形態は、せん断クリアランスに依存し、せん断端面の割れ発生も、せん断クリアランスに依存する。

このため、自動車に用いられる高強度鋼板には、せん断端面の曲げ成形に対する最適クリアランス範囲が広いことが求められる。

[0007] そこで、本発明は、引張強さ（TS）が1180MPa以上であり、曲げ性および耐遅れ破壊特性に優れ、かつ、せん断端面の曲げ成形に対する最適クリアランス範囲が広い高強度鋼板およびその製造方法を提供することを目的とする。

課題を解決するための手段

[0008] 本発明者らは、鋭意検討した結果、下記構成を採用することにより、上記目的が達成されることを見出し、本発明を完成させた。

[0009] すなわち、本発明は、以下の〔1〕～〔5〕を提供する。

〔1〕 鋼板を備え、上記鋼板は、質量%で、C：0.030%以上0.500%以下、Si：0.50%以上2.50%以下、Mn：1.50%以上5.00%以下、P：0.100%以下、S：0.0200%以下、Al：1.000%以下、N：0.0100%以下、O：0.0100%以下およびNb：0.005%以上0.100%以下、を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成と、マルテンサイト量が70%以上であり、残留オーステナイト量が3%以上20%以下であり、フェライト量およびベイニティックフェライト量の合計が10%以下であるマイクロ組織と、を有し、残留オーステナイトの非安定指数kが6.1未満であり、加工初期の残

留オーステナイトの非安定指数 d が 5.7 未満である、高強度鋼板。

[2] 上記成分組成は、更に、質量%で、Ti : 0.200%以下、V : 0.200%以下、Ta : 0.10%以下、W : 0.10%以下、B : 0.0100%以下、Cr : 1.00%以下、Mo : 1.00%以下、Ni : 1.00%以下、Co : 0.010%以下、Cu : 1.00%以下、Sn : 0.200%以下、Sb : 0.200%以下、Ca : 0.0100%以下、Mg : 0.0100%以下、REM : 0.0100%以下、Zr : 0.100%以下、Te : 0.100%以下、Hf : 0.10%以下、および、Bi : 0.200%以下からなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含有する、上記 [1] に記載の高強度鋼板。

[3] 上記鋼板の表面に、更に、めっき層を備える、上記 [1] または [2] に記載の高強度鋼板。

[4] 上記 [1] または [2] に記載の高強度鋼板を製造する方法であって、上記 [1] または [2] に記載の成分組成を有する鋼スラブを、1220°C以上のスラブ加熱温度で保持し、その後、熱間圧延を実施することにより、熱延鋼板を得て、上記熱延鋼板を、800°Cから600°Cまでの平均冷却速度 v_1 が 30°C/s 以上である条件で冷却し、その後、酸洗および冷間圧延を実施することにより、冷延鋼板を得て、上記冷延鋼板を、800°C以上の温度 T_1 で10秒以上保持し、その後、100°C以上 (M_s 点 - 80°C) 以下の冷却停止温度 T_a まで冷却する熱処理 A を実施し、上記熱処理 A において、750°Cから600°Cまでの平均冷却速度 v_2 が 20°C/s 以上であり、 M_s 点から上記冷却停止温度 T_a までの平均冷却速度 v_3 が 150°C/s 以下であり、 M_s 点から上記冷却停止温度 T_a までに上記冷延鋼板に付与される張力 F が 5 MPa 以上 100 MPa 以下であり、上記熱処理 A の後、上記冷延鋼板を、上記冷却停止温度 T_a 以上 450°C 以下の温度 T_2 で 5 秒以上 1000 秒以下保持し、その後、冷却する熱処理 B を実施し、上記熱処理 B の後、上記冷延鋼板を、150°C 以上 400°C 以下の温度 T_3 まで昇温し、その後、上記温度 T_3 で保持することなく、冷却する熱処理 C を実施し、上

記熱処理Cにおいて、150℃から50℃までの平均冷却速度 v_4 が1.0℃/h以上50.0℃/h以下であり、上記熱処理Aの後、上記熱処理Cの前に、上記冷延鋼板を加工して、上記冷延鋼板に0.10%以上5.00%以下の相当塑性ひずみを付与する、高強度鋼板の製造方法。

ただし、Ms点は、単位℃であり、下記式(a)より求める。

$$M_s = 519 - 474 \times [\%C] - 30.4 \times [\%Mn] - 12.1 \times [\%Cr] - 7.5 \times [\%Mo] - 17.7 \times [\%Ni] \cdots (a)$$

上記式(a)中、[%M]は、上記成分組成における元素Mの含有量であり、元素Mを含有しない場合は0である。

[5] 上記冷延鋼板にめっき処理を施す、上記[4]に記載の高強度鋼板の製造方法。

発明の効果

[0010] 本発明によれば、引張強さ(TS)が1180MPa以上であり、曲げ性および耐遅れ破壊特性に優れ、かつ、せん断端面の曲げ成形に対する最適クリアランス範囲が広い高強度鋼板が得られる。

図面の簡単な説明

[0011] [図1]引張試験に用いる試験片を示す模式図である。

[図2]引張試験の際に、試験片に付与する引張応力と引張ひずみとの関係を模式的に示すグラフである。

[図3]引張ひずみ ϵ と残留オーステナイト量との関係を示すグラフの一例である。

[図4]引張ひずみ ϵ と残留オーステナイト量との関係を示すグラフの別の一例である。

[図5]引張ひずみ ϵ と残留オーステナイト量との関係を示すグラフの更に別の一例である。

発明を実施するための形態

[0012] [高強度鋼板]

本実施形態の高強度鋼板(以下、「本高強度鋼板」ともいう)は、鋼板を

備え、後述するように、この鋼板の表面に、更に、めっき層を備えていてもよい。

本高強度鋼板が備える鋼板は、後述する成分組成およびマイクロ組織（鋼組織）を有し、かつ、後述する非安定指数 k および非安定指数 d を満たす。

高強度とは、引張強さ（TS）が 1180MPa 以上であることを意味する。

[0013] 本高強度鋼板は、引張強さ（TS）が 1180MPa 以上であり、曲げ性および耐遅れ破壊特性に優れ、かつ、せん断端面の曲げ成形に対する最適クリアランス範囲が広い。

以下、せん断端面の曲げ成形に対する最適クリアランス範囲を、単に、「最適クリアランス範囲」ともいう。

[0014] 概略的には、本発明者らは、鋭意検討を重ねた結果、以下のことを見出した。

（1）マルテンサイト量を 70% 以上、かつ、フェライト量およびベイニティックフェライト量の合計を 10% 以下にすることにより、 1180MPa 以上のTSを実現できる。

（2）残留オーステナイト量を 3% 以上にすることにより、優れた曲げ性を実現できる。

（3）加工初期の残留オーステナイトの非安定指数 d を 5.7 未満、かつ、残留オーステナイト量を 20% 以下にすることにより、優れた耐遅れ破壊特性を実現できる。

（4）残留オーステナイトの非安定指数 k を 6.1 未満、かつ、加工初期の残留オーステナイトの非安定指数 d を 5.7 未満にすることにより、広い最適クリアランス範囲を実現できる。

[0015] 本高強度鋼板を、例えば自動車の構造部品に適用することにより、車体の軽量化による燃費向上を図ることができる。したがって、産業上の利用価値は極めて大きい。

[0016] 〈鋼板〉

まず、本高強度鋼板が備える鋼板について、説明する。

鋼板の板厚は、特に限定されず、例えば、0.5 mm以上3.0 mm以下である。

[0017] 《成分組成》

本高強度鋼板が備える鋼板の成分組成（以下、「本成分組成」ともいう）を説明する。

成分組成における「%」は、特に説明が無い限り、「質量%」を意味する。

[0018] (C : 0.030%以上0.500%以下)

Cは、鋼の重要な基本成分の1つであり、マルテンサイト量、ならびに、フェライト量およびベイニティックフェライト量の合計に影響する元素である。

Cが少なすぎると、マルテンサイト量が減少し、フェライト量およびベイニティックフェライト量の合計が増加し、1180 MPa以上のTSを実現することが困難になる。このため、Cの含有量は、0.030%以上であり、0.050%以上が好ましく、0.100%以上がより好ましい。

一方、Cが多すぎると、マルテンサイトが脆化し、耐遅れ破壊特性が低下する。このため、Cの含有量は、0.500%以下であり、0.400%以下が好ましく、0.350%以下がより好ましい。

[0019] (Si : 0.50%以上2.50%以下)

Siは、鋼の重要な基本成分の1つであり、TSおよび残留オーステナイト量に影響する元素である。

Siが少なすぎると、マルテンサイトの強度が減少するため、1180 MPa以上のTSを実現することが困難になる。このため、Siの含有量は、0.50%以上であり、0.55%以上が好ましく、0.60%以上がより好ましい。

一方、Siが多すぎると、残留オーステナイトが過度に増加して、耐遅れ破壊特性が低下する。このため、Siの含有量は、2.50%以下であり、

2. 00%以下が好ましく、1. 80%以下がより好ましい。

[0020] (Mn : 1. 50%以上5. 00%以下)

Mnは、鋼の重要な基本成分の1つであり、マルテンサイト量、ならびに、フェライト量およびベイニティックフェライト量の合計に影響する元素である。

Mnが少なすぎると、マルテンサイト量が減少し、フェライト量およびベイニティックフェライト量の合計が増加し、1180MPa以上のTSを実現することが困難になる。このため、Mnの含有量は、1. 50%以上であり、2. 00%以上が好ましく、2. 20%以上がより好ましい。

一方、Mnが多すぎると、マルテンサイトが脆化し、耐遅れ破壊特性が低下する。このため、Mnの含有量は、5. 00%以下であり、4. 50%以下が好ましく、4. 00%以下がより好ましい。

[0021] (P : 0. 100%以下)

Pは、旧オーステナイト粒界に偏析して粒界を脆化させて、鋼板を脆化させることから、耐遅れ破壊特性が低下する。このため、Pの含有量は、0. 100%以下であり、0. 070%以下が好ましく、0. 030%以下がより好ましい。

下限は特に限定されない。もっとも、Pは、固溶強化元素であり、鋼板の強度を上昇させることができる。このため、Pの含有量は、0. 001%以上が好ましく、0. 003%以上がより好ましく、0. 005%以上が更に好ましい。

[0022] (S : 0. 0200%以下)

Sは、硫化物として存在し、鋼板を脆化させることから、耐遅れ破壊特性が低下する。このため、Sの含有量は、0. 0200%以下であり、0. 0050%以下が好ましく、0. 0025%以下がより好ましい。

下限は特に限定されないが、生産技術上の制約から、Sの含有量は、0. 0001%以上が好ましく、0. 0003%以上がより好ましく、0. 0005%以上が更に好ましい。

[0023] (Al : 1.000%以下)

Alは、酸化物として存在し、鋼板を脆化させることから、耐遅れ破壊特性が低下する。このため、Alの含有量は、1.000%以下であり、0.500%以下が好ましく、0.150%以下がより好ましく、0.070%以下が更に好ましい。

下限は特に限定されない。もっとも、Alは、後述する熱処理の際に炭化物が生成することを抑制し、残留オーステナイトの生成を促進できる。このため、Alの含有量は、0.001%以上が好ましく、0.005%以上がより好ましく、0.010%以上が更に好ましい。

[0024] (N : 0.0100%以下)

Nは、窒化物として存在し、鋼板を脆化させることから、耐遅れ破壊特性が低下する。このため、Nの含有量は、0.0100%以下であり、0.0080%以下が好ましく、0.0050%以下がより好ましい。

下限は特に限定されないが、生産技術上の制約から、Nの含有量は、0.0001%以上が好ましく、0.0005%以上がより好ましく、0.0010%以上が更に好ましい。

[0025] (O : 0.0100%以下)

Oは、酸化物として存在し、鋼板を脆化させることから、耐遅れ破壊特性が低下する。このため、Oの含有量は、0.0100%以下であり、0.0080%以下が好ましく、0.0050%以下がより好ましい。

下限は特に限定されないが、生産技術上の制約から、Oの含有量は、0.0001%以上が好ましく、0.0007%以上がより好ましく、0.0015%以上が更に好ましい。

[0026] (Nb : 0.005%以上0.100%以下)

本発明者らは、鋭意検討を重ねた結果、Nbが残留オーステナイトの非安定指数kに影響することを見出した。

Nbが少なすぎると、後述する熱処理後における組織が粗大化し、残留オーステナイトの非安定指数kが増加する。これにより、最適クリアランス範

囲が狭くなる。このため、Nbの含有量は、0.005%以上であり、0.008%以上が好ましく、0.010%以上がより好ましい。

一方、Nbが多すぎると、マルテンサイトが脆化し、耐遅れ破壊特性が低下する。このため、Nbの含有量は、0.100%以下であり、0.080%以下が好ましく、0.050%以下がより好ましい。

[0027] (他の元素)

本成分組成は、更に、質量%で、以下に記載する元素からなる群から選ばれる少なくとも1種の元素（他の元素）を含有してもよい。

[0028] ((TiおよびV))

TiおよびVが多すぎると、粗大な析出物や介在物が多量に生成し、鋼板が脆化し、耐遅れ破壊特性が低下する。このため、TiおよびVの含有量は、それぞれ、0.200%以下であり、0.150%以下が好ましく、0.100%以下がより好ましい。

