

(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3月7日(07.03.2024)

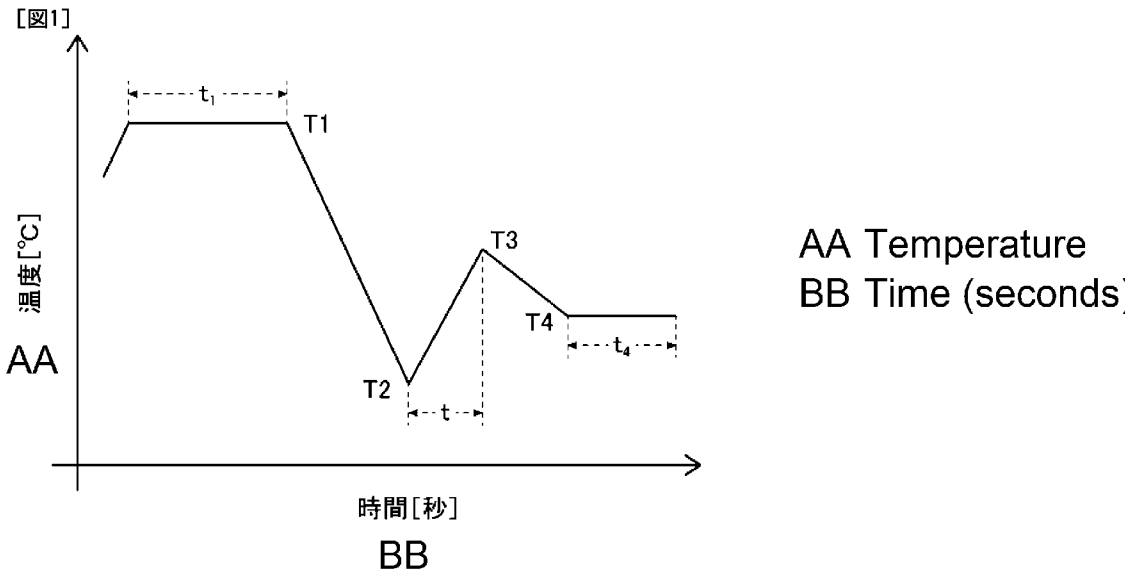


(10) 国際公開番号
WO 2024/048132 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/06 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2023/027131
- (22) 国際出願日: 2023年7月25日(25.07.2023)
- (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 2022-135896 2022年8月29日(29.08.2022) 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: 楊 霊玲(YANG Lingling); 〒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,

(54) Title: HIGH STRENGTH STEEL SHEET, METHOD FOR PRODUCING SAME, MEMBER, AND METHOD FOR PRODUCING SAME

(54) 発明の名称: 高強度鋼板およびその製造方法ならびに部材およびその製造方法



(57) Abstract: Provided is a high strength steel sheet which has a yield strength of 800 MPa or more and exhibits excellent workability, collision yield strength, and crack-stopping properties. The diffusible hydrogen amount in the steel is 0.50 ppm by mass or less. The constituent composition of the steel contains, in terms of mass%, 0.150-0.500% of C, 0.01-3.00% of Si, 1.50-4.00% of Mn, 0.100% or less of P, 0.0200% or less of S, 0.100% or less of Al, 0.0100% or less of N and 0.0100% or less of O, with the remainder comprising Fe and unavoidable impurities. The total areal ratio of tempered martensite and bainite is 55-95%. The existence ratio (A/B) of a structure A having a nanohardness of 7 GPa or more and a structure B having a nanohardness of 6 GPa or less is 0.8-2.5. The solid solution carbon concentration in retained

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, 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))

austenite is 0.50-0.90 mass%.

(57) 要約: 800 MPa以上の降伏強さを有し、かつ、加工性、衝突耐力および亀裂停留性に優れた高強度鋼板を提供する。鋼中拡散性水素量が0.50質量ppm以下である。成分組成は、質量%で、C: 0.150~0.500%、Si: 0.01~3.00%、Mn: 1.50~4.00%、P: 0.100%以下、S: 0.0200%以下、Al: 0.100%以下、N: 0.0100%以下、および、O: 0.0100%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。焼戻しマルテンサイトおよびベイナイトの合計面積率が55~95%であり、ナノ硬さが7 GPa以上の組織Aとナノ硬さが6 GPa以下の組織Bとの存在比A/Bが0.8~2.5であり、残留オーステナイト中の固溶炭素濃度が0.50~0.90質量%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ならびに部材およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、800MPa以上の降伏強さ（YS）を有する高強度鋼板およびその製造方法ならびに部材およびその製造方法に関する。

背景技術

[0002] 近年、例えば自動車業界において、地球環境の保全という観点から、炭酸ガス（CO₂）の排出量を削減するため、自動車の燃費向上が望まれている。

自動車の燃費向上には、車体の軽量化を図ることが有効であるが、このとき、車体の強度を維持しつつ、車体の軽量化を図る必要がある。自動車部品となる鋼板を高強度化し、車体の構造を簡略化して部品点数を削減できれば、車体の軽量化を達成できる。

[0003] 例えば、特許文献1～3には、800MPa以上の降伏強さを有する高強度鋼板が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0004] 特許文献1：特開2018-21231号公報

特許文献2：特許2018-21233号公報

特許文献3：特許2017-214647号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0005] 800MPa以上の降伏強さを有する高強度鋼板を自動車部品に成形加工するには、良好な加工性が要求される。

また、自動車部品として用いられる鋼板は、衝突時の耐力（以下、「衝突耐力」という）に優れること、および、衝突時の外力により発生した亀裂の進展を抑制する（亀裂停留性に優れる）ことも要求される。

[0006] そこで、本発明は、800MPa以上の降伏強さを有し、かつ、加工性、衝突耐力および亀裂停留性に優れる高強度鋼板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

[0007] 本発明者らは、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。

[0008] すなわち、本発明は、以下の[1]～[10]を提供する。

[1] 鋼板を備え、上記鋼板の鋼中拡散性水素量が、0.50質量ppm以下であり、上記鋼板が、成分組成およびマイクロ組織を有し、上記成分組成は、質量%で、C:0.150～0.500%、Si:0.01～3.00%、Mn:1.50～4.00%、P:0.100%以下、S:0.0200%以下、Al:0.100%以下、N:0.0100%以下、および、O:0.0100%以下を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなり、上記マイクロ組織は、焼戻しマルテンサイトおよびベイナイトの合計面積率が、55～95%であり、ナノ硬さが7GPa以上の組織Aと、ナノ硬さが6GPa以下の組織Bとの存在比A/Bが、0.8～2.5であり、残留オーステナイト中の固溶炭素濃度が、0.50～0.90質量%である、高強度鋼板。

[2] 上記成分組成が、更に、質量%で、B:0.0100%以下、Ti:0.200%以下、Nb:0.200%以下、V:0.200%以下、W:0.100%以下、Mo:1.000%以下、Cr:1.000%以下、Sb:0.200%以下、Sn:0.200%以下、Zr:0.1000%以下、Te:0.100%以下、Cu:1.000%以下、Ni:1.000%以下、Ca:0.0100%以下、Mg:0.0100%以下、REM:0.0100%以下、Co:0.010%以下、Ta:0.10%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] 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] 上記めっき層が、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である、上記[3]に記載の高強度鋼板。

[5] 上記[1]に記載の高強度鋼板を製造する方法であって、上記[1]に記載の成分組成を有する鋼スラブに熱間圧延を施して、熱延鋼板を得て、上記熱延鋼板に冷間圧延を施して、冷延鋼板を得て、上記冷延鋼板を、750～950℃の加熱温度T1で10～500s加熱し、120℃以上280℃未満の冷却停止温度T2まで冷却し、再加熱温度T3まで再加熱し、上記再加熱温度T3で保持することなく再冷却し、上記再加熱温度T3未満の温度T4で1s以上保持し、下記式(1)で表される、上記冷却停止温度T2から上記再加熱温度T3までの入熱影響指数Jが、1500～4000であり、上記温度T4で保持された上記冷延鋼板を、表面粗さが1.5～5.0μmであるロールを用いて、調質圧延する、高強度鋼板の製造方法。

$$J = (T3 - T2) (\log(9t) + 20) \dots (1)$$

上記式(1)中、tは、上記冷却停止温度T2から上記再加熱温度T3℃までの加熱時間であり、単位はsである。

[6] 上記[2]に記載の高強度鋼板を製造する方法であって、上記[2]に記載の成分組成を有する鋼スラブに熱間圧延を施して、熱延鋼板を得て、上記熱延鋼板に冷間圧延を施して、冷延鋼板を得て、上記冷延鋼板を、750～950℃の加熱温度T1で10～500s加熱し、120℃以上280℃未満の冷却停止温度T2まで冷却し、再加熱温度T3まで再加熱し、上記再加熱温度T3で保持することなく再冷却し、上記再加熱温度T3未満の温度T4で1s以上保持し、下記式(1)で表される、上記冷却停止温度T2から上記再加熱温度T3までの入熱影響指数Jが、1500～4000であり、上記温度T4で保持された上記冷延鋼板を、表面粗さが1.5～5.0μmであるロールを用いて、調質圧延する、高強度鋼板の製造方法。

$$J = (T3 - T2) (\log(9t) + 20) \dots (1)$$

上記式(1)中、tは、上記冷却停止温度T2から上記再加熱温度T3℃

までの加熱時間であり、単位は s である。

[7] 上記冷延鋼板に、めっき処理を施す、上記 [5] または [6] に記載の高強度鋼板の製造方法。

[8] 上記めっき処理が、熔融亜鉛めっき処理、合金化熔融亜鉛めっき処理または電気亜鉛めっき処理である、上記 [7] に記載の高強度鋼板の製造方法。

[9] 上記 [1] ~ [4] のいずれかに記載の高強度鋼板を用いてなる部材。

[10] 上記 [1] ~ [4] のいずれかに記載の高強度鋼板に、成形加工および接合加工の少なくとも一方の加工を施して、部材を得る、部材の製造方法。

発明の効果

[0009] 本発明によれば、800MPa以上の降伏強さを有し、かつ、加工性、衝突耐力および亀裂停留性に優れる高強度鋼板を提供できる。

図面の簡単な説明

[0010] [図1]熱処理の一例を示すチャート図である。

[図2A]ハット部材を示す断面図である。

[図2B]3点曲げ試験に供されたハット部材を示す模式図である。

発明を実施するための形態

[0011] [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を有し、かつ、後述する鋼中拡散性水素量を満足する。

