

(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
2017年10月5日(05.10.2017)



(10) 国際公開番号
WO 2017/169837 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/14 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2017/010624
- (22) 国際出願日: 2017年3月16日(16.03.2017)
- (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 2016-068769 2016年3月30日(30.03.2016) JP
特願 2016-223986 2016年11月17日(17.11.2016) JP
- (71) 出願人: 株式会社神戸製鋼所(KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO (KOBELCO STEEL, LTD.))
[JP/JP]; 〒6518585 兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目2番4号 Hyogo (JP).
- (72) 発明者: 経澤 道高(TSUNEZAWA, Michitaka). 中屋 道治(NAKAYA, Michiharu).
- (74) 代理人: 小谷 悦司, 外(KOTANI, Etsuji et al.); 〒5300005 大阪府大阪市北区中之島2丁目2番2号大阪中之島ビル2階 Osaka (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, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, 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, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, 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, 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:

— 国際調査報告 (条約第21条(3))

(54) Title: HIGH-STRENGTH COLD-ROLLED STEEL SHEET, HIGH-STRENGTH HOT-DIP-GALVANIZED STEEL SHEET, AND PRODUCTION METHOD FOR HIGH-STRENGTH COLD-ROLLED STEEL SHEET AND HIGH-STRENGTH HOT-DIP-GALVANIZED STEEL SHEET

(54) 発明の名称: 高強度冷延鋼板および高強度溶融亜鉛めっき鋼板並びにそれらの製造方法

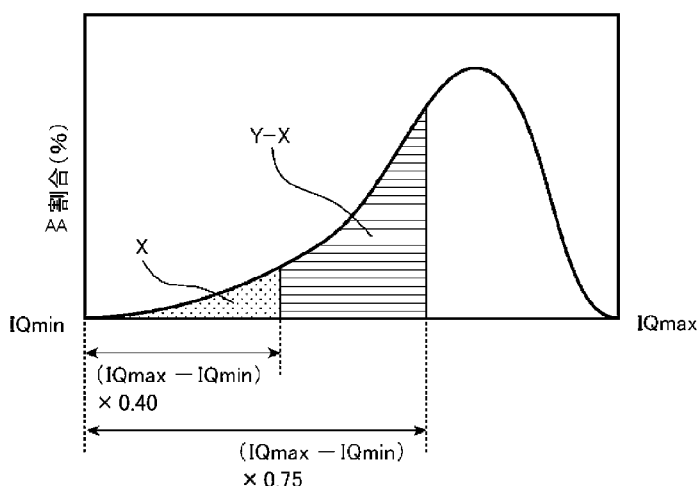


Fig. 1
AA Proportion

(57) Abstract: This high-strength cold-rolled steel sheet contains C, Si, Mn, P, S, Al, Ti, and B; is configured such that X, as defined below, is 8.0 or less and such that the difference Y-X between Y, as defined below, and X is 45-53; and has a volume fraction of retained austenite of 2% or less. X is the total number of measurement points at or below $[0.40 \times (IQ_{max} - IQ_{min}) + IQ_{min}]$ divided by the total number of measurement points and multiplied by 100, and Y is the total number of measurement points at or below $[0.75 \times (IQ_{max} - IQ_{min}) + IQ_{min}]$ divided by the total number of measurement points and multiplied by 100. IQ is the sharpness of an electron backscatter diffraction pattern, IQmax is the maximum IQ value from among all measurement points, and IQmin is the minimum IQ value from among all measurement points.

(57) 要約: 本発明の高強度冷延鋼板は、C、Si、Mn、P、S、Al、Ti、およびBを含有し、下記で定義されるXが8.0以下であり、下記で定義されるYと前記Xの差の値Y-Xが45以上53以下であり、残留オーステナイトの体積率が2%以下である。Xは、 $[0.40 \times (IQ_{max} - IQ_{min}) + IQ_{min}]$ 以下である。

る測定点数の合計を全測定点数で除して100を掛けた値であり、Yは、 $[0.75 \times (IQ_{max} - IQ_{min}) + IQ_{min}]$ 以下である測定点数の合計を全測定点数で除して100を掛けた値であり、IQは電子線後方散乱回折パターンの鮮明度を意味し、上記IQmaxは全測定点中のIQの最大値であり、上記IQminは全測定点中のIQの最小値である。

WO 2017/169837 A1

明 細 書

発明の名称：

高強度冷延鋼板および高強度溶融亜鉛めっき鋼板並びにそれらの製造方法 技術分野

[0001] 本発明は、高強度冷延鋼板および高強度溶融亜鉛めっき鋼板並びにそれらの製造方法に関し、より詳細には、延性、曲げ性に優れ高降伏比である引張強度 980MPa 以上の高強度冷延鋼板および高強度溶融亜鉛めっき鋼板並びにそれらの製造方法に関する。以下では、これら高強度冷延鋼板と高強度溶融亜鉛めっき鋼板をまとめて、単に高強度鋼板と呼ぶ場合がある。

背景技術

[0002] 近年、自動車用鋼板や輸送機械用鋼板等の部材の高強度化に伴い、延性、曲げ性といった加工性が低下している。このため、自動車用鋼板および輸送機械用鋼板をプレス成形することによって複雑な形状の部材に加工することは困難であった。よって、上記加工性に優れた高強度鋼板が求められている。

[0003] また、自動車用鋼板を車体構造用部材に適用した場合、同じ引張強度では降伏比が高い程、衝撃吸収エネルギーが優れる。一方、降伏比が高すぎる場合、スプリングバックが大きくなる等、成形した際の形状凍結性が悪化する。従って、YR (Yield Ratio) で表される降伏比が、例えば 90% 以上 95% 以下の鋼板が求められている。なお前記 YR とは、0.2% 耐力である YS (Yield Strength) を、引張強度である TS (Tensile Strength) で除して 100 を乗じた値である。

[0004] 上記要求特性のうち、高強度鋼板の加工性を向上するための技術として、下記特許文献が提案されている。特許文献 1 (特開 2014-237887 号公報) では、マルテンサイト、ベイナイト、もしくはそれらを複合させたミクロ組織とし、且つ、鋼板の表層を軟質とすることによって、強度と曲げ性とのバランスを向上できることを示している。しかし、特許文献 1 は、高

強度化および上記成形性について検討されているに留まり、降伏比および延性（伸び）は考慮されていない。

[0005] 特許文献2（特開2013-147736号公報）では、Ti、Nb、Vから選択される一種以上の元素を添加し、且つBの添加を必須とし、ベイナイトおよびマルテンサイト主体の組織とし、且つベイナイトの平均結晶粒径を7 μ m以下に制御した高強度鋼板が示されている。特許文献2に開示の高強度鋼板によれば、高い降伏比と優れた延性（伸び）を確保することができる。しかし、上記特許文献2に開示されている鋼板は、降伏比が70%台であり、且つ、曲げ性を考慮していない。

[0006] 上記特許文献では、引張強度、降伏比、伸び、および曲げ性の全てを満足する高強度鋼板を作製する方法は検討されていない。

先行技術文献

特許文献

[0007] 特許文献1：特開2014-237887号公報

特許文献2：特開2013-147736号公報

発明の概要

[0008] 本発明の目的は、引張強度980MPa以上の高強度領域において、高降伏比であり、延性および曲げ性に優れた高強度鋼板および高強度溶融亜鉛めっき鋼板並びにそれらの製造方法を提供することにある。