下限は特に限定されない。もっとも、TiおよびVは、後述する熱間圧延または熱処理の際に、微細な炭化物、窒化物または炭窒化物を形成することによって、鋼板の強度を上昇させる。このため、TiおよびVの含有量は、それぞれ、0.001%以上が好ましく、0.005%以上がより好ましく、0.015%以上が更に好ましい。

[0029] ((TaおよびW))

TaおよびWが多すぎると、粗大な析出物や介在物が多量に生成し、鋼板が脆化し、耐遅れ破壊特性が低下する。このため、TaおよびWの含有量は、それぞれ、0.10%以下であり、0.09%以下が好ましく、0.08%以下がより好ましい。

下限は特に限定されない。もっとも、TaおよびWは、後述する熱間圧延または熱処理の際に、微細な炭化物、窒化物または炭窒化物を形成することによって、鋼板の強度を上昇させる。このため、TaおよびWの含有量は、それぞれ、0.01%以上が好ましく、0.03%以上がより好ましく、0.05%以上が更に好ましい。

[0030] ((B))

Bが多すぎると、鋳造または熱間圧延の際に、鋼板の内部に割れが生成し、鋼板が脆化し、耐遅れ破壊特性が低下する。このため、Bの含有量は、0.0100%以下であり、0.0080%以下が好ましく、0.0060%以下がより好ましい。

下限は特に限定されない。もっとも、Bは、後述する熱処理の際にオーステナイト粒界に偏析し、焼入れ性を向上させる。このため、Bの含有量は、0.0003%以上が好ましく、0.0005%以上がより好ましく、0.0010%以上が更に好ましい。

[0031] ((Cr、MoおよびNi))

Cr、MoおよびNiが多すぎると、粗大な析出物や介在物が増加し、鋼板が脆化し、耐遅れ破壊特性が低下する。このため、Cr、MoおよびNiの含有量は、それぞれ、1.00%以下であり、0.80%以下が好ましく、0.50%以下がより好ましい。

下限は特に限定されない。もっとも、Cr、MoおよびNiは、焼入れ性を向上させる元素であることから、Cr、MoおよびNiの含有量は、それぞれ、0.01%以上が好ましく、0.04%以上がより好ましく、0.08%以上が更に好ましい。

[0032] ((Co))

Coが多すぎると、粗大な析出物や介在物が増加し、鋼板が脆化し、耐遅れ破壊特性が低下する。このため、Coの含有量は、0.010%以下であり、0.008%以下が好ましく、0.006%以下がより好ましい。

下限は特に限定されない。もっとも、Coは、焼入れ性を向上させる元素であることから、Coの含有量は、0.001%以上が好ましく、0.003%以上がより好ましく、0.005%以上が更に好ましい。

[0033] ((Cu))

Cuが多すぎると、粗大な析出物や介在物が増加し、鋼板が脆化し、耐遅れ破壊特性が低下する。このため、Cuの含有量は、1.00%以下であり

、0.80%以下が好ましく、0.60%以下がより好ましい。

下限は特に限定されない。もっとも、Cuは、焼入れ性を向上させる元素であることから、Cuの含有量は、0.01%以上が好ましく、0.03%以上がより好ましく、0.05%以上が更に好ましい。

[0034] ((Sn))

Snが多すぎると、鋳造または熱間圧延の際に、鋼板の内部に割れが生成し、鋼板が脆化し、耐遅れ破壊特性が低下する。このため、Snの含有量は、0.200%以下であり、0.150%以下が好ましく、0.100%以下がより好ましい。

下限は特に限定されない。もっとも、Snは、焼入れ性を向上させる元素であることから、Snの含有量は、0.001%以上が好ましく、0.010%以上がより好ましく、0.020%以上が更に好ましい。

[0035] ((Sb))

Sbが多すぎると、粗大な析出物や介在物が増加し、鋼板が脆化し、耐遅れ破壊特性が低下する。このため、Sbの含有量は、0.200%以下であり、0.100%以下が好ましく、0.050%以下がより好ましい。

下限は特に限定されない。もっとも、Sbは、表層軟化厚みを制御し、強度調整を可能にする元素であることから、Sbの含有量は、0.001%以上が好ましく、0.003%以上がより好ましく、0.005%以上が更に好ましい。

[0036] ((Ca、MgおよびREM))

Ca、MgおよびREM（希土類金属）が多すぎると、粗大な析出物や介在物が増加し、鋼板が脆化し、耐遅れ破壊特性が低下する。このため、Ca、MgおよびREMの含有量は、それぞれ、0.0100%以下であり、0.0080%以下が好ましく、0.0050%以下がより好ましい。

下限は特に限定されない。もっとも、Ca、MgおよびREMは、窒化物や硫化物の形状を球状化し、鋼板の極限変形能を向上する元素である。このため、Ca、MgおよびREMの含有量は、それぞれ、0.0005%以上

が好ましく、0.0010%以上がより好ましく、0.0015%以上が更に好ましい。

[0037] ((ZrおよびTe))

ZrおよびTeが多すぎると、粗大な析出物や介在物が増加し、鋼板が脆化し、耐遅れ破壊特性が低下する。このため、ZrおよびTeの含有量は、それぞれ、0.100%以下であり、0.080%以下が好ましく、0.060%以下がより好ましい。

下限は特に限定されない。もっとも、ZrおよびTeは、窒化物や硫化物の形状を球状化し、鋼板の極限変形能を向上する元素である。このため、ZrおよびTeの含有量は、それぞれ、0.001%以上が好ましく、0.008%以上がより好ましく、0.015%以上が更に好ましい。

[0038] ((Hf))

Hfが多すぎると、粗大な析出物や介在物が増加し、鋼板が脆化し、耐遅れ破壊特性が低下する。このため、Hfの含有量は、0.10%以下であり、0.09%以下が好ましく、0.08%以下がより好ましい。

下限は特に限定されない。もっとも、Hfは、窒化物や硫化物の形状を球状化し、鋼板の極限変形能を向上する元素である。このため、Hfの含有量は、0.01%以上が好ましく、0.02%以上がより好ましく、0.03%以上が更に好ましい。

[0039] ((Bi))

Biが多すぎると、粗大な析出物や介在物が増加し、鋼板が脆化し、耐遅れ破壊特性が低下する。このため、Biの含有量は、0.200%以下であり、0.150%以下が好ましく、0.100%以下がより好ましい。

下限は特に限定されない。もっとも、Biは、偏析を軽減する元素であることから、Biの含有量は、0.001%以上が好ましく、0.020%以上がより好ましく、0.050%以上が更に好ましく、0.090%以上が特に好ましい。

[0040] 上述した他の元素については、各含有量が上述した好ましい下限値未満で

ある場合、本発明の効果を害することがないことから、不可避的不純物とみなす。

[0041] (残部)

本成分組成における残部は、Feおよび不可避的不純物からなる。

[0042] 《ミクロ組織》

次に、本高強度鋼板が備える鋼板のミクロ組織（以下、「本ミクロ組織」ともいう）を説明する。

[0043] (フェライト量およびベイニティックフェライト量の合計：10%以下)

フェライトおよびベイニティックフェライトが多すぎると、1180MPa以上のTSを実現することが困難となる。このため、フェライト量およびベイニティックフェライト量の合計は、10%以下であり、9%以下が好ましく、8%以下がより好ましい。

下限は特に限定されない。

[0044] フェライト量およびベイニティックフェライト量は、次のように求める。

鋼板を研磨して、板厚1/4位置（鋼板の表面から深さ方向で板厚の1/4に相当する位置）のL断面を、観察面として露出させる。観察面を、3体積%ナイトールを用いて腐食させてから、走査型電子顕微鏡（SEM）を用いて、2000倍の倍率で10視野観察して、各視野のSEM画像を得る。SEM画像において、フェライトおよびベイニティックフェライトは、内部が平坦な凹状の組織として確認される。各SEM画像におけるフェライトおよびベイニティックフェライトの面積率（単位：%）を求め、求めた面積率の10視野の平均値を、フェライト量およびベイニティックフェライト量の合計とする。

[0045] (残留オーステナイト量：3%以上20%以下)

優れた曲げ性を実現できるという理由から、残留オーステナイト量は、3%以上であり、5%以上が好ましく、7%以上がより好ましく、8%以上が更に好ましい。

一方、優れた耐遅れ破壊特性を実現できるという理由から、残留オーステ

ナイト量は、20%以下であり、15%以下が好ましく、13%以下がより好ましい。

[0046] 残留オーステナイト量は、次のように求める。

鋼板を研磨して、板厚1/4位置よりも0.1mm深い位置のL断面を露出させる。このL断面を、更に、化学研磨によって深さ方向に0.1mm研磨し、観察面を得る。観察面について、X線回折(XRD)装置において、 $\text{CoK}\alpha$ 線を用いて、回折ピークの積分強度比を求める。より詳細には、fcc鉄の{200}、{220}および{311}面の各々と、bcc鉄の{200}、{211}および{220}面の各々との回折ピークの積分強度比を求める。9つの積分強度比の平均値を、残留オーステナイト量の体積率(単位:%)とし、これを残留オーステナイト量とする。

[0047] (マルテンサイト量:70%以上)

1180MPa以上のTSを実現できるという理由から、マルテンサイト量は、70%以上であり、75%以上が好ましく、80%以上がより好ましい。

なお、マルテンサイトの中でも、高いTSの達成には、焼戻しマルテンサイトの寄与が重要であり、焼戻しマルテンサイト量は、80%以上が好ましい。

[0048] マルテンサイト量は、次のように求める。

まず、上述した方法によって、残留オーステナイト量、ならびに、フェライト量およびベイニティックフェライト量の合計を求める。次いで、それらの合計を100%から差し引いて、得られる値(単位:%)を、マルテンサイト量とする。

したがって、ここでいうマルテンサイト量は、焼入れマルテンサイトおよび焼戻しマルテンサイトの両方を含む量である。

なお、残留オーステナイト量は、上述したように、体積率であるが、これは、面積率とほぼ等しい。このため、残留オーステナイト量を、面積率であるフェライト量およびベイニティックフェライト量の合計と共に、100%

から差し引く。

[0049] 《非安定指数 k : 6.1 未満》

本発明者らは、鋭意検討を重ねた結果、残留オーステナイトの非安定指数 k (単に「非安定指数 k 」ともいう) が、最適クリアランス範囲に影響することを見出した。

非安定指数 k が高すぎると、残留オーステナイトの安定性が低く、せん断の際に、残留オーステナイトが硬質なマルテンサイトに過度に変態する。これにより、鋼板の極限変形能が低下し、最適クリアランス範囲が狭くなる。

このため、非安定指数 k は、6.1 未満であり、5.0 以下が好ましく、4.0 以下がより好ましく、3.5 以下が更に好ましい。

下限は特に限定されないが、非安定指数 k は、例えば 1.0 以上であり、1.5 以上が好ましく、2.0 以上がより好ましい。

[0050] 《非安定指数 d : 5.7 未満》

本発明者らは、鋭意検討を重ねた結果、加工初期の残留オーステナイトの非安定指数 d (単に「非安定指数 d 」ともいう) が、耐遅れ破壊特性および最適クリアランス範囲に影響することを見出した。

非安定指数 d が高すぎると、加工初期の残留オーステナイトの安定性が低く、加工初期に、残留オーステナイトが硬質なマルテンサイトに過度に変態し、水素侵入環境下にて遅れ破壊発生の起点となるため、耐遅れ破壊特性が低下する。

また、非安定指数 d が高すぎると、加工初期に、残留オーステナイトが硬質なマルテンサイトに過度に変態することにより、鋼板の極限変形能が低下し、最適クリアランス範囲が狭くなる。

このため、非安定指数 d は、5.7 未満であり、5.0 以下が好ましく、4.0 以下がより好ましく、3.5 以下が更に好ましい。

下限は特に限定されないが、非安定指数 d は、例えば -15.0 以上であり、 -10.0 以上が好ましく、 -5.0 以上がより好ましい。

[0051] 非安定指数 k および非安定指数 d は、次のように求める。

まず、後述する引張試験（詳細は〔実施例〕に記載）を実施して、鋼板の試験片（JIS 5号試験片）を加工する。

図1は、引張試験に用いる試験片を示す模式図である。図2は、引張試験の際に、試験片1に付与する引張応力と引張ひずみとの関係を模式的に示すグラフである。

図2に示すように、試験片に、引張応力を付与することにより、引張ひずみ（引張塑性ひずみ）を付与する。こうして、0～10%（0～0.10）の範囲で任意の引張ひずみ ε を付与した複数の試験片を得る。加工前（引張ひずみを付与する前）の引張ひずみ ε は、0%である。

その後、各試験片の中央部（図1中の斜線部）について、上述した方法により、引張ひずみ ε を付与したときの残留オーステナイト量を求める。得られた結果をグラフ（横軸：引張ひずみ ε 、縦軸：残留オーステナイト量の対数）にプロットする。