高強度とは、降伏強さ（YS）が800MPa以上であることを意味する。

[0012] 本高強度鋼板は、800MPa以上の降伏強さを有し、かつ、加工性、衝

突耐力および亀裂停留性に優れる。このため、衝突に対する強度が十分であるから、例えば、自動車などの輸送機の部品として好適に使用される。

[0013] 本高強度鋼板を成形加工する方法としては、プレス加工等の一般的な加工方法を制限なく使用できる。本高強度鋼板を溶接する方法としては、スポット溶接、アーク溶接等の一般的な溶接方法を制限なく使用できる。

[0014] 〈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。

[0015] 《成分組成》

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

本成分組成における「%」は、特に説明が無い限り、「質量%」を意味する。

[0016] (C : 0.150~0.500%)

Cは、マルテンサイトを生成させて、鋼板の強度を上昇させる。C量が少なすぎると、焼戻しマルテンサイトおよびベイナイトの合計面積率が低下するため、衝突耐力および降伏強さが低下する。このため、C量は、0.150%以上であり、0.180%以上が好ましく、0.200%以上がより好ましい。

一方、C量が多すぎると、割れの起点となるナノ硬さが7 GPa以上の組織Aが増えるため、加工性が低下する。このため、C量は、0.500%以下であり、0.460%以下が好ましく、0.400%以下がより好ましい。

[0017] (Si : 0.01~3.00%)

Siは、熱処理中の炭化物の生成を抑制し、組織の硬さおよび残留オーステナイト中の固溶炭素濃度に影響する。適切なナノ硬さを有する組織を確保する観点、および、残留オーステナイト中の固溶炭素濃度を一定量以上にす

る観点から、Si量は、0.01%以上であり、0.50%以上が好ましく、0.80%以上がより好ましい。

一方、Si量が多すぎると、残留オーステナイト中の固溶炭素濃度が過度に増加する。このため、Si量は、3.00%以下であり、2.60%以下が好ましく、2.40%以下がより好ましい。

[0018] (Mn : 1.50~4.00%)

Mnは、焼戻しマルテンサイトおよびベイナイトの面積率に影響する。良好な衝突耐力および800MPa以上の降伏強さを得る観点から、Mn量は、1.50%以上であり、1.90%以上が好ましく、2.30%以上がより好ましい。

一方、Mn量が多すぎると、割れの起点となるナノ硬さが7GPa以上の組織Aが増え、加工性が低下する。このため、Mn量は、4.00%以下であり、3.50%以下が好ましく、3.30%以下がより好ましい。

[0019] (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る。これにより、鋼板の極限変形能が低下して、加工性が低下する。このため、P量は、0.100%以下であり、0.030%以下が好ましく、0.010%以下がより好ましい。

P量の下限は、特に限定されないが、Pは固溶強化元素であり、鋼板の強度を上昇させることから、0.001%が好ましく、0.002%がより好ましく、0.003%が更に好ましい。

[0020] (S : 0.0200%以下)

Sは、Mnと結合して粗大なMnSを形成し、これが割れの起点となるため、加工性が低下する。このため、S量は、0.0200%以下であり、0.0100%以下が好ましく、0.0020%以下がより好ましい。

S量の下限は、特に限定されないが、生産技術上の制約から、0.0001%が好ましく、0.0002%がより好ましく、0.0003%が更に好ましい。

[0021] (A₁ : 0.100%以下)

A₁は、A₃変態点を上昇させる。これにより、フェライトが増えて、焼戻しマルテンサイトおよびベイナイトの面積率が低下する。このため、A₁量は、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。

A₁量の下限は、特に限定されないが、熱処理中における炭化物の生成を抑制し、残留オーステナイトの生成を促進することから、例えば、0.010%であり、0.020%が好ましい。

[0022] (N : 0.0100%以下)

Nは、Tiと結合してTiNを形成し、これが割れの起点となるため、加工性が低下する。このため、N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。

N量の下限は、特に限定されないが、生産技術上の制約から、0.0001%が好ましく、0.0003%がより好ましく、0.0005%が更に好ましい。

[0023] (O : 0.0100%以下)

Oは、酸化物を形成し、これが割れの起点となるため、加工性が低下する。このため、O量は、0.0100%以下であり、0.0050%以下が好ましく、0.0020%以下がより好ましい。

[0024] (その他の元素)

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種の元素を含有してもよい。

[0025] ((B : 0.0100%以下))

Bは、オーステナイト粒界に偏析することで鋼板の焼入れ性を向上できる元素であり、鋼板の降伏強さを上昇させるので、添加することが好ましい。

もっとも、B量が多すぎると、Fe₂₃(CB)₆を形成して、割れの起点となり、加工性が低下する。このため、B量は、0.0100%以下が好ましく、0.0050%以下がより好ましく、0.0040%以下が更に好まし

く、0.0030%以下が特に好ましい。

B量の下限は、特に限定されないが、Bの添加効果を得る観点からは、例えば、0.0005%であり、0.0010%が好ましい。

[0026] ((Ti : 0.200%以下))

Tiは、熱間圧延または熱処理時に、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り、鋼板の降伏強さを上昇させるので、添加することが好ましい。

もっとも、Ti量が多すぎると、Nと結合して形成される粗大な窒化物が割れの起点として増えるため、加工性が低下する。このため、Ti量は、0.200%以下が好ましく、0.100%以下がより好ましく、0.050%以下が更に好ましい。

Ti量の下限は、特に限定されないが、Tiの添加効果を得る観点からは、例えば、0.005%であり、0.010%が好ましい。

[0027] ((Nb : 0.200%以下、V : 0.200%以下、W : 0.100%以下))

Nb、VおよびWは、熱間圧延または熱処理時に、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り、鋼板の降伏強さを上昇させるので、添加することが好ましい。

もっとも、これらの元素は、添加量が過度に多い場合、鋼スラブ加熱時に溶解しないで粗大な炭化物として残存する。粗大な炭化物は、割れの起点となり、加工性が低下する。このため、Nb量は、0.200%以下が好ましく、0.100%以下がより好ましく、0.050%以下が更に好ましい。下限は、特に限定されないが、Nbの添加効果を得る観点からは、例えば、0.005%であり、0.010%が好ましい。

V量は、0.200%以下が好ましく、0.100%以下がより好ましく、0.050%以下が更に好ましい。下限は、特に限定されないが、Vの添加効果を得る観点からは、例えば、0.005%であり、0.010%が好ましい。

W量は、0.100%以下が好ましく、0.080%以下がより好ましく、0.050%以下が更に好ましい。下限は、特に限定されないが、Wの添加効果を得る観点からは、例えば、0.010%であり、0.020%が好ましい。

[0028] ((Mo : 1.000%以下、Cr : 1.000%以下))

MoおよびCrは、鋼板の焼入れ性を高めることによって、鋼板の降伏強さを上昇させるので、添加することが好ましい。もっとも、これらの元素の量が過度に多い場合、硬質なマルテンサイトが過剰に生成し、割れの起点が増えるため、加工性が低下する。

このため、Mo量は、1.000%以下が好ましく、0.800%以下がより好ましく、0.500%以下が更に好ましい。下限は、特に限定されないが、Moの添加効果を得る観点からは、例えば、0.010%であり、0.020%が好ましい。

Cr量は、1.000%以下が好ましく、0.800%以下がより好ましく、0.500%以下が更に好ましい。下限は、特に限定されないが、Crの添加効果を得る観点からは、例えば、0.010%であり、0.020%が好ましい。

[0029] ((Sb : 0.200%以下、Sn : 0.200%以下))

SbおよびSnは、鋼板表面の脱炭を抑制することによって、鋼板の降伏強さを上昇させるので、添加することが好ましい。もっとも、これらの元素の量が過度に多い場合、鋼が脆化して、加工性が低下する。

このため、Sb量は、0.200%以下が好ましく、0.080%以下がより好ましく、0.040%以下が更に好ましい。下限は、特に限定されないが、Sbの添加効果を得る観点から、例えば、0.001%であり、0.002%が好ましい。

Sn量は、0.200%以下が好ましく、0.080%以下がより好ましく、0.040%以下が更に好ましい。下限は、特に限定されないが、Snの添加効果を得る観点から、例えば、0.001%であり、0.002%が

好ましい。

[0030] ((Zr : 0.1000%以下、Te : 0.100%以下))

ZrおよびTeは、窒化物や硫化物の形状を球状化し、加工性を向上させるので、添加することが好ましい。もっとも、これらの元素の量が過度に多い場合、熱間圧延の鋼スラブ加熱時に未固溶で残存する粗大な析出物が増加し、加工性が劣化する。

このため、Zr量は、0.1000%以下が好ましく、0.0800%以下がより好ましく、0.0500%以下が更に好ましい。下限は、特に限定されないが、Zrの添加効果を得る観点から、例えば、0.0050%であり、0.0100%が好ましい。

Te量は、0.100%以下が好ましく、0.080%以下がより好ましく、0.050%以下が更に好ましい。下限は、特に限定されないが、Teの添加効果を得る観点から、例えば、0.005%であり、0.010%が好ましい。

[0031] ((Cu : 1.000%以下))

Cuは、鋼板の焼入れ性を高めることによって、鋼板の降伏強さを上昇させるので、添加することが好ましい。もっとも、Cu量が過度に多い場合、Cuの介在物の増加により加工性が劣化する。