[0009] 上記目的を達成した本発明の高強度冷延鋼板は、質量%で、C：0.12～0.19%、Si：0%超、0.4%以下、Mn：1.80～2.45%、P：0%超、0.020%以下、S：0%超、0.0040%以下、Al：0.015～0.06%、Ti：0.010～0.035%、およびB：0.0025～0.0040%を含有し、残部が鉄および不可避不純物であり、下記（1）で定義されるXが8.0以下であり、下記（2）で定義されるYと前記Xの差の値Y-Xが45以上53以下であり、全組織に対する残留オーステナイトの体積率が2%以下であり、引張強度が980MPa以上である。

(1) Xは、 $[0.40 \times (IQ_{max} - IQ_{min}) + IQ_{min}]$ 以下である測定点数の合計を全測定点数で除して100を掛けた値であり、

(2) Yは、 $[0.75 \times (IQ_{max} - IQ_{min}) + IQ_{min}]$ 以下である測定点数の合計を全測定点数で除して100を掛けた値であり、上記

(1)、(2)におけるIQは、電子線後方散乱回折パターンの鮮明度を意味し、 IQ_{max} は全測定点中のIQの最大値であり、 IQ_{min} は全測定点中のIQの最小値である。

発明の効果

[0010] 本発明によれば、鋼中成分および残留オーステナイトの体積率およびIQ (Image Quality、イメージクオリティ) が適切に制御された高強度冷延鋼板を提供することができる。このため、延性、曲げ性に優れた引張強度980MPa以上、且つ、高降伏比の冷延鋼板およびその製造方法並びに溶融亜鉛めっき鋼板を提供することができる。

図面の簡単な説明

[0011] [図1]図1は、本発明で規定するIQの要件を説明するための模式図である。

[図2]図2は、本発明の高強度鋼板を得るために推奨される焼鈍工程の構成を模式的に表したグラフである。

発明を実施するための形態

[0012] 本発明者らは、引張強度が980MPa以上で、且つ、高降伏比であって、延性および曲げ性（以下、加工性と呼ぶことが有る）に優れる高強度鋼板を提供するため、鋼中成分、残留オーステナイト体積率およびIQに着目して鋭意検討を重ねてきた。その結果、鋼中成分、残留オーステナイト体積率およびIQを、それぞれ以下の範囲に調整すれば良いことを突き止めた。なお、本明細書において高強度とは、引張強度が980MPa以上であることを意味する。

[0013] まず、本発明を最も特徴付けるIQについて詳細を説明する。IQとは、EBSD (Electron Back Scatter Diffraction、電子線後方散乱回折) パターンの鮮明度である。IQは結晶中の

歪量に影響を受けることが知られている。具体的には IQ が小さいほど、結晶中に歪が多く存在する傾向にある。例えば、マルテンサイトは高転位密度で結晶構造の乱れを含むため IQ が小さくなる傾向がある。フェライトは低転位密度のため IQ が高くなる傾向にある。そのため、従来では、 IQ の絶対値を指標として金属組織を判定する方法が提案されている。従来では、例えば IQ が4000以上の組織をフェライトと判定する方法などが提案されている。しかし、本発明者らの検討結果によれば、 IQ の絶対値に基づく方法は、組織観察のための研磨条件や検出器などの影響を受け易く、 IQ の絶対値が変動し易いことが分かった。

[0014] そこで本発明者らは、鋼板中の歪の分散状態、すなわちEBSDパターンの鮮明度である IQ の分布状態が降伏比、延性、曲げ性に与える影響を調査した。その結果、 IQ が後述する要件を満足することが、良好な延性、曲げ性、および高降伏比のいずれをも達成するために重要であることを見出した。 IQ の測定方法の詳細は後述する実施例の欄で説明する。

[0015] 本発明では、下記(1)で定義される値 X が8.0以下であり、下記(2)で定義される値 Y と前記値 X の差の値 $Y - X$ が4.5以上、5.3以下である。

(1) 値 X は、 $[0.40 \times (IQ_{max} - IQ_{min}) + IQ_{min}]$ 以下である測定点数の合計を全測定点数で除して100を掛けた値であり、

(2) 値 Y は、 $[0.75 \times (IQ_{max} - IQ_{min}) + IQ_{min}]$ 以下である測定点数の合計を全測定点数で除して100を掛けた値であり、上記(1)、(2)における IQ は、電子線後方散乱回折パターンの鮮明度を意味し、

IQ_{max} は全測定点中の IQ の最大値であり、 IQ_{min} は全測定点中の IQ の最小値である。

[0016] X と Y によって特定される事項を図1に模式的に表す。図1の横軸は IQ 値であり、縦軸は各 IQ 値を示す測定点の個数割合(%)を示す。 X とは、 IQ 値が $[0.40 \times (IQ_{max} - IQ_{min}) + IQ_{min}]$ 以下とな

る測定点の、全測定点に対する個数割合であり、 Y とは IQ 値が $[0.75 \times (IQ_{max} - IQ_{min}) + IQ_{min}]$ 以下である測定点の、全測定点に対する個数割合である。従って、 X が8.0以下であるということは、 IQ 値が $[0.40 \times (IQ_{max} - IQ_{min}) + IQ_{min}]$ 以下となる測定点の、全測定点に対する割合が8.0%以下であるということであり、また $Y - X$ の値が4.5以上、5.3以下であるということは、 IQ 値が $[0.40 \times (IQ_{max} - IQ_{min}) + IQ_{min}]$ を超え、且つ $[0.75 \times (IQ_{max} - IQ_{min}) + IQ_{min}]$ 以下である測定点の、全測定点に対する割合が4.5%以上、5.3%以下であることを意味する。

[0017] X の値が8を超えると降伏比が低くなり、曲げ性も劣化する。この理由は、 X の値が大きくなることにより歪みの多い結晶が増える。歪の多い結晶が増えることにより、可動転移が増加し、降伏比が低下すると考えられる。曲げ性劣化については、歪の多い結晶の周辺で破壊の起点となるミクロクラックが増加したことに起因すると考えている。 X は、好ましくは6以下であり、より好ましくは5以下である。 X の下限は特に限定されないが、例えば0.5である。

[0018] 本発明では、 X が8.0以下であると共に、 $Y - X$ の値が4.5以上、5.3以下である。 $Y - X$ の値が4.5未満となると、降伏比が低下する。一方、 $Y - X$ の値が5.3を超えると、降伏比が高くなりすぎ、且つ、延性が低下する。 $Y - X$ の値が大きくなりすぎると降伏比が高くなり延性が低下する理由は、必ずしも明確ではないが、 $Y - X$ の値が大きくなるに従い、鋼板中の歪分布が均質となり、降伏比が増加し延性が低下したと考えられる。 $Y - X$ は、好ましくは4.6以上5.2以下であり、より好ましくは4.7以上5.1以下である。

[0019] また、本発明では、全組織に対する残留オーステナイトの体積率を2%以下とする。残留オーステナイトの体積率が大きくなると、降伏比が低下する。残留オーステナイトの体積率は、好ましくは1.5%以下、より好ましくは1%以下であり、最も好ましくは0%である。残留オーステナイトの体積

率は、後記する実施例の通り、*ISI J Int. Vol. 33. (1933)*, No. 7, P. 776に記載の方法によって測定される値である。

[0020] 本発明の高強度鋼板のミクロ組織は、基底組織がベイナイト組織であり、少量のマルテンサイト組織を含む。全組織に対するこれら組織の合計割合は、例えば95面積%以上である。