グラフ（後述する図3～図5を参照）中の各プロットについて、最小二乗法を用いて、一次近似式（ $y = -a x + b$ ）を得る。得られた近似式を下記式（1）に当てはめ、近似式の傾き a を、残留オーステナイトの非安定指数 k として求める。

$$\log(f\gamma) = -k \cdot \varepsilon + \log(f\gamma_0) \cdots (1)$$

上記式（1）中、 $f\gamma$ は、引張ひずみ ε を付与したときの残留オーステナイト量、 $f\gamma_0$ は、加工前の残留オーステナイト量を表す。

[0052] 更に、上記式（1）の切片から、加工前（引張ひずみ ε が0%であるとき）の残留オーステナイト量の推定値を求める。そして、下記式（2）に基づいて、加工前の残留オーステナイトの非安定指数 d を求める。

$$d = f\gamma_0 - f\gamma_{\varepsilon_0} \cdots (2)$$

上記式（2）中、 $f\gamma_0$ は、加工前の残留オーステナイト量の実測値、 $f\gamma_{\varepsilon_0}$ は、加工前の残留オーステナイトの推定値を表す。

[0053] 図3は、引張ひずみ ε と残留オーステナイト量との関係を示すグラフの一例である。図4は、同グラフの別の一例である。図5は、同グラフの更に別

の一例である。

図3と図4とを対比すると、図3の近似式の傾き a （非安定指数 k ）は2.3であり、図4の近似式の傾き a （非安定指数 k ）である11.9よりも小さい。

近似式の傾き a （非安定指数 k ）が小さいことは、加工中において、残留オーステナイト量の変化が小さく、残留オーステナイトの安定性が良好であることを示す。

[0054] 次に、図5を見ると、近似式の傾き a （非安定指数 k ）は4.0と小さい。

しかし、図5では、加工前の残留オーステナイトの推定値 $f_{\gamma \varepsilon_0}$ は12.3 ($\log(f_{\gamma \varepsilon_0}) = 1.09$) であるのに対して、加工前の残留オーステナイト量の実測値 f_{γ_0} は18 ($\log(f_{\gamma_0}) = 1.26$) であり、非安定指数 $d (= f_{\gamma_0} - f_{\gamma \varepsilon_0})$ は5.7と大きい。

非安定指数 d が大きい場合、加工初期（引張試験の初期）に限ると、近似式の傾きが大きい。すなわち、この場合、加工初期の残留オーステナイトの安定性が不十分である。

[0055] したがって、非安定指数 k および非安定指数 d が両方ともに上述した範囲を満たすことにより、加工中および加工初期の両方において、残留オーステナイトは安定性に優れる。

[0056] 〈めっき層〉

本高強度鋼板は、耐食性などを向上させる観点から、鋼板の表面に、更に、めっき層を備えていてもよい。

めっき層としては、例えば、熔融亜鉛めっき層、合金化熔融亜鉛めっき層または電気亜鉛めっき層が挙げられる。めっき層は、後述するめっき処理によって形成される。

めっき層の付着量は、特に限定されず、片面あたり $20 \sim 80 \text{ g/m}^2$ が好ましい。

[0057] [高強度鋼板の製造方法]

次に、本実施形態の高強度鋼板の製造方法（以下、「本製造方法」ともいう）を説明する。本製造方法は、上述した本高強度鋼板を製造する方法でもある。

以下に示す鋼スラブ、鋼板などを加熱または冷却する際の温度は、特に説明が無い限り、鋼スラブ、鋼板などの表面温度を意味する。

鋼スラブとなる溶鋼を製造する方法としては、特に限定されず、転炉、電気炉などを用いた公知の方法を採用できる。マクロ偏析を防止する観点から、連続鋳造法によって溶鋼から鋼スラブを得ることが好ましい。

[0058] 〈熱間圧延〉

本製造方法においては、まず、上述した本成分組成を有する鋼スラブを、以下に説明するスラブ加熱温度で保持し、その後、熱間圧延を施して、熱延鋼板を得る。

[0059] 《スラブ加熱温度：1220℃以上》

スラブ加熱温度が低すぎると、介在物の溶解が不純分なため、鋼板が脆化し、耐遅れ破壊特性が低下する。このため、スラブ加熱温度は、1220℃以上が好ましく、1230℃以上がより好ましく、1230℃超が更に好ましい。

上限は特に限定されないが、スラブ加熱温度は、1300℃以下が好ましく、1290℃以下がより好ましく、1280℃以下が更に好ましい。

[0060] 〈冷却〉

熱間圧延により得られた熱延鋼板を、冷却する。このとき、800℃から600℃までの平均冷却速度 v_1 が、以下に説明する範囲を満たす。

[0061] 《平均冷却速度 v_1 ：30℃/s以上》

本発明者らは、鋭意検討を重ねた結果、800℃から600℃までの平均冷却速度 v_1 （単に「平均冷却速度 v_1 」ともいう）が、残留オーステナイトの非安定指数 k に影響することを見出した。

平均冷却速度 v_1 が小さすぎると、冷却中に粗大なNb系炭化物が過度に析出し、Nbにより残留オーステナイトの非安定指数 k を減少する効果が低下

する。これにより、非安定指数 k が増加し、最適クリアランス範囲が狭くなる。

このため、平均冷却速度 v_1 は、 $30^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上であり、 $35^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上が好ましく、 $40^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上がより好ましい。

[0062] 〈酸洗および冷間圧延〉

次に、冷却した熱延鋼板に、酸洗および冷間圧延を施して、冷間圧延を得る。

酸洗は、熱延鋼板の表面の酸化物の除去が可能であることから、最終製品である高強度鋼板における良好な化成処理性およびめっき品質を確保するために重要である。酸洗は、1回だけ実施してもよいし、複数回に分けて実施してもよい。

熱延鋼板に酸洗を実施することにより、酸洗処理板が得られる。その後、適宜、酸洗処理板を乾燥する。

冷間圧延は、乾燥前の酸洗処理板に実施してもよいし、乾燥後に実施してもよい。

冷間圧延における圧下率および圧延後の板厚は、特に限定しない。圧延パスの回数および各パスの圧下率についても、特に限定されない。

[0063] 次に、冷間圧延により得られた冷延鋼板に対して、後述する熱処理 A、熱処理 B および熱処理 C を、この順に施す。熱処理 C の前に、後述する加工を実施する。

以下、より詳細に説明する。

[0064] 〈熱処理 A〉

まず、冷間圧延により得られた冷延鋼板に対して、熱処理 A を施す。

概略的には、熱処理 A では、冷延鋼板を、後述する温度 T_1 で保持（加熱）し、その後、後述する冷却停止温度 T_a まで冷却する。

熱処理 A の各条件を、以下に説明する。

[0065] 《温度 T_1 : 800°C 以上》

まず、冷延鋼板を、温度 T_1 で保持（加熱）する。温度 T_1 が低すぎると

、マルテンサイト量が減少し、フェライト量およびベイニティックフェライト量の合計が増加するため、1180MPa以上のTSを実現することが困難になる。

このため、温度T1は、800℃以上であり、820℃以上が好ましく、840℃以上がより好ましい。

上限は特に限定されないが、温度T1は、例えば940℃以下であり、920℃以下が好ましく、900℃以下がより好ましい。

[0066] 《保持時間 t_1 : 10秒以上》

冷延鋼板を温度T1で保持（加熱）する時間（保持時間 t_1 ）が短すぎると、マルテンサイト量が減少し、フェライト量およびベイニティックフェライト量の合計が増加し、1180MPa以上のTSを実現することが困難になる。

このため、保持時間 t_1 は、10秒以上であり、30秒以上が好ましく、50秒以上がより好ましい。

上限は特に限定されないが、保持時間 t_1 は、例えば300秒以下であり、250秒以下が好ましく、200秒以下がより好ましい。

[0067] 《冷却停止温度 T_a : 100℃以上（Ms点−80℃）以下》

次に、温度T1で保持した冷延鋼板を、冷却停止温度 T_a まで冷却する。

冷却停止温度 T_a が低すぎると、残留オーステナイト量が減少し、曲げ性が低下する。このため、冷却停止温度 T_a は、100℃以上であり、120℃以上が好ましく、140℃以上がより好ましい。

一方、冷却停止温度 T_a が高すぎると、残留オーステナイト量が過度に増加し、耐遅れ破壊特性が低下する。このため、冷却停止温度 T_a は、（Ms点−80℃）以下であり、（Ms点−90℃）以下が好ましく、（Ms点−100℃）以下がより好ましい。

[0068] 冷延鋼板を温度T1から冷却停止温度 T_a まで冷却する際に、以下に説明する温度範囲の平均冷却速度を、以下に説明する範囲に制御する。

[0069] 《平均冷却速度 v_2 : 20℃/s以上》

750℃から600℃までの平均冷却速度 v_2 （単に「平均冷却速度 v_2 」ともいう）が小さすぎると、マルテンサイト量が減少し、フェライト量およびベイニティックフェライト量の合計が増加し、1180MPa以上のTSを実現することが困難になる。このため、平均冷却速度 v_2 は、20℃/s以上であり、22℃/s以上が好ましく、24℃/s以上がより好ましい。

上限は特に限定されないが、平均冷却速度 v_2 は、例えば65℃/s以下であり、55℃/s以下が好ましく、45℃/s以下がより好ましい。

[0070] 《平均冷却速度 v_3 ：150℃/s以下》

本発明者らは、鋭意検討を重ねた結果、Ms点から冷却停止温度Taまでの平均冷却速度 v_3 （単に「平均冷却速度 v_3 」ともいう）が、加工初期の残留オーステナイトの非安定指数dに影響することを見出した。

平均冷却速度 v_3 が大きすぎると、マルテンサイト変態速度が速いことに起因して、残留オーステナイトが粗大化し、加工初期の残留オーステナイトの非安定指数dが増加する。これにより、耐遅れ破壊特性が低下し、かつ、最適クリアランス範囲が狭くなる。このため、平均冷却速度 v_3 は、150℃/s以下であり、120℃/s以下が好ましく、90℃/以下がより好ましい。

下限は特に限定されないが、平均冷却速度 v_3 は、例えば5℃/s以上であり、8℃/s以上が好ましく、10℃/s以上がより好ましい。

[0071] 《張力F：5MPa以上100MPa以下》

本発明者らは、鋭意検討を重ねた結果、Ms点から冷却停止温度Taまでに冷延鋼板に付与される張力F（単に「張力F」ともいう）が、加工初期の残留オーステナイトの非安定指数dに影響することを見出した。

張力Fが低すぎると、マルテンサイトの核生成サイトが低減するため、残留オーステナイトが粗大化し、加工初期の残留オーステナイトの非安定指数dが増加する。これにより、耐遅れ破壊特性が低下し、かつ、最適クリアランス範囲が狭くなる。このため、張力Fは、5MPa以上であり、6MPa以上が好ましく、8MPa以上がより好ましい。

一方、張力Fが高すぎると、マルテンサイト変態が過度に進行するため、得られる残留オーステナイト量が減少し、曲げ性が低下する。このため、張力Fは、100MPa以下であり、50MPa以下が好ましく、25MPa以下がより好ましい。

[0072] 《Ms点》

Ms点（単位：℃）は、下記式（a）より求める。

$$M_s = 519 - 474 \times [\%C] - 30.4 \times [\%Mn] - 12.1 \times [\%Cr] - 7.5 \times [\%Mo] - 17.7 \times [\%Ni] \dots (a)$$

上記式（a）中、[%M]は、成分組成における元素Mの含有量であり、元素Mを含有しない場合は0である。

[0073] 〈熱処理B〉

次に、冷却停止温度Taまで冷却された冷延鋼板に対して、熱処理Bを施す。

概略的には、熱処理Bでは、冷延鋼板を、後述する温度T2で保持（加熱）し、その後、温度T2未満の温度（例えば、室温）まで冷却する。室温は、例えば、25±5℃である。

熱処理Bの各条件を、以下に説明する。

[0074] 《温度T2：冷却停止温度Ta以上450℃以下》

まず、冷延鋼板を、温度T2で保持（加熱）する。これにより、残留オーステナイトを安定化する。温度T2が低すぎると、所望量の残留オーステナイトが得られないため、曲げ性が低下する。このため、温度T2は、冷却停止温度Ta以上であり、(Ta+10℃)以上が好ましく、(Ta+20℃)以上がより好ましい。

一方、温度T2が高すぎると、マルテンサイトの焼戻しが過度に進行し、1180MPa以上のTSを実現することが困難になる。このため、温度T2は、450℃以下であり、420℃以下が好ましく、400℃以下がより好ましい。

[0075] 《保持時間t2：5秒以上1000秒以下》

冷延鋼板を温度 T_2 で保持する時間（保持時間 t_2 ）が短すぎると、オーステナイトの安定化が不十分となり、残留オーステナイトの非安定指数 k が増加し、最適クリアランス範囲が狭くなる。このため、保持時間 t_2 は、5 秒以上であり、50 秒以上が好ましく、80 秒以上がより好ましい。

一方、保持時間 t_2 が長すぎると、マルテンサイトの焼戻しが過度に進行し、1180 MPa 以上の TS を実現することが困難になる。このため、保持時間 t_2 は、1000 秒以下であり、800 秒以下が好ましく、400 秒以下がより好ましい。

[0076] 〈加工（相当塑性ひずみの付与）〉

上述した熱処理 A の後であって、かつ、後述する熱処理 C の前に、冷延鋼板を加工して、冷延鋼板に相当塑性ひずみを付与する。

加工する際の温度は、特に限定されない。例えば、加工は、冷延鋼板を温度 T_2 で保持する間に実施してもよいし、温度 T_2 での保持後に冷延鋼板を例えば室温まで冷却してから実施してもよい。