このため、Cu量は、1.000%以下が好ましく、0.800%以下がより好ましく、0.500%以下が更に好ましい。下限は、特に限定されないが、Cuの添加効果を得る観点から、例えば、0.010%であり、0.020%が好ましい。

[0032] ((Ni : 1.000%以下))

Niは、鋼板の焼入れ性を高めることによって、鋼板の降伏強さを上昇させるので、添加することが好ましい。もっとも、Ni量が過度に多い場合、硬質なマルテンサイトが増加することにより加工性が劣化する。

このため、Ni量は、1.000%以下が好ましく、0.800%以下がより好ましく、0.500%以下が更に好ましい。下限は、特に限定されな

いが、Niの添加効果を得る観点から、例えば、0.010%であり、0.020%が好ましい。

[0033] ((Ca:0.0100%以下、Mg:0.0100%以下、REM:0.0100%以下))

Ca、MgおよびREM (Rare Earth Metal) は、硫化物や酸化物などの析出物の形状を球状化して、加工性を上昇させるので、添加することが好ましい。もっとも、これらの元素の量が過度に多い場合、粗大化の硫化物が割れの起点となり、加工性が劣化する。

このため、Ca量は、0.0100%以下が好ましく、0.0050%以下がより好ましく、0.0040%以下が更に好ましい。下限は、特に限定されないが、Caの添加効果を得る観点から、例えば、0.0005%であり、0.0010%が好ましい。

Mg量は、0.0100%以下が好ましく、0.0050%以下がより好ましく、0.0040%以下が更に好ましい。下限は、特に限定されないが、Mgの添加効果を得る観点から、例えば、0.0005%であり、0.0010%が好ましい。

REM量は、0.0100%以下が好ましく、0.0040%以下がより好ましく、0.0030%以下が更に好ましい。下限は、特に限定されないが、REMの添加効果を得る観点から、例えば、0.0005%であり、0.0010%が好ましい。

[0034] ((Co:0.010%以下、Ta:0.10%以下、Hf:0.10%以下、Bi:0.200%以下))

Co、Ta、HfおよびBiは、析出物の形状を球状化して、加工性を向上させるので、添加することが好ましい。もっとも、これらの元素の量が過度に多い場合、粗大化の析出物が割れの起点となり、加工性が劣化する。

このため、Co量は、0.010%以下が好ましく、0.008%以下がより好ましく、0.007%以下が更に好ましい。下限は、特に限定されないが、Coの添加効果を得る観点から、例えば、0.001%であり、0.

0.02%が好ましい。

Ta量は、0.10%以下が好ましく、0.08%以下がより好ましく、0.07%以下が更に好ましい。下限は、特に限定されないが、Taの添加効果を得る観点から、例えば、0.01%であり、0.02%が好ましい。

Hf量は、0.10%以下が好ましく、0.08%以下がより好ましく、0.07%以下が更に好ましい。下限は、特に限定されないが、Hfの添加効果を得る観点から、例えば、0.01%であり、0.02%が好ましい。

Bi量は、0.200%以下が好ましく、0.100%以下がより好ましく、0.080%以下が更に好ましい。下限は、特に限定されないが、REMの添加効果を得る観点から、例えば、0.001%であり、0.005%が好ましい。

[0035] (残部)

本成分組成における残部は、Feおよび不可避免的不純物からなる。

[0036] 《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、便宜的に、「本ミクロ組織」ともいう）を説明する。

本発明の効果を得るためには、上述した本成分組成を満足するだけでは不十分であり、以下に説明する本ミクロ組織を満足することを要する。

以下、面積率は、ミクロ組織全体に対する面積率である。各組織の面積率は、後述する実施例に記載する方法により求める。

[0037] (焼戻しマルテンサイトおよびベイナイトの合計面積率：55～95%)

良好な衝突耐力および降伏強さを安定して確保する観点から、焼戻しマルテンサイトおよびベイナイトの合計面積率は、55%以上であり、58%以上が好ましく、60%以上がより好ましい。

[0038] 一方、焼戻しマルテンサイトおよびベイナイトの合計面積率が高すぎると、ナノ硬さが7GPa以上の組織Aが増え、組織Aと組織Bとの存在比(A/B)が大きくなりすぎて、加工性が劣化する。

このため、この合計面積率は、95%以下であり、92%以下が好ましく

、88%以下がより好ましい。

[0039] (存在比A/B : 0.8~2.5)

ナノ硬さが7 GPa以上の組織Aは、微細で硬く、衝突時の外力により発生した亀裂の進展を止めることにより、亀裂停留性を向上させる。

一方、ナノ硬さが6 GPa以下の組織Bは、靱性が高いため、加工性を向上させる。

組織Aと組織Bとの存在比(A/B)を適切に制御することにより、亀裂停留性および加工性がともに優れる。

亀裂停留性が優れるという理由から、存在比(A/B)は、0.8以上であり、1.0以上が好ましく、1.1以上がより好ましい。

[0040] 一方、組織Aと組織Bとの存在比(A/B)が大きすぎると、ナノ硬さが7 GPa以上の組織Aが割れの起点となり、加工性が劣化する。このため、存在比(A/B)は、2.5以下であり、2.3以下が好ましく、2.0以下がより好ましい。

[0041] ナノ硬さは、ナノインデンテーション法を用いて測定される硬さであり、具体的には、後述する実施例に記載の方法により求める。

ナノ硬さ以外の硬さ(例えば、ビッカース硬さ)では、組織のサブマイクロレベルの局所領域での塑性変形抵抗を評価できない。

[0042] (残留オーステナイト中の固溶炭素濃度 : 0.50~0.90質量%)

本マイクロ組織は、残留オーステナイトを含む。

残留オーステナイト中の固溶炭素濃度が高くなると、応力が繰り返し負荷された場合に、残留オーステナイトから変態するマルテンサイトの硬度が大きく上昇するため、割れ起点が増加し、加工性が劣化する。

このため、残留オーステナイト中の固溶炭素濃度は、0.90質量%以下であり、0.85質量%以下が好ましく、0.80質量%がより好ましい。

[0043] 一方、残留オーステナイト中の固溶炭素濃度が低すぎると、加工性が低下する。

このため、残留オーステナイト中の固溶炭素濃度は、0.50質量%以上

であり、0.60質量%以上が好ましく、0.70質量%以上がより好ましい。

[0044] (残部組織)

本ミクロ組織は、焼戻しマルテンサイト、ベイナイトおよび残留オーステナイト以外の組織（残部組織）を含んでいてもよい。

残部組織としては、例えば、フレッシュマルテンサイト；パーライト；フェライト；鉄系炭窒化物；合金炭窒化物；MnS、Al₂O₃などの介在物；等の公知の組織が挙げられる。

残部組織の面積率は、20%以下が好ましく、10%以下がより好ましく、5%以下が更に好ましい。残部組織の面積率がこの範囲であれば、本発明の効果が損なわれない。

[0045] 《鋼中拡散性水素量：0.50質量ppm以下》

鋼中拡散性水素量が高すぎると、遅れ破壊が発生し、加工性が劣化する。このため、鋼中拡散性水素量は、0.50質量ppm以下であり、0.30質量ppm以下が好ましく、0.20質量ppm以下がより好ましい。

鋼中拡散性水素量は、後述する実施例に記載の方法により求める。

[0046] 〈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。

[0047] [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（鋼素材）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。連続鑄造法により溶鋼から鋼スラブを得ることが好ましい。造塊一分塊圧延法、薄スラブ連鑄法などの他の方法を用いて、鋼スラブを得てもよい。

[0048] 〈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熱間圧延する。これにより、熱延鋼板を得る。

熱間圧延するに際して、加熱炉で鋼スラブを再加熱した後に圧延してもよい。鋼スラブが所定温度以上の温度を保持している場合には、鋼スラブを加熱することなく直送圧延してもよい。

熱間圧延においては、鋼スラブに、粗圧延および仕上げ圧延を施す。

粗圧延前に、鋼スラブを加熱して、鋼スラブ中の炭化物を溶解させることが好ましい。

炭化物を溶解させたり、圧延荷重の増大を防止したりする観点から、鋼スラブを加熱する際の温度（鋼スラブ加熱温度）は、 1100°C 以上が好ましく、 1150°C 以上がより好ましい。

一方、スケールロスの増大を防止する観点から、鋼スラブ加熱温度は、 1300°C 以下が好ましく、 1280°C 以下がより好ましい。

上述したように、粗圧延前の鋼スラブが所定温度以上の温度を保持しており、鋼スラブ中の炭化物が溶解している場合には、粗圧延前の鋼スラブの加熱は省略できる。

粗圧延および仕上げ圧延の条件については、特に限定されないが、例えば、仕上げ圧延終了温度は、 $700\sim 1100^{\circ}\text{C}$ が好ましく、 $800\sim 1000^{\circ}\text{C}$ がより好ましい。

[0049] 〈冷間圧延〉

次に、熱延鋼板に冷間圧延を施して、冷延鋼板を得る。

冷間圧延の圧延率は、 30% 以上が好ましく、 35% 以上がより好ましい。上限は、特に限定されず、例えば、 70% 以下であり、 65% 以下が好ま

しい。

[0050] 〈熱処理〉

次に、冷間圧延によって得られた冷延鋼板に、熱処理を施す。

図1は、熱処理の一例を示すチャート図である。

熱処理では、概略的には、冷延鋼板を、加熱温度 T_1 で加熱してから、冷却停止温度 T_2 まで冷却し、その後、再加熱温度 T_3 まで再加熱し、再加熱温度 T_3 で保持することなく再冷却する。再冷却では、冷延鋼板を、再加熱温度 T_3 未満の温度 T_4 で保持する。