[0021] 本発明では上記のようにI_Qと残留オーステナイトの体積率を制御することに加えて、鋼板中の化学成分を下記の通り制御する。なお、本明細書において、化学成分はいずれも質量%を意味する。

[0022] C : 0.12～0.19%

Cは、鋼板の強度を確保するために必要な元素である。C量が不足すると、引張強度が低下する。そのためにC量の下限を0.12%以上とする。C量の下限は、好ましくは0.13%以上であり、より好ましくは0.14%以上である。しかし、C量が過剰になるとI_Qの値に基づいて算出される上記X値が高くなり、降伏比および曲げ性が低下する。そこで、C量の上限を0.19%以下とする。C量の上限は、好ましくは0.18%以下であり、より好ましくは0.17%以下である。

[0023] Si : 0%超、0.4%以下

Siは固溶強化元素として知られており、延性の低下を抑えつつ、引張強度を向上させることに有効に作用する元素である。更に、曲げ性を向上させる元素でもある。このような効果を有効に発揮させるため、Si量は0.01%以上が好ましく、より好ましくは0.1%以上である。しかし、Siを過剰に添加すると、I_Qの値に基づいて算出される上記X値が高くなり、降伏比が低下する。そのためにSi量の上限を0.4%以下とする。Si量の上限は、好ましくは0.3%以下であり、より好ましくは0.25%以下である。

[0024] Mn : 1.80～2.45%

Mnは、鋼板の高強度化に寄与する元素である。このような効果を有効に発揮させるために、Mn量の下限を1.80%以上とする。Mn量は好まし

くは1.9%以上であり、より好ましくは2.0%以上である。Mnが少なすぎると、I_Qの値に基づいて算出される上記Y-X値が低くなり、降伏比が低下する。またMn量が過剰になると、I_Qの値に基づいて算出される上記X値が高く、上記Y-X値が低くなり、降伏比および曲げ性が低下する。そのため、Mn量の上限を2.45%以下とする。Mn量の上限は、好ましくは2.35%以下であり、より好ましくは2.25%以下である。

[0025] P: 0%超、0.020%以下

Pは、不可避免的に含有される元素である。Pは、粒界に偏析して粒界脆化を助長する元素であり、曲げ性を劣化させる。このため、P量はできるだけ低減することが推奨される。そのため、P量の上限は、0.020%以下とする。P量の上限は、好ましくは0.015%以下であり、より好ましくは0.010%以下である。なお、Pは鋼中に不可避免的に含まれる不純物であり、その量を0%にすることは工業上不可能である。

[0026] S: 0%超、0.0040%以下

SもPと同様に不可避免的に含有される元素である。Sは、介在物を生成し、曲げ性を劣化させるため、S量はできるだけ低減することが推奨される。そのため、S量の上限は、0.0040%以下とする。S量の上限は、好ましくは0.003%以下、より好ましくは0.002%以下である。なお、Sは鋼中に不可避免的に含まれる不純物であり、その量を0%にすることは工業上不可能である。

[0027] Al: 0.015~0.06%

Alは、脱酸剤として作用する元素である。この作用を有効に発揮させるには、Al量の下限を0.015%以上とする。Al量の下限は、好ましくは0.025%以上であり、より好ましくは0.030%以上である。しかし、Al量が過剰になると鋼板中にアルミナなどの介在物が多く生成し、曲げ性を劣化させることがある。このため、Al量の上限を0.06%以下とする。Al量の上限は、好ましくは0.055%以下であり、より好ましくは0.050%以下である。

[0028] Ti : 0.010 ~ 0.035 %

Ti は、炭化物や窒化物を形成して強度を向上させる元素である。また、Ti は、B の焼入れ性を有効に活用するための元素でもある。詳細には、Ti が窒化物を形成することにより鋼中の N を低減する。これにより B 窒化物の形成を抑制し、B が固溶状態となるので、有効に B の焼入れ性を発揮できる。このように、Ti は焼入れ性を向上させるので、鋼板の高強度化に寄与する。このような効果を有効に発揮させるために、Ti 量の下限を 0.010 % 以上とする。Ti 量の下限は、好ましくは 0.013 % 以上であり、より好ましくは 0.015 % 以上である。しかし、Ti 量が過剰になると、Ti 炭化物や Ti 窒化物が過剰となる。これにより I Q の値に基づいて算出される上記 X 値が高く、上記 Y - X 値が低くなるので、曲げ性を劣化させ、且つ、降伏比も低下する。このため、Ti 量の上限を 0.035 % 以下とする。Ti 量の上限は、好ましくは 0.030 % 以下である。より好ましくは 0.025 % 以下である。

[0029] B : 0.0025 ~ 0.0040 %

B は、焼入れ性を向上させて鋼板の高強度化に寄与する元素である。このような効果を有効に発揮させるために、B 量の下限を 0.0025 % 以上とする。B が少なすぎると、I Q の値に基づいて算出される上記 Y - X 値が低くなり、降伏比が低下する。B 量の下限は、好ましくは 0.0027 % 以上、より好ましくは 0.0029 % 以上である。しかし、B 量が過剰になると、その効果が飽和し、コストが増加する。このため、B 量の上限を 0.0040 % 以下とする。B 量の上限は、好ましくは 0.0035 % 以下である。

[0030] 本発明の高強度鋼板の基本成分は上記の通りであり、残部は実質的に鉄である。但し、原材料、資材、製造設備等の状況によって持ち込まれる不可避不純物が鋼中に含まれることは当然に許容される。不可避不純物としては、上述した P、S の他、例えば、N、O などが含まれ、これらはそれぞれ以下の範囲であることが好ましい。

[0031] N : 0 % 超、0.01 % 以下

Nは、不純物元素として不可避免的に存在し、曲げ性を劣化させる。Nの上限は0.01%以下が好ましく、より好ましくは0.006%以下、更に好ましくは0.005%以下である。N量は少なければ少ない程好ましいが、0%にすることは工業上困難である。

[0032] O : 0%超、0.002%以下

Oは、不純物元素として不可避免的に存在し、曲げ性を劣化させる。Oの上限は0.002%以下が好ましく、より好ましくは0.0015%以下、更に好ましくは0.0010%以下である。O量は少なければ少ない程好ましいが、0%にすることは工業上困難である。

[0033] さらに本発明では、必要に応じて以下に示す範囲で、(a) Cu、Ni、Cr、Mo、VおよびNbの1種以上または(b) Caを含むことが好ましい。

[0034] 本発明の高強度冷延鋼板は、質量%で、Cu : 0%超、0.3%以下、Ni : 0%超、0.3%以下、Cr : 0%超、0.25%以下、Mo : 0%超、0.1%以下、V : 0%超、0.05%以下、Nb : 0%超、0.08%以下およびCa : 0%超、0.005%以下よりなる群から選ばれる1種以上を含有することが好ましい。

[0035] Cu、Ni、Cr、Mo、V、およびNbはいずれも強度向上に有効な元素である。これらの元素は、夫々以下に示す範囲で、単独でまたは適宜組み合わせさせて含有させても良い。

[0036] Cu : 0%超、0.3%以下

Cuは、更に鋼板の耐食性向上に有効な元素である。このような効果を有効に発揮させるために、Cu量の下限を、好ましくは0.03%以上、より好ましくは0.05%以上とする。しかし、Cu量が過剰になると、その効果が飽和し、コストが増加する。そのため、Cu量の上限は、好ましくは0.3%以下、より好ましくは0.2%以下、更に好ましくは0.15%以下である。