[0077] 《相当塑性ひずみ：0.10%以上5.00%以下》

本発明者らは、鋭意検討を重ねた結果、加工により冷延鋼板に付与される相当塑性ひずみ（単に「相当塑性ひずみ」ともいう）が加工初期の残留オーステナイトの非安定指数 d に影響することを見出した。

相当塑性ひずみが小さすぎると、加工初期で変態する不安定な残留オーステナイトが増加するため、非安定指数 d が増加し、耐遅れ破壊特性が低下し、かつ、最適クリアランス範囲が狭くなる。このため、相当塑性ひずみは、0.10%以上であり、0.15%以上が好ましく、0.30%以上がより好ましい。

一方、相当塑性ひずみが大きすぎると、残留オーステナイトの加工誘起変態が過度に進行し、得られる残留オーステナイト量が減少し、曲げ性が低下する。このため、相当塑性ひずみは、5.00%以下であり、4.00%以下が好ましく、3.00%以下がより好ましい。

[0078] 《加工回数》

冷延鋼板を加工する回数は、特に限定されない。

すなわち、複数回に分けて加工を実施してもよく、各加工によって冷延鋼板に付与される相当塑性ひずみの合計が上記範囲内であればよい。

例えば、1回目の加工によって冷延鋼板に付与される相当塑性ひずみが上記下限値未満であっても、2回目以降の加工によって相当塑性ひずみの合計が上記下限値以上（上記下限値以下）になればよい。

[0079] 《加工方法》

冷延鋼板を加工する方法としては、例えば、冷延鋼板に対して調質圧延を実施する方法；テンションレベラを用いて冷延鋼板を加工する方法；等が挙げられる。レベラとしては、例えば、テンションレベラ、連続式ストレッチャーレベラ、ローラーレベラなどが挙げられ、テンションレベラが好ましい。

調質圧延を実施する場合、相当塑性ひずみは、鋼板（冷延鋼板）の伸長率であり、加工前と加工後の鋼板の長さ変化から求める。

テンションレベラを用いて冷延鋼板を加工する場合、相当塑性ひずみは、以下の参考文献1に記載された方法に従って算出する。算出には、以下のデータ入力値を用い、材料の加工硬化挙動は直線硬化の弾塑性体とし、バウジンガー硬化は無視し、ベンドロスによる張力低下は無視する。加工曲率式としては、美坂の式を用いる。

板厚分割数：31

ヤング率：21000 kgf/mm²

ポアソン比：0.3

降伏応力：111 kgf/mm²

塑性係数：1757 kgf/mm²

参考文献1：美坂佳助、益居健、塑性と加工、1976年、第17巻、p. 988-994

[0080] 〈熱処理C〉

次に、例えば室温まで冷却された冷延鋼板に対して、熱処理Cを施す。

概略的には、熱処理Cでは、冷延鋼板を後述する温度T₃まで昇温し、その後、温度T₃で保持することなく、温度T₃未満の温度（例えば、室温）まで冷却する。

[0081] 《温度T₃：150℃以上400℃以下》

温度T₃が低すぎると、オーステナイトの安定化が不十分となり、残留オーステナイトの非安定指数kが増加するため、最適クリアランス範囲が狭くなる。このため、温度T₃は、150℃以上であり、160℃以上が好ましく、170℃以上がより好ましい。

一方、温度T₃が高すぎると、マルテンサイトの焼戻しが過度に進行し、1180MPa以上のTSを実現することが困難になる。このため、温度T₃は、400℃以下であり、350℃以下が好ましく、300℃以下がより好ましい。

[0082] 《温度T₃での非保持》

冷延鋼板を温度T₃で保持すると、炭化物の析出が促進され、オーステナイトの安定化に寄与する炭素が浪費される。これにより、オーステナイトの安定化が不十分となり、残留オーステナイトの非安定指数kが増加するため、最適クリアランス範囲が狭くなる。

このため、上述したように、温度T₃まで昇温した冷延鋼板を、温度T₃で保持することなく、直ちに冷却する。

[0083] 冷延鋼板を温度T₃から例えば室温まで冷却する際に、以下に説明する温度範囲の平均冷却速度を、以下に説明する範囲に制御する。

[0084] 《平均冷却速度v₄：1.0℃/h以上50.0℃/h以下》

150℃から50℃までの平均冷却速度v₄（単に「平均冷却速度v₄」ともいう）が大きすぎると、冷却中のオーステナイトへの炭素の濃化が不十分となる。これにより、オーステナイトの安定化が不十分となり、残留オーステナイトの非安定指数kが増加するため、最適クリアランス範囲が狭くなる。このため、平均冷却速度v₄は、50.0℃/h以下であり、48.0℃/h以下が好ましく、45.0℃/h以下がより好ましい。

一方、平均冷却速度 v_4 は、生産技術上の制約から、 $1.0^\circ\text{C}/\text{h}$ 以上であり、 $1.2^\circ\text{C}/\text{h}$ 以上が好ましく、 $1.4^\circ\text{C}/\text{h}$ 以上がより好ましい。

[0085] 熱処理Cが施された後の冷延鋼板は、上述した本高強度鋼板が備える鋼板に相当する。

熱処理Cの後、冷延鋼板を加工して、再び 0.10% 以上 5.00% 以下の相当塑性ひずみを付与してもよい。加工後に、冷延鋼板を、 100°C 以上 400°C 以下の温度で加熱してもよい。

[0086] 〈めっき処理〉

冷延鋼板に対して、めっき処理を施してもよい。これにより、めっき層が形成される。

めっき処理は、例えば、上述した熱処理Aの間または後に、実施する。

めっき処理を熱処理Aの間に実施する場合、例えば、冷延鋼板を 750°C から 600°C まで平均冷却速度 v_2 で冷却する間（または、この冷却の後）に、溶融亜鉛めっき処理または合金化溶融亜鉛めっき処理（溶融亜鉛めっき処理後に合金化する処理）を実施する。

めっき処理を熱処理Aの後に実施する場合、例えば、熱処理Bの後に、電気亜鉛めっき処理を実施する。電気亜鉛めっき処理としては、 Zn-Ni 電気合金めっき処理、純 Zn 電気めっき処理などが挙げられる。

なお、めっき処理は、上述した溶融亜鉛めっき処理、合金化溶融亜鉛めっき処理および電気亜鉛めっき処理に限定されない。また、めっき処理に用いる金属種としては、 Zn に限定されず、他の金属（例えば、 Al ）であってもよい。

めっき処理の際にワイピングを実施することにより、形成されるめっき層の付着量を調整できる。

めっき処理のその他の条件は特に限定されず、常法に従って実施すればよい。

生産性の観点から、上述した熱処理A～Cおよびめっき処理を含む一連の処理は、連続溶融亜鉛めっきライン（ CGL ）において実施することが好ま

しい。

実施例

[0087] 以下に、実施例を挙げて本発明を具体的に説明する。ただし、本発明は、以下に説明する実施例に限定されない。

[0088] 〈鋼板の製造〉

下記表 1 に示す成分組成を有し、残部が Fe および不可避免の不純物からなる溶鋼を転炉で製造し、連続鑄造法によって鋼スラブを得た。下記表 1 中の下線は、本発明の範囲外を意味する（後述する表 2～表 3 においても同様）。

得られた鋼スラブを下記表 2 に示すスラブ加熱温度で保持し、その後、熱間圧延（熱延）して、熱延鋼板を得た。得られた熱延鋼板を、冷却した。このとき、800℃から600℃までを、下記表 2 に示す平均冷却速度 v_1 で冷却した。

冷却した熱延鋼板を、酸洗してから冷間圧延し、冷延鋼板を得た。

得られた冷延鋼板に対して、下記表 2 に示す条件で熱処理 A～C を実施した。熱処理 C の前に、下記表 2 に示す条件で、冷延鋼板を加工した。

こうして、下記表 2 に示す最終板厚を有する冷延鋼板を得た。

[0089] 一部の例では、冷延鋼板（CR）にめっき処理（溶融亜鉛めっき処理、合金化溶融亜鉛めっき処理または電気亜鉛めっき処理）を施して、溶融亜鉛めっき鋼板（GI）、合金化溶融亜鉛めっき鋼板（GA）または電気亜鉛めっき鋼板（EG）を得た。

溶融亜鉛めっき処理および合金化溶融亜鉛めっき処理は、熱処理 A の冷却中に実施した。電気亜鉛めっき処理は、熱処理 B の後（熱処理 C の前）に実施した。

[0090] 溶融亜鉛めっき浴として、GI を製造する場合は、Al : 0.20 質量% を含有し、残部が Zn および不可避免の不純物からなる亜鉛浴を使用し、GA を製造する場合は、Al : 0.14 質量% を含有し、残部が Zn および不可避免の不純物からなる亜鉛浴を使用した。

浴温は、G I および G A のいずれを製造する場合においても、470℃とした。

めっき層の付着量は、G I を製造する場合は、片面あたり45～72 g/m²とし、G A を製造する場合は、片面あたり45 g/m²とした。

G A を製造する場合、合金化温度は、500℃とした。

G I のめっき層の組成は、Fe : 0.1～1.0質量%、Al : 0.2～1.0質量%を含有し、残部がZnおよび不可避的不純物からなる組成であった。G A のめっき層の組成は、Fe : 7～15質量%、Al : 0.1～1.0質量%を含有し、残部がZnおよび不可避的不純物からなる組成であった。

E G を製造するに際しては、めっき層の付着量が片面あたり30 g/m²となるように、電気亜鉛めっき処理を施した。

[0091] 以下、冷延鋼板 (C R)、熔融亜鉛めっき鋼板 (G I)、合金化熔融亜鉛めっき鋼板 (G A) および電気亜鉛めっき鋼板 (E G) を、単に、「鋼板」ともいう。

[0092] 〈ミクロ組織の観察〉

得られた鋼板について、上述した方法に従って、マルテンサイト量、残留オーステナイト量、ならびに、フェライト量およびベイニティックフェライト量の合計を求めた。結果を下記表3に示す。下記表3では、マルテンサイトを「M」、オーステナイトを「γ」、フェライトを「F」、ベイニティックフェライトを「BF」と表記する。

[0093] 〈非安定指数kおよび非安定指数d〉

得られた鋼板について、上述した方法に従って、残留オーステナイトの非安定指数kおよび加工初期の残留オーステナイトの非安定指数dを求めた。結果を下記表3に示す。

[0094] 〈評価〉

得られた鋼板について、以下に説明する試験を実施して、各種特性を評価した。結果を下記表3に示す。

[0095] 《引張強さ（引張試験）》

得られた鋼板から、圧延方向に対して垂直な方向を長手方向（引張方向）とする J I S 5 号試験片（標点距離：50 mm、平行部幅：25 mm）を採取した。採取した試験片を用いて、クロスヘッド速度が $1.67 \times 10^{-1} \text{ m/s}$ である条件で、J I S Z 2241 に準拠して、引張試験を実施し、引張強さ（TS）を求めた。

TS が 1180 MPa 以上の場合、高強度であると判断した。

[0096] 《曲げ性（曲げ試験）》

得られた鋼板から、圧延方向に対して垂直な方向を長手方向とする試験片（幅：30 mm、長さ：100 mm）を採取した。採取した試験片を用いて、J I S Z 2248 に記載された V ブロック法に従って曲げ試験を実施して、曲げ稜線部に亀裂が発生しない最小曲げ半径 R を測定した。

亀裂発生の有無は、曲げ稜線部を、デジタルマイクロスコープ（RH-2000、ハイロックス社製）を用いて、40 倍の倍率で観察することにより確認した。

最小曲げ半径 R を板厚 t で除した値（ R/t ）が 6.0 以下の場合、曲げ性に優れると判断した。

[0097] 《耐遅れ破壊特性》

得られた鋼板から、圧延方向に対して平行な方向を幅方向とする試験片（平行部幅：6 mm、平行部長さ：15 mm）を採取した。試験片は、全面研削し、板厚を 1.0 mm としてから、試験を実施した。

試験片を、3 質量%の NaCl と 3 g/L の NH_4SCN とを含有する水溶液に浸漬させ、印加電流密度を 0 または 0.05 mA/cm^2 として、24 時間保持した。その後、後、 $5 \mu\text{m/min}$ の引張速度で引張試験（SSRT 試験）を実施して、試験片を破断させて、引張強さ（TS）を求めた。

印加電流密度を 0 mA/cm^2 とした場合の TS に対する、印加電流密度を 0.05 mA/cm^2 とした場合の TS の比を、応力比として求めた。

応力比が 0.70 未満であった場合は「C」を、0.70 以上 0.80 未

満であった場合は「B」を、0.80以上であった場合は「A」を、下記表3に記載した。「B」または「A」の場合、耐遅れ破壊特性に優れると判断した。

[0098] 《最適クリアランス範囲》

せん断端面の曲げ成形に対する最適クリアランス範囲は、次のように求めた。

まず、得られた鋼板をせん断することにより、圧延方向に対して垂直な方向を長手方向とする試験片（幅：30mm、長さ：100mm）を採取した。せん断時のレーキ角は0°で統一し、せん断クリアランスを、5%、10%、15%、20%、25%、30%および35%に変化させた。