[0051] なお、熱処理が施され、更に後述する調質圧延が施された冷延鋼板が、上述した本高強度鋼板が備える鋼板に相当する。

[0052] 《加熱温度 T_1 ：750～950℃、加熱時間 t_1 ：10～500s》

まず、冷延鋼板を、加熱温度 T_1 で加熱する。

このとき、加熱温度 T_1 が低すぎたり、加熱時間 t_1 （冷延鋼板を加熱温度 T_1 で保持する時間）が短すぎたりすると、フェライトおよびオーステナイトの2相域での加熱になる。この場合、最終的なマイクロ組織がフェライトを含有し、焼戻しマルテンサイトおよびベイナイトの合計面積率が低下する。

このため、加熱温度 T_1 は、750℃以上であり、800℃以上が好ましく、850℃以上がより好ましい。加熱時間 t_1 は、10s以上であり、50s以上が好ましく、80s以上がより好ましい。

[0053] 一方、加熱温度 T_1 が高すぎたり、加熱時間 t_1 が長すぎたりすると、水素分圧の増加により、鋼中に侵入する水素量が増加するため、鋼中拡散性水素量が高くなる。

また、焼戻しマルテンサイトおよびベイナイトの合計面積率が高くなり、存在比（A/B）が大きくなりすぎて、加工性が劣化する。

このため、加熱温度 T_1 は、950℃以下であり、930℃以下が好ましく、900℃以下がより好ましい。加熱時間 t_1 は、500s以下であり、300s以下が好ましく、200s以下がより好ましい。

[0054] 《冷却停止温度 T_2 ：120℃以上280℃未満》

次に、加熱温度 T 1 で加熱した冷延鋼板を、冷却停止温度 T 2 まで冷却する。

冷却停止温度 T 2 が低すぎると、焼戻しマルテンサイトおよびベイナイトの合計面積率が高くなり、また、存在比 (A/B) が大きくなりすぎて、加工性が劣化する。

このため、冷却停止温度 T 2 は、120℃以上であり、140℃以上が好ましく、150℃以上がより好ましい。

[0055] 一方、冷却停止温度 T 2 が高すぎると、焼戻しマルテンサイトおよびベイナイトの合計面積率が低下する。また、ナノ硬さが 6 GPa 以下の組織 B が増え、存在比 (A/B) が小さくなりすぎて、亀裂停留性が劣化する。

このため、冷却停止温度 T 2 は、280℃未満であり、270℃以下が好ましく、260℃以下がより好ましい。

[0056] 《再加熱温度 T 3》

次に、冷却停止温度 T 2 まで冷却した冷延鋼板を、再加熱温度 T 3 まで再加熱し、再加熱温度 T 3 で保持することなく再冷却する。

再加熱温度 T 3 は、後述する入熱影響指数 J を満たす温度であれば、特に限定されない。

再加熱温度 T 3 は、例えば 280℃以上であり、290℃以上が好ましく、300℃以上がより好ましい。

一方、再加熱温度 T 3 は、例えば 400℃以下であり、380℃以下が好ましく、350℃以下がより好ましい。

[0057] 《入熱影響指数 J : 1500~4000》

冷延鋼板に対する、冷却停止温度 T 2 から再加熱温度 T 3 までの入熱影響指数 J は、下記式 (1) で表される。

$$J = (T3 - T2) (\log(9t) + 20) \dots (1)$$

上記記式 (1) 中、t は、冷却停止温度 T 2 から再加熱温度 T 3℃までの加熱時間 (単位 : s) である。

[0058] ミクロ組織を構成する各組織のナノ硬さは、各組織中の炭素の存在状態に

より変化する。入熱影響指数 J は、炭素の存在状態のほかに、炭素の拡散速度や存在場所にも影響する。

入熱影響指数 J が低すぎると、組織中の炭素は固溶状態として存在するため、ナノ硬さが 7 GPa 以上の組織 A が増え、存在比 (A/B) が大きくなりすぎて、加工性が劣化する。また、残留オーステナイト中の固溶炭素濃度が高くなりすぎて、加工性が劣化する。

このため、入熱影響指数 J は、 1500 以上であり、 1800 以上が好ましく、 2000 以上がより好ましい。

[0059] 一方、入熱影響指数 J が高すぎると、組織中の炭素は炭化物として存在するため、ナノ硬さが 6 GPa 以下の組織 B が増え、存在比 (A/B) が小さくなりすぎて、亀裂停留性が劣化する。また、残留オーステナイト中の固溶炭素濃度が低くなりすぎて、加工性が劣化する。

このため、入熱影響指数 J は、 4000 以下であり、 3800 以下が好ましく、 3500 以下がより好ましい。

[0060] 《再加熱温度 T_3 未満の温度 T_4 での保持時間 t_4 : 1 s 以上》

再冷却においては、冷延鋼板を、再加熱温度 T_3 未満の温度 T_4 で保持する。

温度 T_4 が再加熱温度 T_3 以上であると、存在比 (A/B) が小さくなりすぎて、亀裂停留性が劣化する。

温度 T_4 の下限は、特に限定されないが、例えば 180°C であり、 200°C が好ましく、 220°C がより好ましい。

[0061] 冷延鋼板を温度 T_4 で保持しない（例えば、温度 T_4 での保持時間 t_4 がゼロである）場合、存在比 (A/B) が大きくなりすぎて、加工性が劣化する。

このため、保持時間 t_4 は、 1 s 以上であり、 3 s 以上が好ましく、 5 s 以上がより好ましい。

[0062] 〈調質圧延〉

次に、熱処理が施された（具体的には、温度 T_4 で 1 s 以上保持された）

冷延鋼板に対して、ロールを用いて、調質圧延を施す。

[0063] 《ロールの表面粗さ：1.5～5.0 μm》

ロールの表面粗さを制御することにより、サブミクロンレベルの局所領域に導入された可動転位を調整し、組織の硬さ分布を制御する。

ロールの表面粗さが小さすぎると、存在比(A/B)が小さくなりすぎて、亀裂停留性が劣化する。このため、ロールの表面粗さは、1.5 μm以上であり、1.8 μm以上が好ましく、2.0 μm以上がより好ましい。

[0064] 一方、ロールの表面粗さが大きすぎると、存在比(A/B)が大きくなりすぎて、加工性が劣化する。このため、ロールの表面粗さは、5.0 μm以下であり、4.5 μm以下が好ましく、4.0 μm以下がより好ましい。

[0065] ロールの表面粗さは、JIS B 0601に準拠して測定される算術平均粗さRaである。

[0066] 〈めっき処理〉

本製造方法においては、調質圧延が施された冷延鋼板に対して、めっき処理を施すことにより、その表面に、めっき層を形成してもよい。

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。

めっき処理は、熔融亜鉛めっき処理、合金化熔融亜鉛めっき処理または電気亜鉛めっき処理が好ましい。

[0067] 熔融亜鉛めっき処理を実施する場合、例えば、鋼板を、浴温が440～500℃である亜鉛浴中に浸漬させて熔融亜鉛めっき処理を施す。その後、ガスワイピング等によって、めっき層の付着量を調整することが好ましい。

亜鉛浴としては、Al含有量が0.10～0.23質量%であり、残部がZnおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有する亜鉛浴が好ましい。

[0068] 合金化熔融亜鉛めっき処理を実施する場合、合金化温度が低すぎると、Zn-Fe合金化速度が過度に遅くなり、合金化が著しく困難になる場合がある。一方、合金化温度が高すぎると、未変態オーステナイトがパーライトに変態する場合がある。このため、合金化温度は、450～600℃が好まし

く、470～550℃がより好ましく、470～530℃が更に好ましい。

[0069] 電気亜鉛めっき処理を施すことによって、電気亜鉛めっき層を形成する。

電気亜鉛めっき層としては、特に限定されず、従来公知の電気亜鉛めっき層が好適に用いられる。電気亜鉛めっき層は、Znに、Fe、Cr、Ni、Mn、Co、Sn、PbまたはMoなどの元素を目的に応じて適宜量添加した亜鉛合金めっき層であってもよい。

[0070] 熔融亜鉛めっき鋼板（G1）、合金化熔融亜鉛めっき鋼板（GA）および電気亜鉛めっき鋼板（EG）のめっき層の付着量は、片面あたり20～80g/m²（両面めっき）が好ましい。

[0071] めっき処理が施された鋼板は、例えば50℃以下の温度まで冷却される。50℃以下の温度まで冷却された鋼板に対して、0.05～1.00%の伸長率で圧延を実施してもよい。伸長率は、0.08～0.70%が好ましい。

この圧延は、亜鉛めっき処理を実施するため装置（めっき装置）と連続した装置上で実施してもよいし、めっき装置とは不連続な装置上で実施してもよい。また、1回の圧延で目的の伸長率を達成してもよいし、複数回の圧延を実施して合計で目的の伸長率を達成してもよい。

なお、ここで記載した圧延は、一般的には調質圧延を指すが、調質圧延と同等の伸長率を付与できれば、レベラーを用いた加工等による圧延であってもよい。

[0072] 本製造方法において、例えば、加熱温度や再加熱温度などの保持温度は、上述した温度範囲内であれば、一定でなくてもよい。冷却速度については、上述した速度範囲内であれば、冷却中に変化してもよい。上述した温度範囲などの条件を満たす限り、いかなる設備で熱処理が実施されてもよい。

[0073] [部材]

次に、本実施形態の部材（以下、「本部材ともいう」）を説明する。

本部材は、上述した本高強度鋼板を少なくとも一部に用いてなる部材であり、例えば、本高強度鋼板を加工（プレス加工など）によって目的の形状に

成形したものである。

本部材は、好適には、自動車部品用の部材である。なお、自動車部品用の部材は、本高強度鋼板以外の鋼板を、素材として含んでいてもよい。

上述したように、本高強度鋼板は、800MPa以上の降伏強さを有し、かつ、加工性、衝突耐力および亀裂停留性に優れる。このため、本部材は、加工性、衝突耐力および亀裂停留性に優れ、かつ、車体の軽量化に寄与できるので、自動車部品の中でも、特に、自動車の骨格構造部品または自動車の補強部品に用いられる部材全般として好適である。