[0037] Ni : 0%超、0.3%以下

Niは、更に鋼板の耐食性向上に有効な元素である。このような効果を有効に発揮させるために、Ni量の下限を、好ましくは0.03%以上、より好ましくは0.05%以上とする。しかし、Ni量が過剰になると、その効果が飽和し、コストが増加する。そのため、Ni量の上限は、好ましくは0.3%以下、より好ましくは0.2%以下、更に好ましくは0.15%以下である。

[0038] Cr：0%超、0.25%以下

Crは、高強度化の効果を示す元素である。Crの高強度化を有効に発揮させるために、Cr量の下限を、好ましくは0.01%以上、より好ましくは0.015%以上、更に好ましくは0.03%以上、特に好ましくは0.05%以上とする。しかし、Cr量が過剰になると、不めつきを発生させるため、Cr量の上限は0.25%以下が好ましく、より好ましくは0.20%以下、更に好ましくは0.10%以下である。

[0039] Mo：0%超、0.1%以下

Moは、高強度化の効果を示す元素である。Moの高強度化を有効に発揮させるために、Mo量の下限は好ましくは0.03%以上、より好ましくは0.05%以上とする。しかし、Mo量が過剰になると、その効果が飽和し、コストが増加する。そのため、Mo量の上限は0.1%以下が好ましい。

[0040] V：0%超、0.05%以下

Vは、高強度化の効果を示す元素である。Vの高強度化を有効に発揮させるために、V量の下限は0.003%以上が好ましく、より好ましくは0.005%以上である。しかし、V量が過剰になると、その効果が飽和し、コストが増加する。そのため、V量の上限は、0.05%以下が好ましく、より好ましくは0.03%以下、更に好ましくは0.02%以下である。

[0041] Nb：0%超、0.08%以下

Nbは、高強度化の効果を示す元素である。Nbの高強度化を有効に発揮させるために、Nb量の下限を、0.003%以上とすることが好ましく、より好ましくは0.005%以上とする。しかし、Nb量が過剰になると、

曲げ性を劣化させる。そのため、Nb量の上限は、好ましくは0.08%以下、より好ましくは0.06%以下、更に好ましくは0.04%以下である。

[0042] Ca : 0%超、0.005%以下

Caは、鋼中の硫化物を球状化し、曲げ性を高めることに有効な元素である。このような効果を有効に発揮させるために、Ca量の下限を、好ましくは0.0005%以上、より好ましくは0.001%以上とする。しかし、Ca量が過剰になると、その効果が飽和し、コストが増加する。そのため、Ca量の上限は0.005%以下が好ましく、より好ましくは0.003%以下であり、更に好ましくは0.0025%以下である。

[0043] 化学成分組成、残留オーステナイトの面積率、I_Q値から算出される値X、Yが上記の条件を満足している本発明の高強度鋼板は、引張強度が980 MPa以上であり、且つ、降伏比、延性、曲げ性のすべてに優れている。本発明の高強度鋼板の降伏比は、例えば90%以上、95%以下とできる。

[0044] 次に、本発明の高強度鋼板を製造する方法について説明する。

[0045] 上記要件を満足する本発明の高強度鋼板は、熱間圧延、冷間圧延、および焼鈍（均熱および冷却）の工程を含み、特に冷間圧延後の焼鈍工程を適切に制御して製造するところに特徴がある。以下、本発明の高強度鋼板を得るための製造工程を、熱間圧延、冷間圧延、その後の焼鈍の順に説明する。

[0046] 熱間圧延の好ましい条件は、例えば以下のとおりである。

[0047] 熱間圧延前の加熱温度が低いと、オーステナイト中への、TiCなどの炭化物の固溶が低下するおそれがある。このため、熱間圧延前の加熱温度の下限は、好ましくは1200℃以上、より好ましくは1250℃以上である。熱間圧延前の加熱温度が高いとコストアップとなる。このため、熱間圧延前の加熱温度の上限は、好ましくは1350℃以下、より好ましくは1300℃以下である。

[0048] 熱間圧延の仕上げ圧延温度が低いと、オーステナイト単相域で圧延できず、圧延時の変形抵抗が大きく、操業が困難になるおそれがある。このため、

仕上げ圧延温度は、好ましくは 850°C 以上、より好ましくは 870°C 以上である。仕上げ圧延温度が高いと結晶が粗大化するおそれがある。このため、仕上げ圧延温度は、好ましくは 980°C 以下、より好ましくは 950°C 以下である。

[0049] 熱間圧延の仕上げ圧延から巻取りまでの平均冷却速度は、生産性を考慮し、好ましくは $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上、より好ましくは $20^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上である。一方、平均冷却速度が速いと設備コストが高くなるため、好ましくは $100^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下、より好ましくは $50^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下である。

[0050] 次に、熱間圧延後の工程の好ましい条件について説明する。

[0051] 熱間圧延後の巻取り温度： 550°C 以上

熱間圧延後の巻取り温度が、 550°C 未満になると、熱延板の強度が高くなり、冷間圧延で圧下し難くなる。そのため、熱間圧延後の巻取り温度は 550°C 以上、好ましくは 570°C 以上、更に好ましくは 600°C 以上である。一方、熱間圧延後の巻取り温度が、高くなりすぎるとスケール除去のための酸洗性が劣化する。そのため、熱間圧延後の巻取り温度は、好ましくは 800°C 以下、より好ましくは 750°C 以下である。

[0052] 冷延率： 20% 以上、 60% 以下

熱間圧延鋼板は、スケール除去のために酸洗を施した後に冷間圧延に供する。冷間圧延の冷延率が 20% 未満になると、所定厚さの鋼板を得るために熱間圧延工程で板厚を薄くしなければならず、熱間圧延工程で薄くすると鋼板長さが長くなる。これにより酸洗に時間がかかり、生産性が低下する。そのため、冷延率の下限を、好ましくは 20% 以上、より好ましくは 25% 以上とする。一方、冷延率が 60% を超えると、冷間圧延機の高い能力が必要となる。そのため、冷延率の上限は、好ましくは 60% 以下、より好ましくは 55% 以下、更に好ましくは 50% 以下である。

[0053] 本発明の高強度鋼板を得るためには、冷延後の焼鈍工程が（a）加熱して保持する均熱工程、（b）均熱工程に引き続き行われる第1の冷却工程、（c）前記第1の冷却工程後に所定温度範囲で保持する保持工程、（d）前記

保持工程に引き続いて行われる第2の冷却工程、(e)第2の冷却工程に引き続いて行われる第3の冷却工程を含み、この(a)～(e)の条件をそれぞれ適切に調整することが重要である。本発明の焼鈍工程の上記(a)～(e)の構成を、図2に模式的に示す。

[0054] (a) 均熱工程

上記冷間圧延後、 A_{c3} 点～ A_{c3} 点+200℃の温度（均熱温度）に加熱して所定時間保持して均熱する（均熱工程）。均熱温度が A_{c3} 点未満になると、上記Xの値が高くなり、降伏比の確保が難くなる。そのため、均熱温度の下限は、 A_{c3} 点以上が好ましく、より好ましくは A_{c3} 点+25℃以上とする。一方、上記均熱温度が A_{c3} 点+200℃を超えると、工業的に生産するためのエネルギーが過剰に必要となる。そのため、上限は、 A_{c3} 点+200℃以下が好ましく、より好ましくは A_{c3} 点+150℃以下である。