せん断により得られた試験片について、上述した方法に準拠して、最小曲げ半径Rを板厚tで除した値（ R/t ）が6.0となるポンチを用いて、曲げ試験を実施して、試験片のせん断端面に曲げ成形（曲げ加工）を施した。その後、試験片のせん断端面について、割れ（亀裂）の発生の有無を確認した。

割れ発生の有無は、試験片のせん断端面を、デジタルマイクロスコープ（RH-2000、ハイロックス社製）を用いて、40倍の倍率で観察することにより確認した。

試験片のせん断端面に割れが生じないせん断クリアランス範囲が10%未満であった場合は「C」を、10%以上15%未満であった場合は「B」を、15%以上であった場合は「A」を、下記表3に記載した。「B」または「A」の場合、せん断端面の曲げ成形に対する最適クリアランス範囲が広いと判断した。

[0099]

[表1]

鋼種	成分組成 [質量%]													備考
	C	Si	Mn	P	S	N	O	Al	Nb	Ti	B	Cu	その他	
A	0.211	1.03	2.96	0.009	0.0010	0.0060	0.0020	0.030	0.022					発明例
B	0.246	1.13	2.88	0.006	0.0007	0.0030	0.0060	0.021	0.021					発明例
C	0.211	1.18	2.96	0.014	0.0012	0.0040	0.0040	0.040	0.017					発明例
D	0.218	1.18	2.98	0.009	0.0010	0.0050	0.0020	0.017	0.016					発明例
E	0.245	1.35	2.70	0.014	0.0006	0.0010	0.0050	0.031	0.018					発明例
F	0.047	1.02	2.86	0.013	0.0013	0.0050	0.0020	0.038	0.017					発明例
G	0.025	1.35	2.93	0.010	0.0014	0.0030	0.0040	0.028	0.016					比較例
H	0.489	1.27	2.68	0.011	0.0006	0.0050	0.0020	0.017	0.017					発明例
I	0.519	1.07	2.67	0.014	0.0010	0.0060	0.0020	0.037	0.019					比較例
J	0.228	0.52	2.94	0.007	0.0014	0.0040	0.0060	0.031	0.016					発明例
K	0.214	0.41	2.76	0.005	0.0007	0.0010	0.0030	0.023	0.019					比較例
L	0.225	2.48	2.64	0.006	0.0009	0.0050	0.0070	0.055	0.015					発明例
M	0.224	2.57	2.86	0.013	0.0012	0.0040	0.0070	0.060	0.021					比較例
N	0.228	1.12	1.62	0.006	0.0012	0.0050	0.0030	0.014	0.021					発明例
O	0.233	1.05	1.23	0.013	0.0011	0.0070	0.0030	0.038	0.019					比較例
P	0.220	1.29	4.71	0.009	0.0010	0.0030	0.0030	0.024	0.018					発明例
Q	0.237	1.34	5.12	0.008	0.0007	0.0030	0.0060	0.020	0.015					比較例
R	0.248	1.22	2.83	0.097	0.0005	0.0060	0.0030	0.021	0.018					発明例
S	0.215	1.31	2.99	0.115	0.0015	0.0060	0.0040	0.042	0.021					比較例
T	0.245	1.21	2.81	0.013	0.0195	0.0060	0.0030	0.025	0.017					発明例

表1 (1/3)

表1 (2/3)

鋼種	成分組成 [質量%]														備考
	C	Si	Mn	P	S	N	O	Al	Nb	Ti	B	Cu	その他		
U	0.214	1.29	2.84	0.011	0.0215	0.0010	0.0060	0.050	0.021					比較例	
V	0.241	1.10	2.83	0.008	0.0014	0.0060	0.0060	0.924	0.022					発明例	
W	0.217	1.05	2.68	0.010	0.0014	0.0060	0.0040	1.054	0.022					比較例	
X	0.226	1.09	2.75	0.005	0.0013	0.0090	0.0060	0.025	0.021					発明例	
Y	0.243	1.31	2.72	0.006	0.0007	0.0120	0.0040	0.035	0.021					比較例	
Z	0.222	1.26	2.60	0.008	0.0014	0.0040	0.0090	0.027	0.021					発明例	
AA	0.223	1.25	2.70	0.011	0.0011	0.0040	0.0110	0.037	0.021					比較例	
AB	0.212	1.22	2.91	0.006	0.0010	0.0040	0.0020	0.038	0.008					発明例	
AC	0.213	1.07	3.00	0.006	0.0011	0.0020	0.0030	0.025	0.003					比較例	
AD	0.227	1.15	2.61	0.010	0.0011	0.0060	0.0050	0.030	0.080					発明例	
AE	0.214	1.30	2.71	0.011	0.0015	0.0010	0.0030	0.012	0.114					比較例	
AF	0.216	1.11	2.63	0.006	0.0009	0.0030	0.0030	0.049	0.018	0.042				発明例	
AG	0.214	1.30	2.90	0.006	0.0008	0.0030	0.0040	0.024	0.020	0.189				発明例	
AH	0.235	1.26	2.64	0.006	0.0011	0.0060	0.0030	0.022	0.017	0.215				比較例	
AI	0.217	1.31	2.69	0.011	0.0006	0.0040	0.0030	0.038	0.016		0.0021			発明例	
AJ	0.238	1.26	2.61	0.014	0.0014	0.0020	0.0070	0.017	0.017		0.0072			発明例	
AK	0.245	1.16	2.75	0.012	0.0006	0.0070	0.0050	0.055	0.021		0.0104			比較例	
AL	0.237	1.06	2.72	0.013	0.0015	0.0010	0.0060	0.039	0.021			0.15		発明例	
AM	0.232	1.01	2.98	0.014	0.0010	0.0060	0.0030	0.043	0.021			0.96		発明例	
AN	0.221	1.05	2.60	0.008	0.0013	0.0050	0.0050	0.024	0.017			1.11		比較例	

表1 (3/3)

鋼種	成分組成 [質量%]														備考
	C	Si	Mn	P	S	N	O	Al	Nb	Ti	B	Cu	その他		
AO	0.226	1.03	2.66	0.008	0.0015	0.0030	0.0020	0.028	0.019				V: 0.100	発明例	
AP	0.220	1.36	2.79	0.014	0.0010	0.0060	0.0050	0.038	0.018				Ta: 0.10	発明例	
AQ	0.223	1.21	2.78	0.013	0.0012	0.0020	0.0040	0.037	0.018				W: 0.09	発明例	
AR	0.230	1.18	2.86	0.014	0.0008	0.0050	0.0020	0.045	0.021				Cr: 0.93	発明例	
AS	0.238	1.35	2.77	0.008	0.0007	0.0050	0.0050	0.018	0.018				Mo: 0.76	発明例	
AT	0.219	1.08	2.85	0.011	0.0013	0.0010	0.0040	0.045	0.022				Co: 0.009	発明例	
AU	0.236	1.31	2.85	0.013	0.0008	0.0030	0.0030	0.026	0.015				Ni: 0.13	発明例	
AV	0.246	1.09	2.71	0.010	0.0009	0.0060	0.0040	0.018	0.015				Sn: 0.069	発明例	
AW	0.231	1.21	2.94	0.014	0.0007	0.0060	0.0040	0.025	0.022				Sb: 0.011	発明例	
AX	0.235	1.17	2.78	0.012	0.0010	0.0020	0.0060	0.040	0.021				Ca: 0.0028	発明例	
AY	0.235	1.34	2.87	0.010	0.0006	0.0020	0.0010	0.030	0.021				Mg: 0.0056	発明例	
AZ	0.247	1.27	2.89	0.011	0.0009	0.0020	0.0030	0.020	0.020				Zr: 0.076	発明例	
BA	0.216	1.05	2.94	0.009	0.0005	0.0060	0.0030	0.044	0.019				Te: 0.037	発明例	
BB	0.229	1.38	2.93	0.012	0.0005	0.0020	0.0050	0.052	0.019				Hf: 0.08	発明例	
BC	0.232	1.37	2.64	0.008	0.0006	0.0060	0.0060	0.046	0.019				REM: 0.0063	発明例	
BD	0.234	1.10	2.91	0.008	0.0006	0.0040	0.0030	0.030	0.020				Bi: 0.123	発明例	
BE	0.229	1.37	2.72	0.009	0.0015	0.0020	0.0040	0.043	0.020					発明例	
BF	0.243	1.27	2.63	0.005	0.0011	0.0030	0.0060	0.038	0.018					発明例	
BG	0.242	1.20	2.99	0.010	0.0009	0.0050	0.0050	0.016	0.015					発明例	
BH	0.218	1.20	2.72	0.006	0.0013	0.0070	0.0030	0.019	0.018					発明例	
BI	0.242	1.25	2.76	0.009	0.0010	0.0050	0.0050	0.013	0.016					発明例	

[0100]

[表2]

表2 (1/6)

No.	鋼種	熱延		冷却		熱処理A							熱処理B		加工		熱処理C		種類	最終板厚 [mm]	備考
		スラブ加熱温度 [°C]	平均冷却速度 v_1 [°C/s]	温度 T_1 [°C]	保持時間 t_1 [s]	平均冷却速度 v_2 [°C/s]	平均冷却速度 v_3 [°C/s]	張力 F [MPa]	Ms点 [°C]	冷却停止温度 T_a [°C]	温度 T_2 [°C]	保持時間 t_2 [s]	相当塑性ひずみ [%]	加工回数 [回]	温度 T_3 [°C]	平均冷却速度 v_4 [°C/h]					
1	A	1256	43	878	60	34	11	13	329	205	302	252	0.56	1	292	2.2	1.4	CR	発明例		
2	B	1260	57	876	191	27	18	17	315	195	311	269	0.31	1	246	41.2	1.4	CR	発明例		
3	B	1254	53	866	128	40	15	11	315	202	318	197	0.53	1	219	2.5	1.4	CR	発明例		
4	B	1228	44	880	145	25	17	15	315	196	313	160	0.47	1	236	2.1	1.4	CR	発明例		
5	B	1230	57	875	106	39	18	12	315	186	324	131	0.37	1	294	2.6	1.4	CR	発明例		
6	B	1256	46	875	91	32	19	16	315	189	337	271	0.54	1	162	2.0	1.4	CR	発明例		
7	B	1247	60	861	126	39	16	14	315	212	346	159	0.33	1	187	2.6	1.4	CR	発明例		
8	B	1257	36	864	75	33	14	11	315	187	336	226	0.45	1	270	1.5	1.4	CR	発明例		
9	B	1260	15	874	109	32	18	10	315	204	304	150	0.39	1	226	2.3	1.4	CR	比較例		
10	B	1245	51	875	99	37	91	8	315	202	324	107	0.36	1	231	1.8	1.4	CR	発明例		
11	B	1248	46	872	86	32	101	9	315	199	337	233	0.53	1	185	2.0	1.4	CR	発明例		
12	B	1255	46	836	67	34	11	16	315	203	343	153	0.38	1	167	1.6	1.4	CR	発明例		
13	B	1259	54	791	60	37	16	16	315	197	334	101	0.53	1	165	2.5	1.4	CR	比較例		
14	B	1239	43	869	98	39	13	18	315	206	206	103	0.48	1	208	2.9	1.4	CR	発明例		
15	B	1235	55	875	171	32	12	10	315	210	210	296	0.38	1	226	2.5	1.4	CR	発明例		
16	B	1255	41	874	25	38	18	12	315	204	336	238	0.39	1	238	2.0	1.4	CR	発明例		
17	B	1233	58	869	5	39	20	18	315	203	323	291	0.41	1	200	2.8	1.4	CR	比較例		
18	B	1256	41	875	58	27	17	10	315	202	321	293	0.37	2	171	2.7	1.4	CR	発明例		
19	B	1248	51	867	149	40	15	9	315	204	335	204	0.57	3	229	2.9	1.4	CR	発明例		
20	B	1238	57	879	198	23	11	16	315	214	327	185	0.33	1	226	2.0	1.4	CR	発明例		

表2 (2/6)