[0074] [部材の製造方法]

次に、本部材を製造する方法について説明する。

本部材は、例えば、本高強度鋼板に対して、成形加工および接合加工の少なくとも一方の加工を施することにより得られる。

成形加工としては、特に限定されず、例えば、プレス加工などが挙げられる。

接合加工としては、特に限定されず、例えば、スポット溶接、アーク溶接などの一般的な溶接；リベットなどを用いたかしめ接合；等が挙げられる。

実施例

[0075] 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。

[0076] 〈鋼板の製造〉

下記表1に示す成分組成を有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる溶鋼を転炉で製造し、連続鋳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に示す条件で熱間圧延して、熱延鋼板を得た。具体的には、鋼スラブを1250℃に加熱して、粗圧延し、次いで、仕上げ圧延終了温度900℃で仕上げ圧延を施した。

得られた熱延鋼板を、下記表2に示す圧延率で冷間圧延することにより、

冷延鋼板（板厚：1.2 mm）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を施した。

更に、熱処理が施された冷延鋼板に対して、下記表 2 に示す条件で調質圧延を施した。

[0077] 一部の例では、調質圧延後の冷延鋼板（CR）の両面に対してめっき処理を施し、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および不可避免的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および不可避免的不純物からなる亜鉛浴を使用した。

浴温は、GIおよびGA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、GIを製造する場合は、片面あたり45～72 g/m²とし、GAを製造する場合は、片面あたり45 g/m²とした。

GAを製造する場合、合金化温度は、500℃とした。

GI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Feおよび不可避免的不純物からなる組成であった。GA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Feおよび不可避免的不純物からなる組成であった。

EGを製造するに際しては、電気亜鉛めっきラインを用いて、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。

[0078] 以下、熱処理後の冷延鋼板（CR）、溶融亜鉛めっき鋼板（GI）、合金化溶融亜鉛めっき鋼板（GA）および電気亜鉛めっき鋼板（EG）を、単に、「鋼板」ともいう。

[0079] 〈ミクロ組織の観察〉

得られた鋼板について、以下のようにして、ミクロ組織を観察した。結果を下記表3に示す。なお、下記表3では、マルテンサイトを「M」、ベイナイトを「B」、オーステナイトを「 γ 」と表記している。

[0080] 《焼戻しマルテンサイトおよびベイナイトの合計面積率》

得られた鋼板について、板厚の1/4位置、かつ、圧延方向に平行な断面（L断面）が観察面となるように、研磨した。観察面を、1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3000倍に拡大して観察した。

観察面を10視野分観察し、SEM画像を得た。得られたSEM画像を解析し、焼戻しマルテンサイトおよびベイナイトの合計面積率（単位：%）を求めた。

より詳細には、得られたSEM画像における暗灰色の部分を、焼戻しマルテンサイトおよびベイナイトと判定し、面積率（10視野の平均面積率）を求めた。SEM画像の解析には、解析ソフトとして、Media Cybernetics社製のImage-Proを用いた。

[0081] 《ナノ硬さの測定》

得られた鋼板について、板厚の1/4位置、かつ、圧延方向に平行な断面（L断面）が観察面となるよう、研磨した。観察面を、ダイヤモンドペーストを用いて鏡面研磨し、その後、コロイダルシリカを用いて仕上げ研磨した。

観察面のナノ硬さを、バーコピッチ圧子を備えたナノインデンテーション装置を用いて、225点で測定した。

測定条件としては、荷重速度および除荷速度を50 $\mu\text{N}/\text{s}$ 、最大荷重を500 μN 、データ採取ピッチを5 ms、圧痕間の距離は2 μm 以上とした。

225の測定点のうち、ナノ硬さが7 GPa以上である測定点を組織A、ナノ硬さが6 GPa以下である測定点を組織Bとし、測定点の数の比を、組織Aと組織Bとの存在比（A/B）として求めた。

[0082] 《残留オーステナイト中の固溶炭素濃度の測定》

得られた鋼板について、板厚の1/4位置が観察面となるように、研削し、化学研磨により更に0.1mm研磨した。

観察面について、X線回折(XRD)装置を用いて、 $\text{CoK}\alpha$ をX線源として、オーステナイトの(200)面、(220)面および(311)面のピーク角度を求め、下記式(2)により残留オーステナイトの格子定数 a (単位:Å)を算出した。

算出した残留オーステナイトの格子定数 a を、下記式(3)に代入することにより、残留オーステナイト中の炭素(C)の含有量(単位:質量%)を求め、これを、残留オーステナイト中の固溶炭素濃度とした。

[0083]
$$a = 1.79021\sqrt{2} / \sin \theta \dots (2)$$

$$a = 3.572 + 0.0012 [\text{Mn}] - 0.00157 [\text{Si}] + 0.0056 [\text{Al}] + 0.033 [\text{C}] \dots (3)$$

式(2)中、 a は残留オーステナイトの格子定数(単位:Å)、 θ は(220)面の回折ピーク角度を2で除した値(単位:rad)である。

式(3)中、 a は残留オーステナイトの格子定数(単位:Å)、 $[\text{M}]$ は残留オーステナイト中の元素Mの含有量(単位:質量%)である。ただし、C以外の元素Mの含有量としては、鋼板全体の成分組成(具体的には、例えば、上述した本成分組成)における各元素の含有量を用いる。

[0084] 〈鋼中拡散性水素量の測定〉

得られた鋼板から、長さ30mm、幅5mmの試験片を採取した。採取した試験片について、昇温脱離分析法により、鋼中拡散性水素量を測定した。昇温速度は、 $200^\circ\text{C}/\text{hr}$ とした。室温(25°C)から 210°C 未満の温度域で検出された水素量の累積値を、鋼中拡散性水素量(単位:質量ppm)とした。

めっき層が形成された鋼板については、ルータ(精密グラインダ)を使用して、めっき層を除去した後、同様に測定した。

結果を下記表3に記載した。鋼中拡散性水素量は 0.50 質量ppm以下

が好ましい。

[0085] 〈評価〉

得られた鋼板を、以下の方法により評価した。結果を下記表3に示す。

[0086] 《引張試験》

得られた鋼板から、圧延方向と 90° の方向を長手方向（引張方向）とするJIS Z 2241に記載の5号試験片を採取した。採取した試験片を用いて、JIS Z 2241に準拠した引張試験を5回実施して、5回の平均値から、降伏強さ（YS）および伸び（E1）を求めた。

YSが800MPa以上であれば、高強度であると評価できる。

E1が8.0%以上であれば、延性が良好であり、加工性に優れると評価できる。

[0087] 《衝突耐力評価試験》

得られた鋼板を用いて、断面がハット形の部材（ハット部材）を作製し、3点曲げ試験を実施し、最大荷重（単位：kN）を求めた。

[0088] まず、図2Aに基づいて、ハット部材1を説明する。

図2Aは、ハット部材1を示す断面図である。図2Aには、ハット部材1の寸法が示されている。ハット部材1は、スポット溶接（ナゲット径： $4.5\sqrt{t}$ 、スポット間ピッチ：35mm）によって、平板2に接合している。平板2は、めっき層の無い冷延鋼板であり、引張強さ（TS）が590MPa、板厚tはハット部材1と同じ（1.2mm）である。

[0089] 次に、図2Bに基づいて、3点曲げ試験を説明する。

図2Bは、3点曲げ試験に供されたハット部材1を示す模式図である。図2Bにも、各種寸法が示されている。ハット部材1に接合された平板2が、剛体である支持部材3によって支持されている。この状態で、剛体であるインパクト4を、ハット部材1に向けて上方から1m/sの速度で移動させる。こうして、3点曲げ試験を実施する。

[0090] 鋼板ごとに、3点曲げ試験を3回実施して、各回で求めた最大荷重の平均値を、その鋼板の最大荷重とした。

最大荷重が40kN以上であった場合は「◎」、30kN以上40kN未満であった場合は「○」、30kN未満であった場合は「×」を下記表3に記載した。

「◎」または「○」であれば、衝突耐力に優れると評価できる。

[0091] 《亀裂停留性評価試験》

得られた鋼板に対して、90度Vブロックを用いて、以下の試験条件で曲げ加工を施して、試験片を得た。得られた試験片における曲げ頂点の稜線部を、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倍の倍率で観察し、亀裂の長さを測定した。複数の亀裂がある場合、亀裂の長さの総和を求めた。

亀裂の長さの総和が6000 μ m以下であった場合は「◎」、亀裂の長さの総和が6000 μ m超12000 μ m未満であった場合は「○」、亀裂の長さの総和が12000 μ m以上であった場合は「×」を下記表3に記載した。

「◎」または「○」であれば、亀裂停留性に優れると評価できる。

[0092] (試験条件)

試験方法：ロール支持、ポンチ押し込み

ロール径： ϕ 30mm

ポンチ先端R：0.4mm

ロール間距離： $(\text{板厚} \times 2) + 0.5\text{mm}$

ストローク速度：20mm/min

試験片サイズ：60mm \times 60mm

曲げ方向：圧延直角方法

[0093]

[表1]

成分組成 [質量%]