[0055] 上記 A_{c3} 点温度は、下式に基づいて算出される。式中の[%（元素名）]は各元素の含有量（質量%）である。この式は、「レスリー鉄鋼材料学」（丸善株式会社発行、William C. Leslie 著、p. 273）に記載されている。なお、含有しない元素は、含有量を0%として計算する。

$$A_{c3} = 910 - 203\sqrt{(\%C) - 15.2(\%Ni) + 44.7(\%Si) + 104(\%V) + 31.5(\%Mo) + 13.1(\%W) - 30(\%Mn) - 11(\%Cr) - 20(\%Cu) + 700(\%P) + 400(\%Al) + 120(\%As) + 400(\%Ti)}$$

[0056] 上記均熱温度までの加熱速度は特に限定されないが、平均加熱速度は1℃/秒以上、20℃/秒以下であることが好ましい。上記冷間圧延後の平均加熱速度が1℃/秒未満となると、生産性が悪化する。そのため、上記平均加熱速度の下限を1℃/秒以上とすることが好ましく、より好ましくは3℃/秒以上、更に好ましくは5℃/秒以上とする。一方、上記平均加熱速度が20℃/秒を超えると、鋼板温度が制御し難くなり、設備コストも増加する。そのため、上記平均加熱速度の上限は20℃/秒以下が好ましく、より好ましくは18℃/秒以下、更に好ましくは15℃/秒以下である。

[0057] 上記均熱温度では、1秒以上100秒以下均熱することが好ましい。上記均熱時間が1秒未満となると、上記Xの値が高くなり、降伏比の確保が難しくなる。そのため、上記均熱時間の下限は1秒以上が好ましく、より好ましくは10秒以上とする。一方、上記均熱時間が100秒を超えると、生産性が悪化する。そのため、上記均熱時間の上限は100秒以下が好ましく、より好ましくは80秒以下である。

[0058] (b) 第1の冷却工程

上記均熱工程後、上記均熱温度から下記冷却停止保持温度までの平均冷却速度は15℃/秒以上、50℃/秒以下とすることが好ましい。第1の冷却工程での平均冷却速度が、15℃/秒未満になると、生産性が悪化する。そのため、上記平均冷却速度の下限は15℃/秒以上が好ましく、より好ましくは20℃/秒以上とする。一方、上記平均冷却速度が50℃/秒を超えると、鋼板温度を制御し難くなり、設備コストが増加する。そのため、上記平均冷却速度の上限は50℃/秒以下が好ましく、より好ましくは40℃/秒以下、更に好ましくは30℃/秒以下である。

[0059] 第1の冷却工程の冷却停止温度は、380℃以上、440℃以下とするのが好ましい。このような温度範囲が好ましい理由は、後述する。

[0060] (c) 保持工程

前記第1の冷却を380℃以上、440℃以下の温度範囲で停止した後、380℃以上、440℃以下の温度で所定時間保持するのが好ましい。第1の冷却工程の冷却停止温度及び保持温度が380℃未満になると、前記した $Y-X$ の値が高くなって、降伏比が高くなりすぎ、且つ、延性も低下する。そのため、上記冷却停止及び保持温度の下限は380℃以上が好ましく、より好ましくは390℃以上とする。一方、上記冷却停止及び保持温度が440℃を超えると、逆に前記 $Y-X$ の値が低くなり、降伏比が低下する。そのため、上記冷却停止及び保持温度の上限は440℃以下が好ましく、より好ましくは430℃以下、更に好ましくは420℃以下である。特に、第1の冷却工程の冷却停止温度が380℃未満であり、保持工程の終了温度が44

0℃を超える場合には、残留オーステナイトの体積率が高くなり、降伏比が低下する。

[0061] 上記保持工程での保持時間は20秒以上30秒以下とすることが好ましい。該保持時間が20秒未満になると、上記Xの値が高く、上記Y-Xの値が低くなり、降伏比が低下し、且つ、曲げ性が劣化する。そのため、該保持時間の下限は、20秒以上、好ましくは22秒以上とする。一方、該保持時間が30秒を超えると、逆に上記Y-Xの値が高くなることで、降伏比が高くなりすぎ、且つ、曲げ性も低下する。そのため、該保持時間の上限は30秒以下、好ましくは28秒以下である。

[0062] (d) 第2の冷却工程

上記(c)保持工程を終了した後、100℃以上、310℃以下の冷却停止温度までを20℃/秒以上、50℃/秒以下の平均冷却速度で冷却することが好ましい。第2の冷却工程における平均冷却速度が20℃/秒未満になると、上記Y-Xの値が高くなることで、降伏比が高くなりすぎ、延性が劣化する。そのため、第2の冷却工程における平均冷却速度の下限は、20℃/秒以上が好ましく、より好ましくは25℃/秒以上とする。一方、上記平均冷却速度が50℃/秒を超えると、設備コストが増加する。そのため、上記平均冷却速度の上限は50℃/秒以下が好ましく、より好ましくは40℃/秒以下である。

[0063] 第2の冷却工程における冷却停止温度が100℃未満になると、設備コストが増加する。そのため、上記冷却停止保持温度の下限は100℃以上が好ましく、より好ましくは200℃以上とする。一方、上記冷却停止保持温度が310℃を超えると、上記Y-Xの値が高くなり、降伏比が高くなりすぎる。そのため、上記冷却停止温度の上限は、310℃以下が好ましく、より好ましくは300℃以下、更に好ましくは290℃以下である。

[0064] (e) 第3の冷却工程

第2の冷却工程の後、1℃/秒以上の平均冷却速度で冷却することが好ましい。前記平均冷却速度の上限は特に限定されず、例えば10℃/秒である。

。また第3の冷却工程の冷却停止温度も特に限定されず、通常、室温まで冷却すれば良い。

[0065] 本発明には、高強度冷延鋼板の表面に亜鉛めっき層を有する高強度溶融亜鉛めっき鋼板も包含される。本発明の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法は、上記(c)保持工程と(d)第2の冷却工程の間に、亜鉛めっき処理を行う工程を含む。この亜鉛めっき処理は、保持工程の後、冷間圧延された鋼板を440℃以上470℃以下の亜鉛めっき浴に1秒以上5秒以下浸漬させることによって行われる。この亜鉛めっき処理を行うことにより、鋼板の表面に亜鉛めっき層を形成することができる。上記亜鉛めっき浴の温度は455℃以上465℃以下であることが好ましい。

実施例

[0066] 以下、実施例を挙げて本発明をより具体的に説明するが、本発明は下記実施例によって制限されず、前・後記の趣旨に適合し得る範囲で変更を加えて実施することも可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に含有される。

[0067] 下記表1に示す成分組成の実験用スラブを製造した。そのスラブを1250℃まで加熱し、板厚2.8mmまで熱間圧延を施した。仕上げ圧延温度は900℃、熱間圧延の仕上げ圧延から巻取りまでの平均冷却速度は20℃/秒、巻取り温度は、600℃で行った。次いで得られた熱間圧延鋼板を酸洗した後、板厚1.4mmまで冷間圧延した。その後、図2、表2に示す条件で熱処理を行った。表2に示すいずれの熱処理も、(a)均熱工程までの平均加熱速度は8℃/秒であり、第1の冷却工程での平均冷却速度は20℃/秒であった。更に伸び率0.1%の調質圧延を施した。なお、表1中、空欄は添加していないことを意味し、またP、S、N、Oは上述の通り不可避免的な不純物であり、P、S、N、Oの欄に示した値は不可避免的に含まれた量を意味する。