No.	鋼種	熱延		熱処理A						熱処理B		加工		熱処理C		最終板厚 [mm]	種類	備考
		入炉加熱温度 [°C]	平均冷却速度 v_1 [°C/s]	温度 T1 [°C]	保持時間 t_1 [s]	平均冷却速度 v_2 [°C/s]	平均冷却速度 v_3 [°C/s]	張力 F [MPa]	Ms 点 [°C]	冷却停止温度 Ta [°C]	温度 T2 [°C]	保持時間 t_2 [s]	相当塑性ひずみ [%]	加工回数 [回]	温度 T3 [°C]			
21	B	1234	47	876	179	16	13	13	315	198	315	315	171	192	1.9	1.4	CR	比較例
22	B	1242	51	868	106	26	131	14	315	198	332	209	294	2.2	1.4	CR	発明例	
23	B	1235	49	871	194	27	165	11	315	192	308	214	192	2.9	1.4	CR	比較例	
24	B	1245	42	879	92	32	16	17	315	107	349	250	250	2.4	1.4	CR	発明例	
25	B	1240	48	868	127	29	15	8	315	98	333	240	173	2.0	1.4	CR	比較例	
26	B	1256	57	871	184	26	16	16	315	232	325	151	184	2.0	1.4	CR	発明例	
27	B	1247	58	879	56	28	12	13	315	240	326	149	208	2.6	1.4	CR	比較例	
28	B	1238	55	875	140	28	19	10	315	202	325	224	289	2.0	1.4	CR	発明例	
29	B	1239	56	867	170	27	12	9	315	189	329	236	158	2.6	1.4	CR	発明例	
30	B	1241	52	864	198	38	12	11	315	211	416	119	176	3.0	1.4	CR	発明例	
31	B	1245	45	860	178	25	17	13	315	207	449	256	294	2.3	1.4	CR	発明例	
32	B	1231	46	865	162	37	11	18	315	187	341	9	194	2.2	1.4	CR	発明例	
33	B	1232	43	862	167	36	18	9	315	212	308	2	173	2.5	1.4	CR	比較例	
34	B	1237	41	878	185	33	16	16	315	209	343	951	189	1.6	1.4	CR	発明例	
35	B	1244	47	879	180	34	20	12	315	211	328	949	220	2.7	1.4	CR	発明例	
36	B	1254	53	880	54	37	14	10	315	196	321	253	228	1.6	1.4	CR	発明例	
37	B	1243	56	865	84	32	16	16	315	193	339	149	270	2.2	1.4	CR	比較例	
38	B	1239	55	861	90	38	15	9	315	211	347	275	205	2.2	1.4	CR	発明例	
39	B	1249	41	879	161	27	15	15	315	214	325	148	160	2.7	1.4	CR	比較例	
40	B	1232	57	863	105	38	17	6	315	200	301	171	155	2.3	1.4	CR	発明例	

表2 (3/6)

No.	鋼種	熱延		熱処理A						熱処理B		加工		熱処理C		最終板厚 [mm]	種類	備考	
		入炉加熱温度 [°C]	平均冷却速度 v_1 [°C/s]	温度 T1 [°C]	保持時間 t_1 [s]	平均冷却速度 v_2 [°C/s]	平均冷却速度 v_3 [°C/s]	張力 F [MPa]	Ms 点 [°C]	冷却停止温度 Ta [°C]	温度 T2 [°C]	保持時間 t_2 [s]	相当塑性ひずみ [%]	加工回数 [回]	温度 T3 [°C]				平均冷却速度 v_4 [°C/h]
41	B	1251	57	872	103	33	13	2	315	188	324	243	0.35	1	190	1.8	1.4	CR	比較例
42	B	1232	42	862	99	32	17	81	315	197	314	250	0.59	1	246	2.6	1.4	CR	発明例
43	B	1238	55	875	188	36	12	92	315	211	304	243	0.37	1	194	1.6	1.4	CR	発明例
44	B	1239	46	873	112	31	11	9	315	198	340	116	0.41	1	151	2.0	1.4	CR	発明例
45	B	1234	60	871	190	28	16	17	315	206	341	132	0.57	1	141	2.8	1.4	CR	比較例
46	B	1255	52	873	151	34	12	16	315	194	322	195	0.55	1	397	1.7	1.4	CR	発明例
47	B	1241	42	860	51	35	19	9	315	205	305	217	0.43	1	386	2.3	1.4	CR	発明例
48	B	1257	47	873	154	26	15	10	315	191	340	124	0.35	1	189	48.3	1.4	CR	発明例
49	B	1259	48	876	115	36	19	18	315	185	307	170	0.49	1	182	55.3	1.4	CR	比較例
50	B	1245	42	872	119	27	13	10	315	201	348	115	0.32	1	261	38.0	1.4	CR	発明例
51	B	1256	42	861	166	26	13	14	315	198	305	166	0.55	1	284	42.0	1.4	CR	発明例
52	B	1251	58	876	181	40	15	11	315	211	322	212	0.53	2	274	2.4	1.4	CR	発明例
53	B	1232	53	870	178	33	13	15	315	192	325	285	0.44	5	167	2.1	1.4	CR	発明例
54	B	1260	53	875	98	35	18	10	315	185	302	156	0.44	1	264	2.9	1.4	CR	発明例
55	C	1245	45	863	56	34	17	14	329	211	309	109	0.33	1	248	1.8	1.4	CR	発明例
56	D	1249	41	864	188	30	14	9	325	219	219	237	0.39	1	276	2.1	1.4	CR	発明例
57	E	1243	54	863	153	32	16	12	321	208	332	288	0.40	1	159	2.2	1.4	CR	発明例
58	F	1240	50	864	91	25	10	10	410	291	317	161	0.44	1	230	2.3	1.4	CR	発明例
59	G	1257	56	869	59	40	18	14	418	291	344	101	0.36	1	281	3.0	1.4	GA	比較例
60	H	1248	49	878	127	36	14	9	206	113	325	221	0.37	1	285	1.8	1.4	GA	発明例

表2 (4/6)

No.	鋼種	熱延		熱処理A						熱処理B		加工		熱処理C		最終板厚 [mm]	種類	備考	
		入炉加熱温度 [°C]	平均冷却速度 v_1 [°C/s]	温度 T1 [°C]	保持時間 t_1 [s]	平均冷却速度 v_2 [°C/s]	平均冷却速度 v_3 [°C/s]	張力 F [MPa]	Ms 点 [°C]	冷却停止温度 Ta [°C]	温度 T2 [°C]	保持時間 t_2 [s]	相当塑性ひずみ [%]	加工回数 [回]	温度 T3 [°C]				平均冷却速度 v_4 [°C/h]
61	I	1254	50	872	123	31	15	17	192	108	330	112	0.38	1	248	2.5	1.4	GA	比較例
62	J	1249	59	877	140	33	14	17	322	202	312	106	0.45	1	205	3.0	1.4	GA	発明例
63	K	1248	58	866	112	28	18	14	334	225	317	144	0.52	1	210	41.8	1.4	GA	比較例
64	L	1250	40	863	151	39	15	10	332	215	313	231	0.56	1	246	40.7	1.4	CR	発明例
65	M	1231	57	874	146	34	11	10	326	223	344	194	0.39	1	274	43.0	1.4	CR	比較例
66	N	1235	57	865	168	29	18	13	398	281	335	181	0.37	1	239	31.3	1.4	GA	発明例
67	O	1245	50	869	105	30	17	10	406	282	310	154	0.44	1	235	40.8	1.4	GA	比較例
68	P	1258	50	866	140	26	16	10	272	163	315	186	0.31	1	201	37.4	1.4	GI	発明例
69	Q	1255	58	862	124	34	17	13	251	146	304	238	0.33	1	246	31.8	1.4	GA	比較例
70	R	1254	50	867	122	39	15	17	315	199	314	238	0.43	1	224	33.4	1.4	GA	発明例
71	S	1255	56	865	68	27	13	12	326	211	304	225	0.31	1	158	42.3	1.4	GA	比較例
72	T	1246	41	861	126	35	20	12	317	204	328	269	0.31	1	268	32.9	1.4	GA	発明例
73	U	1234	51	866	158	33	12	15	331	221	302	216	0.58	1	278	2.1	1.4	GI	比較例
74	V	1253	41	875	159	32	16	14	319	202	317	211	0.40	1	255	2.6	1.4	GA	発明例
75	W	1248	50	865	140	31	15	8	335	212	326	178	0.42	1	279	2.2	1.4	GA	比較例
76	X	1248	48	874	183	29	18	16	328	204	302	222	0.32	1	204	1.9	1.4	GA	発明例
77	Y	1245	49	878	56	36	13	17	321	208	307	103	0.32	1	228	2.0	1.4	GA	比較例
78	Z	1233	42	872	189	34	11	12	335	208	349	153	0.41	1	229	2.2	1.4	GA	発明例
79	AA	1231	42	866	162	30	17	11	331	219	347	139	0.36	1	208	1.9	1.4	GI	比較例
80	AB	1240	54	880	94	30	20	15	330	211	318	105	0.33	1	260	2.0	1.4	GA	発明例

表2 (5/6)

No.	鋼種	熱延		熱処理A						熱処理B		加工		熱処理C		最終板厚 [mm]	種類	備考	
		入炉加熱温度 [°C]	平均冷却速度v ₁ [°C/s]	温度 T1 [°C]	保持時間 t ₁ [s]	平均冷却速度v ₂ [°C/s]	平均冷却速度v ₃ [°C/s]	張力 F [MPa]	Ms 点 [°C]	冷却停止温度 Ta [°C]	温度 T2 [°C]	保持時間 t ₂ [s]	相当塑性ひずみ [%]	加工回数 [回]	温度 T3 [°C]				平均冷却速度v ₄ [°C/h]
81	AC	1252	56	862	146	35	11	14	327	201	322	141	0.57	1	158	2.7	1.4	GA	比較例
82	AD	1249	42	870	84	37	17	15	332	206	317	262	0.48	1	275	2.0	1.4	GA	発明例
83	AE	1235	54	866	147	39	13	13	335	235	307	120	0.48	1	226	1.7	1.4	GA	比較例
84	AF	1253	48	864	102	27	18	12	337	224	347	176	0.42	1	164	32.5	1.4	CR	発明例
85	AG	1244	54	864	80	26	11	14	329	206	308	169	0.55	1	201	43.9	1.4	CR	発明例
86	AH	1240	48	870	118	36	18	14	327	200	323	120	0.46	1	291	35.6	1.4	GA	比較例
87	AJ	1236	49	865	165	31	10	13	334	223	336	188	0.45	1	192	43.5	1.4	GA	発明例
88	AJ	1248	40	869	179	31	20	11	327	226	308	232	0.48	1	254	31.2	1.4	GA	発明例
89	AK	1249	55	868	99	27	18	13	319	196	332	211	0.41	1	231	35.6	1.4	GA	比較例
90	AL	1256	58	869	120	35	11	15	324	223	328	107	0.47	1	274	42.8	1.4	GA	発明例
91	AM	1250	42	863	114	36	15	15	318	200	302	264	0.40	1	288	35.4	1.4	GA	発明例
92	AN	1231	55	862	136	26	12	11	335	220	337	167	0.51	1	151	33.2	1.4	GA	比較例
93	AO	1223	46	868	161	34	17	9	331	212	311	202	0.43	1	182	32.7	1.5	CR	発明例
94	AP	1245	36	861	66	35	19	17	330	226	338	150	0.53	1	191	33.2	1.6	CR	発明例
95	AQ	1237	50	802	174	39	11	15	329	214	303	287	0.41	1	259	43.5	1.2	CR	発明例
96	AR	1238	46	877	29	32	18	17	312	206	338	107	0.44	1	152	2.8	1.1	CR	発明例
97	AS	1253	47	880	195	23	14	16	316	187	328	174	0.43	1	191	2.6	1.4	CR	発明例
98	AT	1246	47	877	184	38	133	9	329	211	301	185	0.41	1	205	2.4	1.5	CR	発明例
99	AU	1236	46	872	58	26	13	16	318	102	334	172	0.49	1	285	1.7	1.6	CR	発明例
100	AV	1230	43	865	159	30	18	11	320	238	302	202	0.32	1	178	2.3	1.4	CR	発明例

表2 (6/6)

No.	鋼種	熱延		熱処理A						熱処理B		加工		熱処理C		最終板厚 [mm]	種類	備考	
		入炉加熱温度 [°C]	平均冷却速度v ₁ [°C/s]	温度 T ₁ [°C]	保持時間 t ₁ [s]	平均冷却速度v ₂ [°C/s]	平均冷却速度v ₃ [°C/s]	張力 F [MPa]	Ms 点 [°C]	冷却停止温度 Ta [°C]	温度 T ₂ [°C]	保持時間 t ₂ [s]	相当塑性ひずみ [%]	加工回数 [回]	温度 T ₃ [°C]				平均冷却速度v ₄ [°C/h]
101	AW	1235	46	863	199	38	13	14	320	210	334	144	0.58	1	222	2.5	1.4	CR	発明例
102	AX	1250	41	878	75	39	15	17	323	219	310	259	0.44	1	180	2.3	1.5	CR	発明例
103	AY	1256	49	880	113	39	14	13	320	201	403	209	0.47	1	204	1.9	1.6	CR	発明例
104	AZ	1234	44	870	56	25	16	11	314	202	349	6	0.53	1	151	2.7	1.2	CR	発明例
105	BA	1250	51	874	89	27	13	15	327	215	314	803	0.37	1	186	2.6	1.4	CR	発明例
106	BB	1247	47	877	198	39	16	14	321	215	348	152	0.14	1	235	3.0	1.1	CR	発明例
107	BC	1257	57	878	88	37	17	12	329	217	322	241	4.17	1	252	2.5	1.1	CR	発明例
108	BD	1244	55	879	148	35	19	5	320	207	305	109	0.40	1	222	2.6	1.6	CR	発明例
109	BE	1241	56	870	131	40	95	13	328	210	210	226	0.38	1	162	32.7	1.6	CR	発明例
110	BF	1251	49	872	152	29	94	15	324	195	309	288	0.44	1	224	44.6	1.2	EG	発明例
111	BG	1241	44	863	130	34	10	17	313	205	307	144	0.43	1	160	37.6	2.2	EG	発明例
112	BH	1246	42	865	52	27	14	13	333	231	344	165	0.30	1	291	31.2	0.6	EG	発明例
113	BI	1254	56	878	73	39	13	15	320	204	338	184	0.40	1	168	36.9	1.5	EG	発明例