鋼記号	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	B	Ti	Nb	V	W	Mo	Cr
A	0.232	1.26	2.72	0.006	0.0005	0.035	0.0040	0.0006	0.0019	0.021	0.020	-	-	-	-
B	0.301	1.45	3.11	0.004	0.0008	0.036	0.0041	0.0007	-	-	0.019	-	-	-	-
C	0.251	1.31	2.76	0.005	0.0010	0.040	0.0039	0.0006	-	-	-	0.088	-	-	-
D	0.155	1.50	3.42	0.010	0.0010	0.052	0.0042	0.0008	-	-	-	-	0.025	-	-
E	0.288	2.92	1.52	0.009	0.0015	0.045	0.0048	0.0012	-	-	0.047	-	-	0.197	-
F	0.245	1.35	2.76	0.011	0.0011	0.042	0.0051	0.0004	0.0044	0.021	-	-	-	-	-
G	0.277	1.42	2.35	0.004	0.0007	0.031	0.0061	0.0006	-	-	-	-	-	-	-
H	0.221	1.08	1.42	0.012	0.0019	0.029	0.0035	0.0007	-	-	-	0.025	-	-	-
I	0.193	1.26	4.04	0.010	0.0020	0.041	0.0041	0.0010	-	-	0.035	-	-	-	-
J	0.503	1.25	2.23	0.006	0.0015	0.036	0.0038	0.0020	-	-	-	-	-	-	-
K	0.143	1.15	3.10	0.007	0.0012	0.055	0.0059	0.0042	-	-	-	-	-	-	-
L	0.261	1.65	2.55	0.013	0.0009	0.039	0.0035	0.0006	-	-	-	-	-	-	0.220
M	0.261	3.15	2.64	0.015	0.0015	0.032	0.0051	0.0050	-	-	-	-	-	-	-
N	0.252	0.003	2.63	0.018	0.0015	0.083	0.0034	0.0030	-	-	-	-	-	-	-
O	0.315	1.62	2.75	0.008	0.0009	0.032	0.0041	0.0004	-	-	-	-	-	-	-
P	0.242	1.36	2.62	0.006	0.0009	0.041	0.0038	0.0006	-	-	-	-	-	-	-
Q	0.265	1.31	2.83	0.009	0.0009	0.054	0.0042	0.0006	-	-	-	-	-	-	-
R	0.254	1.26	2.85	0.010	0.0009	0.042	0.0051	0.0006	-	-	-	-	-	-	-
S	0.235	1.35	2.72	0.005	0.0009	0.053	0.0034	0.0006	-	0.091	-	-	-	-	-
T	0.189	0.04	2.87	0.015	0.0016	0.029	0.0052	0.0015	-	-	-	-	-	-	-
U	0.225	2.75	2.65	0.016	0.0014	0.091	0.0041	0.0016	-	-	-	-	-	-	-
V	0.311	0.44	2.65	0.012	0.0011	0.041	0.0092	0.0004	-	-	-	-	-	-	-
W	0.238	1.26	3.55	0.010	0.0020	0.059	0.0038	0.0006	-	-	-	-	-	-	-
X	0.238	1.32	1.83	0.015	0.0016	0.049	0.0025	0.0004	-	-	-	-	-	-	-

表1 (2/2)

鋼記号	成分組成 [質量%]													
	Sb	Sn	Zr	Cu	Ni	Ca	Mg	Co	Ta	REM	Hf	Te	Bi	
A	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
B	0.006	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
C	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
D	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
E	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
F	-	-	-	0.115	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
G	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
H	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
I	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
J	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
K	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
L	0.015	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
M	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
N	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
O	-	0.010	0.0220	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
P	-	-	-	0.220	0.125	-	-	-	-	-	-	-	-	
Q	-	-	-	-	-	0.0012	0.0020	-	-	-	-	-	-	
R	-	-	-	-	-	-	-	0.005	-	-	-	-	-	
S	-	-	-	-	-	-	-	-	0.03	0.0010	-	-	-	
T	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.03	0.005	-	
U	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
V	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
W	-	-	-	0.360	-	-	-	-	-	-	-	-	0.013	
X	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.004	

[0094]

[表2]

表2 (1/2)

No.	鋼記号	熱間 圧延		冷間 圧延	熱処理								調質 圧延	めつき 処理	備考
		鋼 スラブ 加熱 温度 [°C]	仕上げ 圧延 終了 温度 [°C]		圧 延 率 [%]	加熱 温度 T1 [°C]	加熱 時間 t ₁ [s]	冷却 停止 温度 T2 [°C]	再 加熱 温度 T3 [°C]	T2から T3まで の加熱 時間 t [s]	温度 T4 [°C]	T4 での 保持 時間 t ₄ [s]			
1	A	1250	900	45	870	150	200	310	7	300	35	2398	2.9	CR	適合鋼
2	A	1250	900	46	875	130	170	300	8	300	35	2841	2.9	CR	適合鋼
3	A	1250	900	45	875	130	180	310	8	300	35	2841	2.9	GA	適合鋼
4	A	1250	900	45	875	150	200	310	8	305	20	2404	1.2	CR	比較鋼
5	A	1250	900	45	870	120	180	330	15	315	5	3320	2.6	CR	適合鋼
6	B	1250	900	50	880	120	200	370	9	350	15	3724	3.0	CR	適合鋼
7	B	1250	900	50	880	120	210	350	6	355	5	3043	3.1	CR	比較鋼
8	B	1250	900	50	880	110	180	350	10	340	0	3732	2.7	CR	比較鋼
9	B	1250	900	45	880	110	200	360	18	350	5	3554	5.8	CR	比較鋼
10	C	1250	900	45	870	100	190	330	11	328	40	3079	3.1	EG	適合鋼
11	C	1250	900	45	965	100	200	320	15	310	3	2656	3.2	GA	比較鋼
12	C	1250	900	45	740	100	200	320	16	312	10	2659	3.1	EG	比較鋼
13	C	1250	900	45	870	8	200	310	14	280	6	2431	1.9	CR	比較鋼
14	C	1250	900	45	870	520	200	320	13	280	4	2648	1.9	CR	比較鋼
15	D	1250	900	50	880	150	280	350	12	340	10	1542	2.5	CR	適合鋼
16	E	1250	900	50	880	120	200	360	8	350	8	3497	2.3	GI	適合鋼
17	F	1250	900	50	880	150	200	340	5	335	45	3031	2.8	CR	適合鋼
18	F	1250	900	50	880	150	115	295	9	280	5	3944	1.8	CR	比較鋼
19	F	1250	900	50	880	150	290	370	15	360	10	1770	1.8	CR	比較鋼
20	F	1250	900	50	880	150	220	280	12	270	12	1322	1.8	GA	比較鋼
21	F	1250	900	50	880	150	200	398	10	350	5	4347	1.8	CR	比較鋼

表2 (2/2)

No.	鋼記号	熱間 圧延		冷間 圧延	熱処理								調質 圧延	めつき 処理	備考
		鋼 スラブ 加熱 温度 [°C]	仕上げ 圧延 終了 温度 [°C]		圧 延 率 [%]	加熱 温度 T1 [°C]	加熱 時間 t ₁ [s]	冷却 停止 温度 T2 [°C]	再 加熱 温度 T3 [°C]	T2から T3まで の加熱 時間 t [s]	温度 T4 [°C]	T4 での 保持 時間 t ₄ [s]			
22	G	1250	900	50	880	150	190	330	9	315	35	3067	3.5	CR	適合鋼
23	G	1250	900	50	880	150	190	250	10	248	6	1317	3.2	GA	比較鋼
24	G	1250	900	50	880	150	190	420	12	400	10	5068	3.2	CR	比較鋼
25	G	1250	900	50	880	150	200	340	10	330	12	3074	1.1	CR	比較鋼
26	H	1250	900	45	870	110	200	320	6	310	5	2608	2.2	CR	比較鋼
27	I	1250	900	50	880	150	275	370	18	350	10	2110	2.3	CR	比較鋼
28	J	1250	900	45	870	110	200	320	15	305	10	2656	2.4	CR	比較鋼
29	K	1250	900	50	880	150	270	380	12	340	5	2424	2.1	CR	比較鋼
30	L	1250	900	50	880	150	200	330	8	310	25	2841	2.8	CR	適合鋼
31	M	1250	900	50	880	150	210	330	9	310	2	2629	2.5	CR	比較鋼
32	N	1250	900	50	880	150	210	330	10	320	5	2635	2.5	CR	比較鋼
33	O	1250	900	50	865	390	210	340	11	330	35	2859	3.6	GA	適合鋼
34	P	1250	900	45	870	100	220	310	19	300	15	2001	3.8	GA	適合鋼
35	Q	1250	900	50	880	150	220	330	16	320	20	2437	3.3	GA	適合鋼
36	R	1250	900	50	880	60	140	290	11	270	15	3299	3.5	GA	適合鋼
37	S	1250	900	50	880	150	200	300	7	280	18	2180	3.6	GI	適合鋼
38	T	1250	900	50	880	150	220	360	8	340	40	3060	3.2	CR	適合鋼
39	U	1250	900	45	870	100	220	300	15	280	5	1770	2.1	GI	適合鋼
40	V	1250	900	45	870	100	160	300	10	290	5	3074	1.8	EG	適合鋼
41	W	1250	900	45	870	110	200	320	9	310	10	2629	2.6	CR	適合鋼
42	X	1250	900	45	870	110	200	320	15	310	8	2656	4.8	CR	適合鋼

[0095]

[表3]

表3 (1/2)