[0068] また、表2の熱処理21～23では、溶融亜鉛めっき鋼板と同様の熱履歴を与えた。溶融亜鉛めっき鋼板の熱履歴として、(c)保持工程終了の後に

2秒で460℃（溶融亜鉛めっき浴温度を模擬）まで加熱し、その温度に2秒間保持した後、（d）第2の冷却工程以降の処理を行った。

[0069]

[表1]

化学成分組成(質量%) ※残部は鉄及び不可避免的の不純物																	
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	B	N	O	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Ca
鋼種1	0.142	0.01	2.43	<0.004	0.0015	0.042	0.02	0.0026	0.0033	0.0008							
鋼種2	0.169	0.19	2.19	<0.004	0.0008	0.043	0.020	0.0033	0.0033	0.001							
鋼種3	0.135	0.01	2.04	<0.004	0.0018	0.025	0.015	0.0028	0.0039	0.001							
鋼種4	0.077	0.01	2.35	<0.004	0.0016	0.041	0.021	0.0027	0.0032	0.001							
鋼種5	0.202	0.01	2.41	<0.004	0.0014	0.043	0.02	0.0028	0.0038	0.0007							
鋼種6	0.172	0.01	1.77	<0.004	0.0015	0.042	0.02	0.0028	0.0038	0.0011							
鋼種7	0.163	0.01	2.61	<0.004	0.0014	0.043	0.02	0.0028	0.0038	0.0007							
鋼種8	0.168	0.1	2.28	0.005	0.0008	0.043	<0.005	0.0026	0.0035	0.0009							
鋼種9	0.172	0.1	2.36	<0.004	0.001	0.042	0.058	0.0032	0.0037	0.0008							
鋼種10	0.135	0.01	2.04	<0.004	0.0018	0.025	0.015	0.0007	0.0039	0.001							
鋼種11	0.165	0.21	2.22	<0.004	0.0009	0.041	0.021	0.0030	0.0039	0.0009	0.1	0.1					
鋼種12	0.169	0.1	2.13	<0.004	0.0009	0.042	0.034	0.003	0.0035	0.0009			0.021				
鋼種13	0.169	0.1	2.24	<0.004	0.0011	0.042	0.033	0.003	0.0036	0.001				0.09			
鋼種14	0.164	0.18	2.16	<0.004	0.001	0.039	0.017	0.0027	0.0038	0.0009					0.01	0.009	
鋼種15	0.173	0.22	2.23	<0.004	0.0008	0.044	0.021	0.0030	0.0036	0.001							0.0015
鋼種16	0.186	0.35	2.21	<0.004	0.0007	0.043	0.022	0.0031	0.0038	0.001							
鋼種17	0.188	0.64	2.25	<0.004	0.0008	0.041	0.020	0.0036	0.0030	0.001							
鋼種18	0.127	0.19	2.42	<0.004	0.0012	0.044	0.019	0.0027	0.0040	0.0010							
鋼種19	0.187	0.21	1.96	<0.004	0.0013	0.041	0.019	0.0031	0.0042	0.0009							

[0070] [表2]

	(a)均熱工程		(b)第1の冷却工程		(c)保持工程		(d)第2の冷却工程		(e)第3の冷却工程
	温度 (°C)	保持時間 (s)	冷却停止 温度 (°C)	保持 終了温度 (°C)	保持時間 (秒)	平均冷却 速度 (°C/s)	冷却停止 温度 (°C)	平均冷却 速度 (°C/s)	
熱処理1	770	10	400	400	25	40	280	3	3
熱処理2	930	10	300	300	25	40	280	3	3
熱処理3	930	10	400	400	25	40	280	3	3
熱処理4	930	10	500	460	25	40	280	3	3
熱処理5	900	10	500	460	200	40	280	3	3
熱処理6	930	10	560	560	25	40	280	3	3
熱処理7	930	10	370	370	25	40	280	3	3
熱処理8	930	10	450	450	25	40	280	3	3
熱処理9	930	10	460	460	25	40	280	3	3
熱処理10	930	10	390	390	25	40	280	3	3
熱処理11	930	10	430	430	25	40	280	3	3
熱処理12	930	10	400	400	20	40	280	3	3
熱処理13	930	10	400	400	30	40	280	3	3
熱処理14	930	10	400	400	10	40	280	3	3
熱処理15	930	10	400	400	5	40	280	3	3
熱処理16	930	10	400	400	40	40	280	3	3
熱処理17	930	10	400	400	60	40	280	3	3
熱処理18	930	10	400	400	25	40	380	3	3
熱処理19	930	10	370	450	25	40	280	3	3
熱処理20	850	0	400	400	25	40	280	3	3
熱処理21	930	10	400	400	25	40	280	3	3
熱処理22	930	10	390	390	25	40	280	3	3
熱処理23	930	10	430	430	25	40	280	3	3

[0071] このようにして得られた各冷延鋼板について、I Q（イメージクオリティ

）、残留オーステナイトの体積率、および各種特性を以下のようにして測定した。

[0072] [残留オーステナイトの体積率]

残留オーステナイトは、上記焼鈍後の冷延鋼板から $1.4\text{ mm} \times 20\text{ mm} \times 20\text{ mm}$ の試験片を切り出した。この試験片の板厚の $1/4$ 部まで研削した後、化学研磨してからX線回折法により残留オーステナイト量を測定した (I S I J I n t . V o l . 33 . (1933) , N o . 7 , P . 776) 。

[0073] [I Q (イメージクオリティ)]

また、EBSDパターンの鮮明度であるI Q (イメージクオリティ) は以下のように測定した。まず、圧延方向に平行な断面を機械研磨した試料を用意した。次いで、この試料を、テクセムラボラトリーズ社製O I Mシステムにセットして 70° 傾斜させた状態で、 $100\text{ }\mu\text{m} \times 100\text{ }\mu\text{m}$ の領域を測定視野とし、加速電圧： 20 kV 、1ステップ： $0.25\text{ }\mu\text{m}$ で18万点のEBSD測定を行った。この測定により、体心正方格子 (B C T : B o d y c e n t e r e d T e t r a g o n a l) を含む体心立方格子 (B C C : B o d y C e n t e r e d C u b i c) 結晶のI Qを測定した。ここで体心正方格子は、C原子が体心立方格子内の特定の侵入型位置に固溶することで格子が一方向に伸長したものである。体心正方格子は、構造自体は体心立方格子と同等であるため、本実施例では、体心立方格子の測定には体心正方格子を含むものとした。なお、測定箇所は、圧延に平行な面における圧延方向に垂直な方向の長さをWとしたときの $W/4$ 部、且つ板厚をtとした時の $t/4$ 部であり、測定は1視野について実施した。この測定結果より、上記したX及びYの値をそれぞれ算出した。

[0074] [引張特性]

引張強度 (T S)、0.2%耐力 (Y S)、および延性 (E l) については、上記冷間圧延の圧延面と平行な面における圧延方向と直角な方向が試験片の長手となるように、J I S 13B号試験片 (標点距離 50 mm 、平行

部幅 12.5 mm) を採取し、JIS Z 2241 に従って試験した。測定結果を下記表 3 に示す。また、引張強度 (TS) と 0.2% 耐力 (YS) に基づいて、降伏比 (YR) を算出した。この結果を下記表 3 に示す。

[0075] [曲げ性]