[0101]

[表3]

表3 (1/3)

No.	鋼種	最終板厚 [mm]	M量 [%]	残留γ量 [%]	F量およびBF量の合計 [%]	非安定指数 k	非安定指数 d	TS [MPa]	最小曲げ半径R [mm]	R/t	耐遅れ破壊特性	最適クランプス範囲	備考
1	A	1.4	89	8	3	2.7	-2.4	1572	5.5	3.9	A	A	発明例
2	B	1.4	86	11	3	2.3	-1.2	1679	4.5	3.2	A	A	発明例
3	B	1.4	82	11	7	2.5	-1.0	1359	4.5	3.2	A	A	発明例
4	B	1.4	83	11	6	2.1	2.0	1439	5.5	3.9	B	A	発明例
5	B	1.4	85	9	6	2.4	2.2	1439	5.5	3.9	B	A	発明例
6	B	1.4	86	9	5	3.3	1.9	1519	4.5	3.2	A	A	発明例
7	B	1.4	83	12	5	2.3	0.0	1519	4.5	3.2	A	A	発明例
8	B	1.4	83	11	6	4.8	0.5	1439	5.5	3.9	A	B	発明例
9	B	1.4	80	12	8	11.9	-0.3	1279	4.5	3.2	A	C	比較例
10	B	1.4	87	8	5	2.4	-0.5	1519	5.0	3.6	A	A	発明例
11	B	1.4	88	9	3	2.9	-2.3	1679	3.5	2.5	A	A	発明例
12	B	1.4	76	14	10	2.2	1.4	1211	4.0	2.9	A	A	発明例
13	B	1.4	68	14	18	3.4	0.5	1012	5.5	3.9	A	A	比較例
14	B	1.4	89	8	3	3.4	1.4	1679	6.0	4.3	A	A	発明例
15	B	1.4	86	8	6	3.4	-2.4	1439	4.0	2.9	A	A	発明例
16	B	1.4	83	8	9	2.4	-2.3	1193	2.0	1.4	A	A	発明例
17	B	1.4	80	9	11	2.0	2.0	1001	4.0	2.9	A	A	比較例
18	B	1.4	86	8	6	3.1	-2.7	1439	4.5	3.2	A	A	発明例
19	B	1.4	86	11	3	2.6	0.2	1679	5.5	3.9	A	A	発明例
20	B	1.4	77	14	9	2.0	-2.5	1186	1.0	0.7	A	A	発明例
21	B	1.4	67	14	19	3.2	-1.0	1044	5.0	3.6	A	A	比較例
22	B	1.4	82	12	6	2.9	4.6	1439	5.0	3.6	B	B	発明例
23	B	1.4	79	18	3	4.0	5.7	1679	5.0	3.6	C	C	比較例
24	B	1.4	92	6	2	2.5	-2.0	1759	8.0	5.7	A	A	発明例
25	B	1.4	96	2	2	3.0	-1.1	1759	9.0	6.4	A	A	比較例
26	B	1.4	81	17	2	3.3	1.8	1759	6.0	4.3	B	A	発明例
27	B	1.4	76	22	2	2.4	-0.4	1759	5.0	3.6	C	A	比較例
28	B	1.4	85	9	6	2.9	0.6	1439	5.5	3.9	A	A	発明例
29	B	1.4	84	9	7	3.3	-0.2	1359	5.0	3.6	A	A	発明例
30	B	1.4	86	8	6	2.9	-0.7	1191	3.5	2.5	A	A	発明例
31	B	1.4	82	11	7	3.1	-1.9	1206	6.0	4.3	A	A	発明例
32	B	1.4	84	9	7	4.9	0.5	1359	5.0	3.6	A	B	発明例
33	B	1.4	82	11	7	6.1	0.4	1359	6.0	4.3	A	C	比較例
34	B	1.4	85	9	6	3.1	-1.7	1199	6.0	4.3	A	A	発明例
35	B	1.4	85	10	5	2.0	2.6	1189	5.0	3.6	A	A	発明例
36	B	1.4	86	11	3	2.1	4.7	1679	6.0	4.3	B	B	発明例
37	B	1.4	86	9	5	3.4	6.6	1519	6.0	4.3	C	C	比較例
38	B	1.4	89	7	4	2.1	2.1	1599	8.0	5.7	A	A	発明例
39	B	1.4	92	1	7	3.5	0.7	1359	10.0	7.1	A	A	比較例
40	B	1.4	82	12	6	2.4	4.7	1439	3.0	2.1	B	B	発明例

表3 (2/3)

No.	鋼種	最終板厚 [mm]	M量 [%]	残留γ量 [%]	F量およびBF量の合計 [%]	非安定指数 k	非安定指数 d	TS [MPa]	最小曲げ半径R [mm]	R/t	耐遅れ破壊特性	最適クランプス範囲	備考
41	B	1.4	85	11	4	3.3	8.8	1599	0.5	0.4	C	C	比較例
42	B	1.4	90	7	3	3.1	-10.2	1679	7.2	5.1	A	A	発明例
43	B	1.4	90	6	4	2.2	-9.2	1599	7.4	5.3	A	A	発明例
44	B	1.4	87	9	4	4.9	-2.4	1599	6.5	4.6	A	B	発明例
45	B	1.4	85	9	6	9.7	0.1	1439	5.5	3.9	A	C	比較例
46	B	1.4	88	10	2	3.2	2.6	1213	3.0	2.1	A	A	発明例
47	B	1.4	81	12	7	2.2	1.7	1202	0.5	0.4	A	A	発明例
48	B	1.4	88	9	3	5.0	-0.5	1679	4.0	2.9	A	B	発明例
49	B	1.4	88	9	3	9.8	-0.8	1679	3.0	2.1	A	C	比較例
50	B	1.4	83	12	5	2.7	-2.5	1599	6.5	4.6	A	A	発明例
51	B	1.4	85	11	4	2.9	1.0	1343	5.5	3.9	A	A	発明例
52	B	1.4	89	9	2	2.6	-1.8	1759	6.5	4.6	A	A	発明例
53	B	1.4	85	10	5	2.2	1.8	1519	5.0	3.6	A	A	発明例
54	B	1.4	83	10	7	2.4	-0.8	1359	6.0	4.3	A	A	発明例
55	C	1.4	84	10	6	2.5	-2.3	1343	6.0	4.3	A	A	発明例
56	D	1.4	81	12	7	2.3	-1.3	1285	4.0	2.9	A	A	発明例
57	E	1.4	90	8	2	3.0	1.4	1759	6.0	4.3	A	A	発明例
58	F	1.4	83	8	9	2.3	1.1	1210	5.0	3.6	A	A	発明例
59	G	1.4	69	15	16	2.6	-0.6	1041	3.0	2.1	A	A	比較例
60	H	1.4	84	9	7	2.0	-2.7	1719	6.5	4.6	B	A	発明例
61	I	1.4	85	9	6	2.9	-0.9	1824	7.0	5.0	C	A	比較例
62	J	1.4	83	9	8	3.4	2.8	1190	6.0	4.3	A	A	発明例
63	K	1.4	84	10	6	2.4	1.7	990	5.5	3.9	A	A	比較例
64	L	1.4	84	14	2	2.2	-0.3	1773	3.0	2.1	B	A	発明例
65	M	1.4	82	16	2	2.5	-2.5	1792	0.5	0.4	C	A	比較例
66	N	1.4	83	8	9	2.3	-1.7	1191	4.0	2.9	A	A	発明例
67	O	1.4	68	16	16	2.5	-1.1	989	3.0	2.1	A	A	比較例
68	P	1.4	85	9	6	2.1	1.6	1500	6.5	4.6	B	A	発明例
69	Q	1.4	83	12	5	2.2	1.6	1663	5.5	3.9	C	A	比較例
70	R	1.4	90	8	2	3.2	3.0	1768	5.5	3.9	B	A	発明例
71	S	1.4	82	11	7	3.1	-1.2	1286	4.0	2.9	C	A	比較例
72	T	1.4	83	10	7	2.6	2.9	1356	4.5	3.2	B	A	発明例
73	U	1.4	82	10	8	2.2	2.2	1191	5.5	3.9	C	A	比較例
74	V	1.4	86	10	4	2.6	2.6	1578	5.0	3.6	B	A	発明例
75	W	1.4	87	11	2	2.8	2.7	1652	5.5	3.9	C	A	比較例
76	X	1.4	85	8	7	3.3	-1.4	1287	6.0	4.3	B	A	発明例
77	Y	1.4	86	9	5	3.2	1.0	1511	6.0	4.3	C	A	比較例
78	Z	1.4	85	11	4	2.2	-2.0	1516	6.0	4.3	B	A	発明例
79	AA	1.4	86	9	5	2.9	-1.7	1446	6.0	4.3	C	A	比較例
80	AB	1.4	89	8	3	4.5	-0.5	1585	4.5	3.2	A	B	発明例

表3 (3/3)

No.	鋼種	最終板厚 [mm]	M量 [%]	残留γ量 [%]	F量およびBF量の合計 [%]	非安定指数 k	非安定指数 d	TS [MPa]	最小曲げ半径R [mm]	R/t	耐遅れ破壊特性	最適クリアランス範囲	備考
81	AC	1.4	87	10	3	7.1	-1.1	1584	6.0	4.3	A	C	比較例
82	AD	1.4	84	9	7	2.5	2.0	1284	5.0	3.6	B	A	発明例
83	AE	1.4	81	12	7	2.1	2.2	1263	5.0	3.6	C	A	比較例
84	AF	1.4	85	11	4	2.1	2.0	1208	4.5	3.2	A	A	発明例
85	AG	1.4	83	9	8	2.9	0.3	1196	5.5	3.9	B	A	発明例
86	AH	1.4	85	11	4	2.9	-3.0	1929	5.5	3.9	C	A	比較例
87	AI	1.4	88	9	3	2.8	-2.9	1186	4.0	2.9	A	A	発明例
88	AJ	1.4	86	11	3	3.4	-0.5	1645	5.5	3.9	B	A	発明例
89	AK	1.4	83	12	5	2.9	-0.3	1893	5.5	3.9	C	A	比較例
90	AL	1.4	87	9	4	2.6	-0.2	1186	5.0	3.6	A	A	発明例
91	AM	1.4	82	10	8	2.8	-2.5	1235	6.0	4.3	B	A	発明例
92	AN	1.4	83	9	8	2.9	0.4	1906	6.5	4.6	C	A	比較例
93	AO	1.5	83	10	7	3.1	-0.6	1276	6.5	4.3	A	A	発明例
94	AP	1.6	87	10	3	4.7	2.8	1611	5.5	3.4	A	B	発明例
95	AQ	1.2	83	8	9	3.4	-0.7	1216	4.0	3.3	A	A	発明例
96	AR	1.1	82	9	9	2.6	1.5	1198	4.0	3.6	A	A	発明例
97	AS	1.4	83	8	9	2.5	-2.5	1212	5.0	3.6	A	A	発明例
98	AT	1.5	86	8	6	3.0	4.7	1352	4.5	3.0	B	B	発明例
99	AU	1.6	89	6	5	2.7	-0.2	1499	9.0	5.6	A	A	発明例
100	AV	1.4	84	14	2	2.8	0.4	1744	6.0	4.3	B	A	発明例
101	AW	1.4	85	8	7	2.5	0.7	1324	6.5	4.6	A	A	発明例
102	AX	1.5	85	10	5	2.2	-1.6	1482	6.5	4.3	A	A	発明例
103	AY	1.6	84	8	8	3.3	0.6	1201	5.5	3.4	A	A	発明例
104	AZ	1.2	85	11	4	4.8	0.9	1612	4.0	3.3	A	B	発明例
105	BA	1.4	90	8	2	3.5	1.4	1193	5.5	3.9	A	A	発明例
106	BB	1.1	87	11	2	3.2	4.8	1729	4.0	3.6	B	B	発明例
107	BC	1.1	86	7	7	2.0	1.8	1317	6.0	5.5	A	A	発明例
108	BD	1.6	86	11	3	2.3	4.9	1643	7.0	4.4	B	B	発明例
109	BE	1.6	88	8	4	2.4	2.6	1553	6.5	4.1	A	A	発明例
110	BF	1.2	84	10	6	2.6	1.5	1422	5.0	4.2	A	A	発明例
111	BG	2.2	87	10	3	2.2	2.9	1679	3.0	1.4	A	A	発明例
112	BH	0.6	82	10	8	3.2	1.5	1188	2.0	3.3	A	A	発明例
113	BI	1.5	87	9	4	2.4	-0.9	1587	6.5	4.3	A	A	発明例

[0102] 〈評価結果まとめ〉

上記表3に示すように、No. 1~8、10~12、14~16、18~20、22、24、26、28~32、34~36、38、40、42~44、46~48、50~58、60、62、64、66、68、70、72、74、76、78、80、82、84~85、87~88、90~91および93~113の鋼板（発明例）は、TSが1180MPa以上であり、曲げ性および耐遅れ破壊特性に優れ、かつ、最適クリアランス範囲が広がった。