No.	マイクロ組織			鋼中 拡散性 水素量 [質量ppm]	YS [MPa]	EI [%]	衝突 耐力	亀裂 停留 性	備考
	焼戻しMおよ びBの合計 面積率 [%]	存在 比 (A/B)	残留γ中の 固溶炭素濃 度 [質量%]						
1	85	1.4	0.68	0.00	1132	11.5	◎	◎	適合鋼
2	88	1.3	0.70	0.00	1160	11.2	◎	◎	適合鋼
3	80	1.2	0.62	0.19	1230	10.8	◎	◎	適合鋼
4	82	<u>0.6</u>	0.71	0.00	1130	11.4	◎	×	比較鋼
5	80	0.9	0.73	0.00	1125	11.3	○	○	適合鋼
6	90	1.6	0.75	0.00	1300	11.7	◎	◎	適合鋼
7	88	<u>0.7</u>	0.72	0.00	1280	11.5	◎	×	比較鋼
8	92	<u>2.6</u>	0.68	0.00	1270	<u>7.8</u>	◎	◎	比較鋼
9	80	<u>2.7</u>	0.72	0.00	1305	<u>7.6</u>	◎	◎	比較鋼
10	81	1.2	0.64	0.00	1230	10.8	◎	◎	適合鋼
11	<u>97</u>	<u>2.8</u>	0.55	<u>0.65</u>	1180	<u>7.4</u>	◎	◎	比較鋼
12	<u>43</u>	0.9	0.51	0.25	<u>770</u>	9.5	×	◎	比較鋼
13	<u>45</u>	0.9	0.52	0.22	<u>780</u>	9.6	×	◎	比較鋼
14	<u>96</u>	<u>2.8</u>	0.54	<u>0.62</u>	1170	<u>7.5</u>	◎	◎	比較鋼
15	56	2.3	0.55	0.01	810	8.2	○	○	適合鋼
16	60	0.9	0.56	0.01	880	8.9	○	○	適合鋼
17	85	1.5	0.72	0.00	1320	11.1	◎	◎	適合鋼
18	<u>96</u>	<u>2.8</u>	0.59	0.01	1340	<u>6.5</u>	◎	◎	比較鋼
19	<u>46</u>	<u>0.7</u>	0.54	0.01	<u>780</u>	9.6	×	×	比較鋼
20	70	<u>2.7</u>	<u>0.96</u>	0.00	1150	<u>6.5</u>	○	○	比較鋼
21	83	<u>0.7</u>	<u>0.43</u>	0.01	1290	<u>6.6</u>	◎	×	比較鋼

表3 (2/2)

No.	ミクロ組織			鋼中 拡散性 水素量 [質量ppm]	YS [MPa]	EI [%]	衝突 耐力	亀裂 停留 性	備考
	焼戻LMおよ びBの合計 面積率 [%]	存在 比 (A/B)	残留γ中の 固溶炭素濃 度 [質量%]						
22	88	1.6	0.78	0.00	1390	11.5	◎	◎	適合鋼
23	90	2.6	0.98	0.05	1290	7.2	◎	◎	比較鋼
24	60	0.5	0.45	0.00	830	6.5	○	×	比較鋼
25	65	0.7	0.55	0.00	840	8.6	○	×	比較鋼
26	52	0.9	0.60	0.01	750	9.2	×	○	比較鋼
27	92	2.8	0.61	0.01	1330	5.5	◎	◎	比較鋼
28	94	3.2	0.63	0.01	1540	4.2	◎	◎	比較鋼
29	43	1.0	0.52	0.01	750	8.6	×	◎	比較鋼
30	78	1.2	0.59	0.00	1150	9.1	◎	◎	適合鋼
31	72	1.3	0.98	0.01	1220	7.1	◎	◎	比較鋼
32	65	0.7	0.41	0.01	820	7.3	◎	×	比較鋼
33	88	1.2	0.65	0.15	1250	10.8	◎	◎	適合鋼
34	81	1.1	0.62	0.11	1260	10.6	◎	◎	適合鋼
35	82	1.4	0.65	0.12	1320	10.5	◎	◎	適合鋼
36	62	1	0.62	0.12	980	11.9	◎	◎	適合鋼
37	82	1.5	0.65	0.00	1120	11.5	◎	◎	適合鋼
38	60	1.1	0.52	0.00	1050	8.5	◎	○	適合鋼
39	80	1.2	0.85	0.00	1120	8.2	◎	○	適合鋼
40	88	0.9	0.56	0.00	1210	8.6	◎	○	適合鋼
41	89	1.4	0.65	0.00	1160	8.8	◎	◎	適合鋼
42	65	0.9	0.61	0.00	850	9.2	○	○	適合鋼

[0096] 〈評価結果まとめ〉

上記表1～表3に示すように、No. 1～3、5～6、10、15～17、22、30および33～42の鋼板は、いずれも、800MPa以上の降伏強さを有し、かつ、加工性、衝突耐力および亀裂停留性に優れていた。

これに対して、No. 4、7～9、11～14、18～21、23～29および31～32の鋼板は、降伏強さ、加工性、衝突耐力および亀裂停留性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、
前記鋼板の鋼中拡散性水素量が、0.50質量ppm以下であり、
前記鋼板が、成分組成およびマイクロ組織を有し、
前記成分組成は、質量%で、
C：0.150～0.500%、
Si：0.01～3.00%、
Mn：1.50～4.00%、
P：0.100%以下、
S：0.0200%以下、
Al：0.100%以下、
N：0.0100%以下、および、
O：0.0100%以下を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、
前記マイクロ組織は、
焼戻しマルテンサイトおよびベイナイトの合計面積率が、55～95%であり、
ナノ硬さが7GPa以上の組織Aと、ナノ硬さが6GPa以下の組織Bとの存在比A/Bが、0.8～2.5であり、
残留オーステナイト中の固溶炭素濃度が、0.50～0.90質量%である、高強度鋼板。

[請求項2]

前記成分組成が、更に、質量%で、
B：0.0100%以下、
Ti：0.200%以下、
Nb：0.200%以下、
V：0.200%以下、
W：0.100%以下、
Mo：1.000%以下、

Cr : 1.000%以下、

Sb : 0.200%以下、

Sn : 0.200%以下、

Zr : 0.1000%以下、

Te : 0.100%以下、

Cu : 1.000%以下、

Ni : 1.000%以下、

Ca : 0.0100%以下、

Mg : 0.0100%以下、

REM : 0.0100%以下、

Co : 0.010%以下、

Ta : 0.10%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] 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] 前記めっき層が、溶融亜鉛めっき層、合金化溶融亜鉛めっき層または電気亜鉛めっき層である、請求項3に記載の高強度鋼板。

[請求項5] 請求項1に記載の高強度鋼板を製造する方法であって、
請求項1に記載の成分組成を有する鋼スラブに熱間圧延を施して、
熱延鋼板を得て、

前記熱延鋼板に冷間圧延を施して、冷延鋼板を得て、

前記冷延鋼板を、750~950℃の加熱温度T1で10~500s加熱し、120℃以上280℃未満の冷却停止温度T2まで冷却し、再加熱温度T3まで再加熱し、前記再加熱温度T3で保持することなく再冷却し、前記再加熱温度T3未満の温度T4で1s以上保持し、

下記式（１）で表される、前記冷却停止温度 T_2 から前記再加熱温度 T_3 までの入熱影響指数 J が、 $1500 \sim 4000$ であり、

前記温度 T_4 で保持された前記冷延鋼板を、表面粗さが $1.5 \sim 5.0 \mu\text{m}$ であるロールを用いて、調質圧延する、高強度鋼板の製造方法。

$$J = (T_3 - T_2) (\log(9t) + 20) \dots (1)$$

前記式（１）中、 t は、前記冷却停止温度 T_2 から前記再加熱温度 T_3 までの加熱時間であり、単位は s である。

[請求項6]

請求項２に記載の高強度鋼板を製造する方法であって、
請求項２に記載の成分組成を有する鋼スラブに熱間圧延を施して、熱延鋼板を得て、

前記熱延鋼板に冷間圧延を施して、冷延鋼板を得て、

前記冷延鋼板を、 $750 \sim 950^\circ\text{C}$ の加熱温度 T_1 で $10 \sim 500$ s 加熱し、 120°C 以上 280°C 未満の冷却停止温度 T_2 まで冷却し、再加熱温度 T_3 まで再加熱し、前記再加熱温度 T_3 で保持することなく再冷却し、前記再加熱温度 T_3 未満の温度 T_4 で 1 s 以上保持し、

下記式（１）で表される、前記冷却停止温度 T_2 から前記再加熱温度 T_3 までの入熱影響指数 J が、 $1500 \sim 4000$ であり、

前記温度 T_4 で保持された前記冷延鋼板を、表面粗さが $1.5 \sim 5.0 \mu\text{m}$ であるロールを用いて、調質圧延する、高強度鋼板の製造方法。

$$J = (T_3 - T_2) (\log(9t) + 20) \dots (1)$$

前記式（１）中、 t は、前記冷却停止温度 T_2 から前記再加熱温度 T_3 までの加熱時間であり、単位は s である。

[請求項7]