曲げ性 (R/t) は、圧延面において圧延方向と垂直となる方向が試験片の長手となるように、上記冷延鋼板から 1.4 mm × 30 mm × 20 mm の試験片を採取し、JIS Z 2248 の V ブロック法に従って試験を行った。そして、試験片に割れや亀裂が発生しない最小曲げ半径 R を測定した。なお、曲げ方向は試験片長手方向である。また、V ブロックの曲げ角度は 90° で行った。曲げ試験により判明した R を公称板厚 1.4 mm で割った値を R/t とした。測定結果を下記表 3 に示す。

[0076] 得られた鋼板の引張強度に応じて下記基準で特性を評価した。これらの結果を表 3 に示す。

(i) 引張強度が 980 MPa 以上 1180 MPa 未満の鋼板

伸び (E_l) が 8% 以上、曲げ性 (R/t) が 3 以下を合格とした。 E_l は高いほどよく (上限は特に限定されないが、通常 15% 程度)、 R/t は小さいほど良い (下限は特に限定されないが、通常 0.5)。

(ii) 引張強度が 1180 MPa 以上の鋼板

伸び (E_l) が 7% 以上、曲げ性 (R/t) が 4 以下を合格とした。 E_l は高いほどよく (上限は特に限定されないが、通常 13% 程度)、 R/t は小さいほど良い (下限は特に限定されないが、通常 1.0)。

[0077]

[表3]

試験No.	鋼種	熱処理	Ac ₃	均熱温度	Ac ₃ +200	IQ		残留γ (体積%)	YS (MPa)	TS (MPa)	YR (%)	EI (%)	R/t
						X	Y-X						
比較例	1	鋼種1 熱処理1	786	770	986	9.9	45.0	0.0	517	933	55.4	12.6	2.5
比較例	2	鋼種2 熱処理2	795	930	995	4.1	56.3	1.0	1043	1072	97.3	6.8	1.8
実施例	3	鋼種2 熱処理3	795	930	995	1.8	48.8	1.0	895	991	90.3	8.6	2.1
比較例	4	鋼種1 熱処理4	786	930	986	3.6	41.5	0.0	841	1058	79.4	11.4	2.1
比較例	5	鋼種2 熱処理4	795	930	995	3.7	32.7	0.0	823	999	82.4	11.2	2.5
比較例	6	鋼種3 熱処理5	791	900	991	1.9	27.6	0.0	653	905	72.2	15.3	1.1
比較例	7	鋼種2 熱処理6	795	930	995	9.2	35.4	1.0	646	1111	58.1	9.6	4.6
比較例	8	鋼種2 熱処理7	795	930	995	3.8	55.0	1.0	1021	1055	96.8	6.7	2.5
比較例	9	鋼種2 熱処理8	795	930	995	2.1	43.4	1.0	823	1009	81.6	9.4	2.9
比較例	10	鋼種2 熱処理9	795	930	995	2.2	44.2	1.0	819	1011	81.0	9.6	2.9
実施例	11	鋼種2 熱処理10	795	930	995	2.0	49.5	0.0	915	993	92.1	9.5	2.1
実施例	12	鋼種2 熱処理11	795	930	995	2.1	47.9	1.0	918	1017	90.3	9.9	2.1
実施例	13	鋼種2 熱処理12	795	930	995	1.9	48.1	1.0	895	994	90.0	9.6	2.1
実施例	14	鋼種2 熱処理13	785	930	995	1.7	49.3	1.0	902	980	92.0	8.9	2.1
比較例	15	鋼種2 熱処理14	785	930	995	8.3	43.0	0.0	716	1055	67.9	9.4	3.9
比較例	16	鋼種2 熱処理15	795	930	995	8.9	41.4	0.0	676	1077	62.8	9.4	4.6
比較例	17	鋼種2 熱処理16	795	930	995	1.7	55.5	1.0	952	979	97.2	6.8	2.1
比較例	18	鋼種2 熱処理17	795	930	995	1.5	56.5	1.0	957	977	98.0	6.5	2.1
比較例	19	鋼種2 熱処理18	795	930	995	1.6	56.1	1.0	951	970	98.0	6.6	2.1
比較例	20	鋼種4 熱処理3	808	930	1008	1.3	24.5	0.0	778	829	93.8	10.6	2.9
比較例	21	鋼種5 熱処理3	772	930	972	10.9	35.3	3.0	804	1207	66.6	9.4	5.0
比較例	22	鋼種6 熱処理3	798	930	998	1.1	27.6	0.0	859	915	93.9	10.0	2.5
比較例	23	鋼種7 熱処理3	775	930	975	11.1	28.3	1.0	804	1147	70.1	8.0	3.9
比較例	24	鋼種8 熱処理3	784	930	984	1.1	26.9	0.0	679	926	73.3	7.5	2.9
比較例	25	鋼種9 熱処理3	799	930	999	8.6	30.1	1.0	852	1265	67.4	7.9	4.6
比較例	26	鋼種10 熱処理3	791	930	991	1.4	25.1	0.0	510	928	55.0	9.9	2.9
比較例	27	鋼種11 熱処理3	792	930	992	2.4	47.8	0.0	897	989	90.7	9.2	2.1
実施例	28	鋼種12 熱処理10	797	930	997	2.7	47.5	0.0	985	1086	90.7	8.2	2.9
実施例	29	鋼種13 熱処理10	797	930	997	2.8	49.2	1.0	1104	1222	90.3	7.5	3.6
実施例	30	鋼種14 熱処理3	794	930	994	2.4	48.0	1.0	973	1048	92.8	8.5	2.5
実施例	31	鋼種15 熱処理3	794	930	994	2.4	48.4	0.0	916	1003	91.3	8.9	2.1
実施例	32	鋼種2 熱処理21	795	930	995	1.5	48.9	1.0	906	980	92.4	8.7	2.1
実施例	33	鋼種2 熱処理22	795	930	995	1.9	49.8	0.0	921	991	92.9	9.6	2.1
実施例	34	鋼種2 熱処理23	795	930	995	1.9	47.5	0.0	925	1013	91.3	9.9	2.1
実施例	35	鋼種16 熱処理3	798	930	998	2.6	47.9	1.0	953	1054	90.4	8.7	2.1
比較例	36	鋼種16 熱処理19	798	930	998	1.2	45.3	3.0	755	1017	74.2	8.8	2.1
実施例	37	鋼種1 熱処理3	786	930	986	1.6	49.6	0.0	926	1010	91.7	8.3	2.1
実施例	38	鋼種3 熱処理3	791	930	991	1.6	49.6	0.0	904	981	92.2	8.5	2.1
比較例	39	鋼種17 熱処理3	807	930	1007	8.9	29.6	1.0	859	1103	77.9	8.9	2.9
比較例	40	鋼種1 熱処理20	785	850	986	9.3	46.0	0.0	533	950	56.1	12.1	2.5
実施例	41	鋼種18 熱処理3	799	930	999	1.9	47.7	1.0	894	990	90.3	8.5	2.1
実施例	42	鋼種19 熱処理3	797	930	997	1.7	49.0	0.0	903	993	90.9	9.3	2.1

[0078] 表3より、以下のように考察することができる。表3の試験No. 3、1

1～14、27～31、35、37、38、41、42は、それぞれ、本発明の組成を満足する表1の鋼種1～3、11～16、18、19を用い、本発明の好ましい熱処理条件である表2の熱処理No. 3、10～13で製造した本発明例である。これらは、本発明の要件を満足しているため、引張強度が980MPa以上、且つ、降伏比が90%以上95%以下であって、延性（E1）、曲げ性（R/t）に優れているものが得られている。