これに対して、No. 9、13、17、21、23、25、27、33、37、39、41、45、49、59、61、63、65、67、69、71、73、75、77、79、81、83、86、89および92の鋼板（比較例）は、TS、曲げ性、耐遅れ破壊特性および最適クリアランス範囲の少なくともいずれかが不十分であった。

請求の範囲

[請求項1]

鋼板を備え、

前記鋼板は、質量%で、

C : 0.030%以上0.500%以下、

Si : 0.50%以上2.50%以下、

Mn : 1.50%以上5.00%以下、

P : 0.100%以下、

S : 0.0200%以下、

Al : 1.000%以下、

N : 0.0100%以下、

O : 0.0100%以下および

Nb : 0.005%以上0.100%以下、

を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成と、

マルテンサイト量が70%以上であり、残留オーステナイト量が3%以上20%以下であり、フェライト量およびベイニティックフェライト量の合計が10%以下であるミクロ組織と、を有し、

残留オーステナイトの非安定指数kが6.1未満であり、

加工初期の残留オーステナイトの非安定指数dが5.7未満である、高強度鋼板。

[請求項2]

前記成分組成は、更に、質量%で、

Ti : 0.200%以下、

V : 0.200%以下、

Ta : 0.10%以下、

W : 0.10%以下、

B : 0.0100%以下、

Cr : 1.00%以下、

Mo : 1.00%以下、

Ni : 1.00%以下、

Co : 0.010%以下、
Cu : 1.00%以下、
Sn : 0.200%以下、
Sb : 0.200%以下、
Ca : 0.0100%以下、
Mg : 0.0100%以下、
REM : 0.0100%以下、
Zr : 0.100%以下、
Te : 0.100%以下、
Hf : 0.10%以下、および、
Bi : 0.200%以下からなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含有する、請求項1に記載の高強度鋼板。

[請求項3] 前記鋼板の表面に、更に、めっき層を備える、請求項1または2に記載の高強度鋼板。

[請求項4] 請求項1または2に記載の高強度鋼板を製造する方法であって、
請求項1または2に記載の成分組成を有する鋼スラブを、1220℃以上のスラブ加熱温度で保持し、その後、熱間圧延を実施することにより、熱延鋼板を得て、

前記熱延鋼板を、800℃から600℃までの平均冷却速度 v_1 が30℃/s以上である条件で冷却し、その後、酸洗および冷間圧延を実施することにより、冷延鋼板を得て、

前記冷延鋼板を、800℃以上の温度 T_1 で10秒以上保持し、その後、100℃以上(M_s 点-80℃)以下の冷却停止温度 T_a まで冷却する熱処理Aを実施し、

前記熱処理Aにおいて、750℃から600℃までの平均冷却速度 v_2 が20℃/s以上であり、 M_s 点から前記冷却停止温度 T_a までの平均冷却速度 v_3 が150℃/s以下であり、 M_s 点から前記冷却停止温度 T_a までに前記冷延鋼板に付与される張力 F が5MPa以上

100MPa以下であり、

前記熱処理Aの後、前記冷延鋼板を、前記冷却停止温度 T_a 以上450°C以下の温度 T_2 で5秒以上1000秒以下保持し、その後、冷却する熱処理Bを実施し、

前記熱処理Bの後、前記冷延鋼板を、150°C以上400°C以下の温度 T_3 まで昇温し、その後、前記温度 T_3 で保持することなく、冷却する熱処理Cを実施し、

前記熱処理Cにおいて、150°Cから50°Cまでの平均冷却速度 v_4 が1.0°C/h以上50.0°C/h以下であり、

前記熱処理Aの後、前記熱処理Cの前に、前記冷延鋼板を加工して、前記冷延鋼板に0.10%以上5.00%以下の相当塑性ひずみを付与する、高強度鋼板の製造方法。

ただし、 M_s 点は、単位°Cであり、下記式(a)より求める。

$$M_s = 519 - 474 \times [\%C] - 30.4 \times [\%Mn] - 12.1 \times [\%Cr] - 7.5 \times [\%Mo] - 17.7 \times [\%Ni] \dots$$

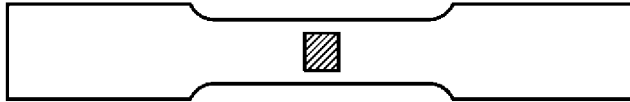
(a)

前記式(a)中、 $[\%M]$ は、前記成分組成における元素Mの含有量であり、元素Mを含有しない場合は0である。

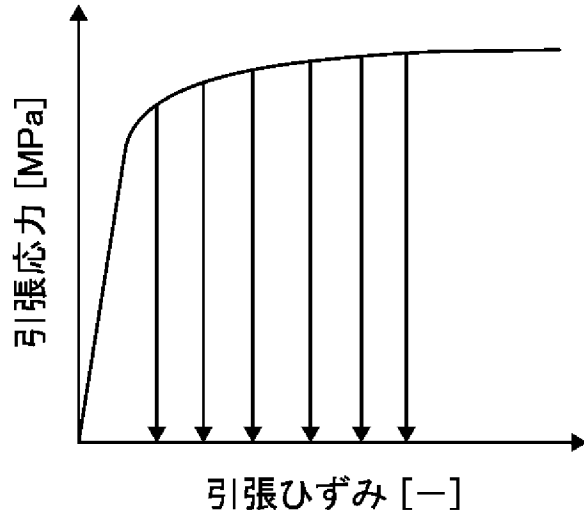
[請求項5]

前記冷延鋼板にめっき処理を施す、請求項4に記載の高強度鋼板の製造方法。

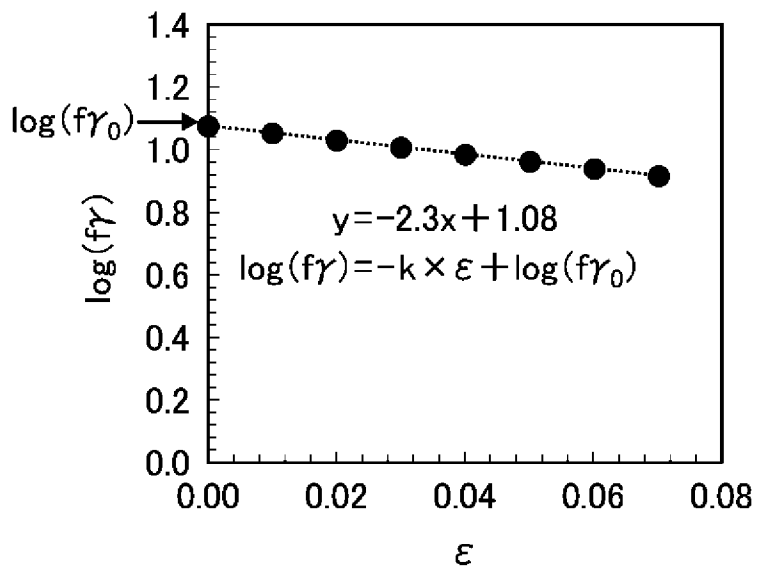
[図1]



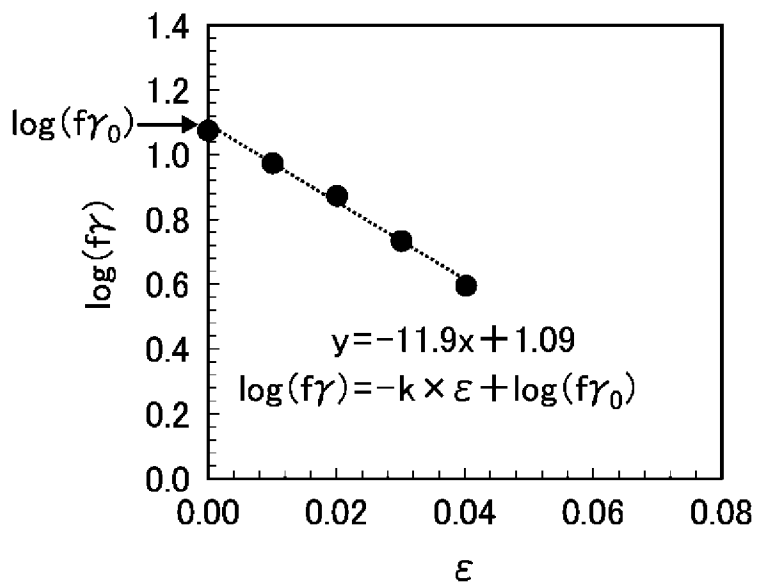
[図2]



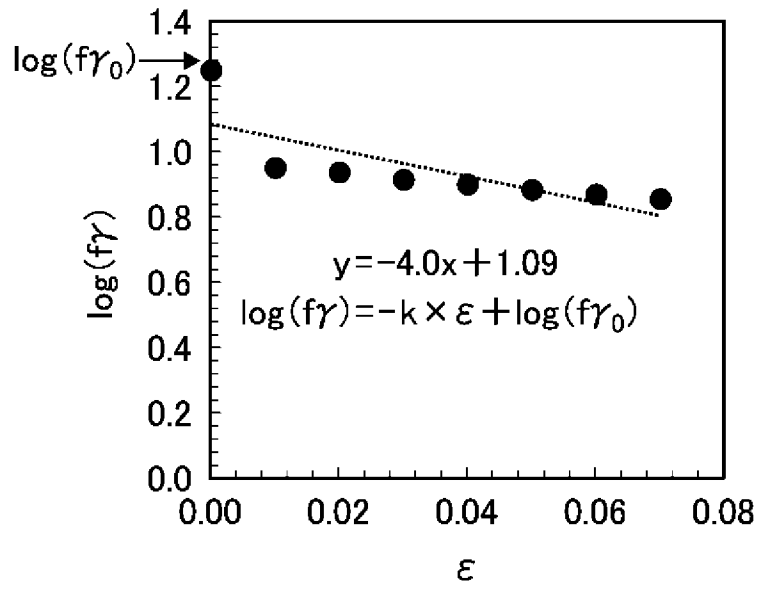
[図3]



[図4]



[図5]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2024/008225

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER		
<p><i>C22C 38/00</i>(2006.01)i; <i>C21D 9/46</i>(2006.01)i; <i>C22C 38/12</i>(2006.01)i; <i>C22C 38/60</i>(2006.01)i FI: C22C38/00 301S; C22C38/00 301T; C22C38/12; C22C38/60; C21D9/46 G; C21D9/46 J</p> <p>According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC</p>		
B. FIELDS SEARCHED		
Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) C22C38/00-38/60; C21D8/02-8/04; C21D9/46-9/48		
Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched Published examined utility model applications of Japan 1922-1996 Published unexamined utility model applications of Japan 1971-2024 Registered utility model specifications of Japan 1996-2024 Published registered utility model applications of Japan 1994-2024		
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	WO 2022/259838 A1 (JFE STEEL CORP.) 15 December 2022 (2022-12-15) claims	1-5
A	WO 2019/208556 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 31 October 2019 (2019-10-31) claims	1-5
<input type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input checked="" type="checkbox"/> See patent family annex.		
<p>* Special categories of cited documents:</p> <p>“A” document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance</p> <p>“D” document cited by the applicant in the international application</p> <p>“E” earlier application or patent but published on or after the international filing date</p> <p>“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)</p> <p>“O” document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means</p> <p>“P” document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“&” document member of the same patent family</p>		
Date of the actual completion of the international search 15 May 2024		Date of mailing of the international search report 28 May 2024
Name and mailing address of the ISA/JP Japan Patent Office (ISA/JP) 3-4-3 Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915 Japan		Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No. PCT/JP2024/008225

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
WO	2022/259838	A1	15 December 2022	EP 4332254 A1 claims	
				CN 117413083 A	

WO	2019/208556	A1	31 October 2019	EP 3786310 A1 claims	
				US 2021/0262073 A1	
				CN 112004955 A	

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） C22C 38/00(2006.01)i; C21D 9/46(2006.01)i; C22C 38/12(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i FI: C22C38/00 301S; C22C38/00 301T; C22C38/12; C22C38/60; C21D9/46 G; C21D9/46 J		
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）） C22C38/00-38/60; C21D8/02-8/04; 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 1922 - 1996年 日本国公開実用新案公報 1971 - 2024年 日本国実用新案登録公報 1996 - 2024年 日本国登録実用新案公報 1994 - 2024年		
国際調査でを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	WO 2022/259838 A1（JFEスチール株式会社）15.12.2022（2022 - 12 - 15） 請求の範囲	1-5
A	WO 2019/208556 A1（日本製鉄株式会社）31.10.2019（2019 - 10 - 31） 請求の範囲	1-5
<input type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input checked="" type="checkbox"/> 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、一般的技术水準を示すもの “D” 国際出願で出願人が先行技術文献として記載した文献 “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抵触するものではなく、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	15.05.2024	国際調査報告の発送日 28.05.2024
名称及びあて先 日本国特許庁(ISA/JP) 〒100-8915 日本国 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号	権限のある職員（特許庁審査官） 鈴木 毅 4K 9154 電話番号 03-3581-1101 内線 3435	

国際調査報告
 パテントファミリーに関する情報

国際出願番号

PCT/JP2024/008225

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
WO	2022/259838	A1	15.12.2022	EP	4332254	A1	
				Claims			
				CN	117413083	A	

WO	2019/208556	A1	31.10.2019	EP	3786310	A1	
				Claims			
				US	2021/0262073	A1	
				CN	112004955	A	