前記冷延鋼板に、めっき処理を施す、請求項５または６に記載の高強度鋼板の製造方法。

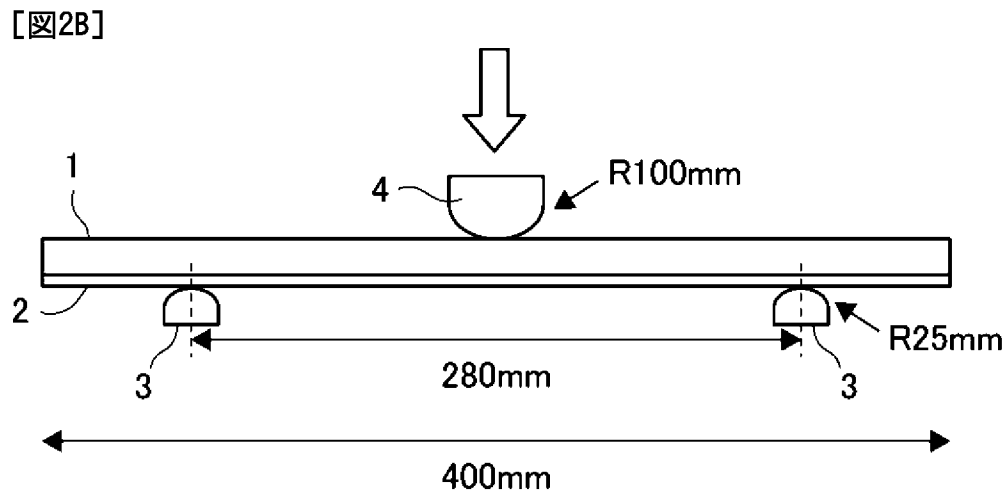
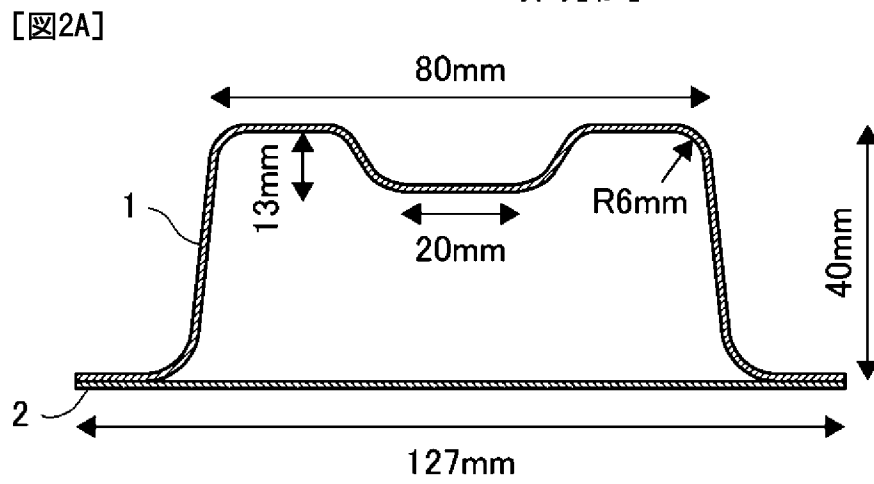
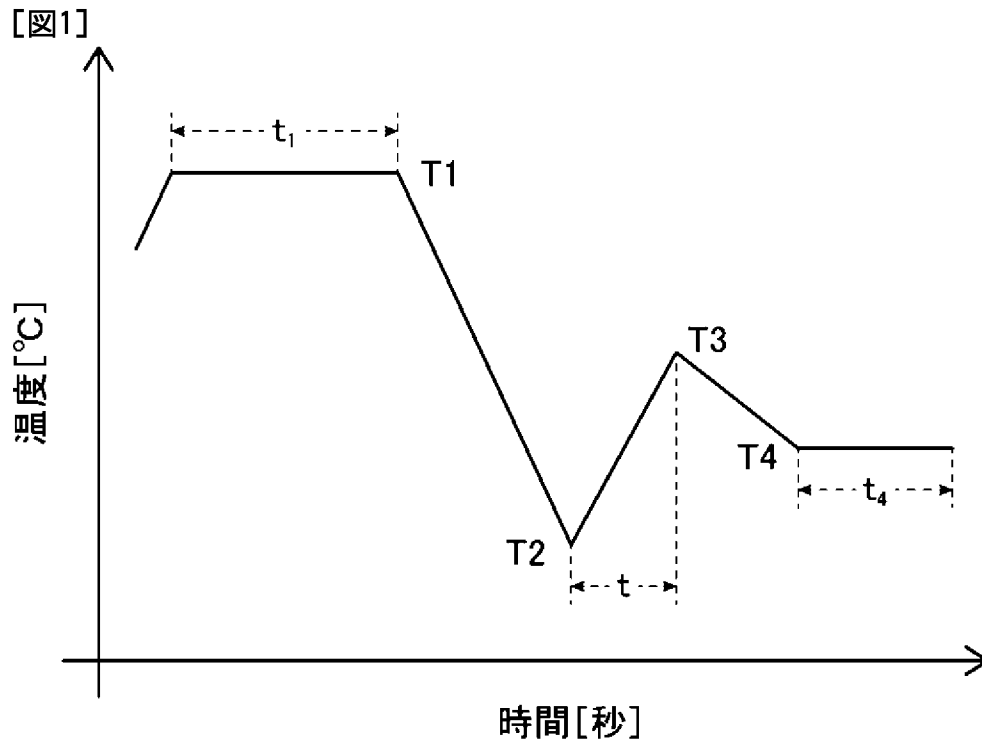
[請求項8]

前記めっき処理が、熔融亜鉛めっき処理、合金化熔融亜鉛めっき処

理または電気亜鉛めっき処理である、請求項 7 に記載の高強度鋼板の製造方法。

[請求項9] 請求項 1 ～ 4 のいずれか 1 項に記載の高強度鋼板を用いてなる部材。

[請求項10] 請求項 1 ～ 4 のいずれか 1 項に記載の高強度鋼板に、成形加工および接合加工の少なくとも一方の加工を施して、部材を得る、部材の製造方法。



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2023/027131

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER		
C22C 38/00(2006.01)i; C21D 9/46(2006.01)i; C22C 38/06(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i FI: C22C38/00 301U; C22C38/00 301T; C22C38/06; C22C38/60; C21D9/46 F; C21D9/46 J		
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; C21D8/02; C21D9/46		
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 1971-2023 Registered utility model specifications of Japan 1996-2023 Published registered utility model applications of Japan 1994-2023		
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 2018/147400 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 16 August 2018 (2018-08-16) claims, tables 1-1-3-2	1-10
A	JP 2020-509199 A (ARCELORMITTAL) 26 March 2020 (2020-03-26) claims, tables 1-4	1-10
A	JP 2019-534941 A (BAOSHAN IRON & STEEL) 05 December 2019 (2019-12-05) claims, tables 1-3	1-10
A	WO 2019/212045 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 07 November 2019 (2019-11-07) claims, paragraphs [0002]-[0004], [0016]-[0017]	1-10
A	WO 2019/212047 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 07 November 2019 (2019-11-07) claims, paragraphs [0002]-[0004], [0016]-[0017]	1-10
A	WO 2015/019557 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 12 February 2015 (2015-02-12) claims, tables 1-3	1-10
P, A	WO 2022/185804 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 09 September 2022 (2022-09-09) claims, tables 1-3	1-10
<input checked="" type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input checked="" type="checkbox"/> 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 05 October 2023		Date of mailing of the international search report 17 October 2023
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

International application No.

PCT/JP2023/027131

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
P, A	WO 2022/215389 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 13 October 2022 (2022-10-13) claims, tables 1-4	1-10

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/JP2023/027131

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
WO	2018/147400	A1	16 August 2018	EP 3581670 A1 claims, tables 1-1-3-2	
				US 2020/0040420 A1	
				CN 110312813 A	
JP	2020-509199	A	26 March 2020	WO 2018/116155 A1 claims, tables 1-4	
				US 2019/0338385 A1	
				CN 110088342 A	
JP	2019-534941	A	05 December 2019	EP 3533894 A1 claims, tables 1-3	
				US 2019/0256945 A1	
				WO 2018/076965 A1	
				CN 108018484 A	
WO	2019/212045	A1	07 November 2019	US 2021/0155999 A1 claims, paragraphs [0003]-[0005], [0023]-[0024]	
				CN 112041475 A	
WO	2019/212047	A1	07 November 2019	US 2021/0230712 A1 claims, paragraphs [0003]-[0005], [0016]-[0017]	
				CN 112074620 A	
WO	2015/019557	A1	12 February 2015	EP 3012339 A1 claims, tables 1-3	
				US 2016/0177427 A1	
				CN 105452513 A	
				JP 2015-34326 A	
WO	2022/185804	A1	09 September 2022	(Family: none)	
WO	2022/215389	A1	13 October 2022	(Family: none)	

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 38/06(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i FI: C22C38/00 301U; C22C38/00 301T; C22C38/06; C22C38/60; C21D9/46 F; 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; C21D9/46 最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの 日本国実用新案公報 1922-1996年 日本国公開実用新案公報 1971-2023年 日本国実用新案登録公報 1996-2023年 日本国登録実用新案公報 1994-2023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	WO 2018/147400 A1 (J F E スチール株式会社) 16.08.2018 (2018 - 08 - 16) 請求の範囲, 表1-1-表3-2	1-10
A	JP 2020-509199 A (アルセロールミタル) 26.03.2020 (2020 - 03 - 26) 特許請求の範囲, 表1-表4	1-10
A	JP 2019-534941 A (バオシャン アイアン アンド スティール カンパニー リミテッ ド) 05.12.2019 (2019 - 12 - 05) 特許請求の範囲, 表1-表3	1-10
A	WO 2019/212045 A1 (日本製鉄株式会社) 07.11.2019 (2019 - 11 - 07) 請求の範囲, [0002] - [0004], [0016] - [0017]	1-10
A	WO 2019/212047 A1 (日本製鉄株式会社) 07.11.2019 (2019 - 11 - 07) 請求の範囲, [0002] - [0004], [0016] - [0017]	1-10
A	WO 2015/019557 A1 (J F E スチール株式会社) 12.02.2015 (2015 - 02 - 12) 請求の範囲, 表1-表3	1-10
P, A	WO 2022/185804 A1 (J F E スチール株式会社) 09.09.2022 (2022 - 09 - 09) 請求の範囲, 表1-表3	1-10
<input checked="" 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、一般的な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	05.10.2023	国際調査報告の発送日 17.10.2023
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/JP2023/027131

引用文献	公表日	パテントファミリー文献	公表日
WO 2018/147400 A1	16.08.2018	EP 3581670 A1 Claims, Table1-1-Table3-2 US 2020/0040420 A1 CN 110312813 A	
JP 2020-509199 A	26.03.2020	WO 2018/116155 A1 Claims, Table1-Table4 US 2019/0338385 A1 CN 110088342 A	
JP 2019-534941 A	05.12.2019	EP 3533894 A1 Claims, Table1-Table3 US 2019/0256945 A1 WO 2018/076965 A1 CN 108018484 A	
WO 2019/212045 A1	07.11.2019	US 2021/0155999 A1 Claims, [0003]-[0005], [0023]-[0024] CN 112041475 A	
WO 2019/212047 A1	07.11.2019	US 2021/0230712 A1 Claims, [0003]-[0005], [0016]-[0017] CN 112074620 A	
WO 2015/019557 A1	12.02.2015	EP 3012339 A1 Claims, Table1-Table3 US 2016/0177427 A1 CN 105452513 A JP 2015-34326 A	
WO 2022/185804 A1	09.09.2022	(ファミリーなし)	
WO 2022/215389 A1	13.10.2022	(ファミリーなし)	