[0079] また、表3の試験No. 32～34は、それぞれ、本発明の組成を満足する表1の鋼種2を用い、本発明の好ましい熱処理条件である表2の熱処理No. 21～23で製造した本発明例であり、溶融亜鉛めっきを模擬した熱履歴を経たものである。これらも、本発明の要件を満足しているため、引張強度が980MPa以上、且つ、降伏比が90%以上95%以下であって、延性（E1）、曲げ性（R/t）に優れているものが得られている。

[0080] なお、試験No. 3、11～14、27～35、37、38、41、42では、ベイナイト及びマルテンサイトの合計面積率が95%以上であることを確認している。

[0081] これに対し、本発明のいずれかの要件を満足しない下記の例は、所望とする特性が得られないことが確認された。

[0082] 表3の試験No. 20～26、39は、本発明の組成を満足しない表1の鋼種4～10、17を用い、表2の熱処理No. 3の熱処理条件で製造した例である。

[0083] 試験No. 20は、C量が少なく、Y-Xの値が小さく、引張強度（TS）が低い。

[0084] 試験No. 21は、C量が多く、Xの値が大きいと共に、Y-Xの値が小さく、更に残留オーステナイト体積率が高く、降伏比（YR）が低いことに加えて、曲げ性（R/t）も満たしていない。

[0085] 試験No. 22は、Mn量が少なく、Y-Xの値が小さく、引張強度（TS）が低い。

[0086] 試験No. 23は、Mn量が多く、Xの値が大きいと共に、Y-Xの値が

小さく、降伏比（Y R）が低く、曲げ性も満たしていない。

[0087] 試験N o. 24は、T i量が少なく、Y－Xの値が小さく、引張強度（T S）が低いと共に、降伏比（Y R）及び延性（E l）が低く、曲げ性（R／t）も満たしていない。

[0088] 試験N o. 25は、T i量が多く、Xの値が大きいと共に、Y－Xの値が小さく、降伏比（Y R）が低く、曲げ性も満たしていない。

[0089] 試験N o. 26は、B量が少なく、Y－Xの値が小さく、引張強度（T S）が低いと共に、降伏比（Y R）が低い。

[0090] 試験N o. 39は、S i量が多く、Xの値が大きいと共に、Y－Xの値が小さく、降伏比（Y R）が低い。

[0091] 表3の試験N o. 1、2、4～10、15～19、36、40は、本発明の組成を満足する表1の鋼種1～3、16を用い、表2の熱処理N o. 1、2、4～9、14～20の熱処理条件で製造した例である。

[0092] 試験N o. 1は、均熱温度が低く、Xの値が大きく、引張強度（T S）が低いとともに、且つ降伏比（Y R）が低くなった。

[0093] 試験N o. 2は、冷却停止温度及びその後の保持温度が低く、Y－Xの値が大きく、降伏比（Y R）が高くなり、延性（E l）が低い。

[0094] 試験N o. 4、5、9及び10は、冷却停止温度及びその後の保持温度が高く、Y－Xの値が小さく、降伏比（Y R）が低くなった。

[0095] 試験N o. 6は、冷却停止温度及びその後の保持温度が高く、且つ、保持時間が長いために、Y－Xの値が小さく、引張強度（T S）が低く、且つ降伏比（Y R）が低くなった。

[0096] 試験N o. 7は、冷却停止温度及びその後の保持温度が非常に高く、Xの値が高く、Y－Xの値が小さく、降伏比（Y R）が低く、曲げ性（R／t）が悪化した。

[0097] 試験N o. 8は、冷却停止温度及びその後の保持温度が低く、Y－Xの値が大きく、降伏比（Y R）が高くなりすぎ、延性（E l）が悪化した。

[0098] 試験N o. 15、16は、（c）保持工程の保持時間が短く、Xの値が大

きく、 $Y-X$ の値が小さく、降伏比（ YR ）が低くなり、曲げ性（ R/t ）が悪化した。

[0099] 試験No. 17、18は、（c）保持工程の保持時間が長く、 $Y-X$ の値が大きく、引張強度（ TS ）が小さいと共に、降伏比（ YR ）が高くなりすぎ、且つ延性（ El ）が悪化した。

[0100] 試験No. 19は、（d）第2の冷却工程の冷却停止温度が高く、 $Y-X$ の値が大きく、引張強度（ TS ）が小さいと共に、降伏比（ YR ）が高くなりすぎ、且つ延性（ El ）が悪化した。

[0101] 試験No. 36は、冷却停止温度が低く、且つ保持終了温度が高い条件で処理した例であり、残留 γ の体積率が多くなり、降伏比（ YR ）が低くなった。

[0102] 試験No. 40は、（a）均熱工程で保持する時間が短く（保持していない）、 X の値が大きく、引張強度（ TS ）が低く、且つ降伏比（ YR ）が低くなった。

[0103] この出願は、2016年3月30日に出願された日本国特許出願特願2016-068769号および2016年11月17日に出願された日本国特許出願特願2016-223986号を基礎とするものであり、その内容は、本願に含まれるものである。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.12 ~ 0.19 %、

Si : 0 %超、0.4 %以下、

Mn : 1.80 ~ 2.45 %、

P : 0 %超、0.020 %以下、

S : 0 %超、0.0040 %以下、

Al : 0.015 ~ 0.06 %、

Ti : 0.010 ~ 0.035 %、および

B : 0.0025 ~ 0.0040 %

を含有し、残部が鉄および不可避不純物であり、

下記(1)で定義されるXが8.0以下であり、下記(2)で定義されるYと前記Xの差の値 $Y - X$ が4.5以上5.3以下であり、

全組織に対する残留オーステナイトの体積率が2%以下であり、

引張強度が980 MPa以上であることを特徴とする高強度冷延鋼板。

(1) Xは、 $[0.40 \times (IQ_{max} - IQ_{min}) + IQ_{min}]$ 以下である測定点数の合計を全測定点数で除して100を掛けた値であり、

(2) Yは、 $[0.75 \times (IQ_{max} - IQ_{min}) + IQ_{min}]$ 以下である測定点数の合計を全測定点数で除して100を掛けた値であり、

上記(1)、(2)におけるIQは、電子線後方散乱回折パターンの鮮明度を意味し、 IQ_{max} は全測定点中のIQの最大値であり、 IQ_{min} は全測定点中のIQの最小値である。

[請求項2]

更に、質量%で、

Cu : 0 %超、0.3 %以下、

Ni : 0 %超、0.3 %以下、

C r : 0 % 超、0 . 2 5 % 以下、

M o : 0 % 超、0 . 1 % 以下、

V : 0 % 超、0 . 0 5 % 以下、

N b : 0 % 超、0 . 0 8 % 以下および

C a : 0 % 超、0 . 0 0 5 % 以下

よりなる群から選ばれる 1 種以上を含有する請求項 1 に記載の高強度冷延鋼板。

[請求項3] 請求項 1 または 2 に記載の高強度冷延鋼板の表面に亜鉛めっき層を有する高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

[請求項4] 請求項 1 または 2 に記載の高強度冷延鋼板の製造方法であって、
請求項 1 または 2 に記載の各成分の含有量を満たす、冷間圧延された鋼板を、1 ～ 2 0 ° C / 秒の平均加熱速度で加熱し、A c₃点～A c₃点 + 2 0 0 ° C の範囲で 1 ～ 1 0 0 秒保持する均熱工程と、

前記均熱工程の後、前記鋼板を 1 5 ～ 5 0 ° C / 秒の平均冷却速度で、3 8 0 ～ 4 4 0 ° C の温度範囲まで冷却する第 1 の冷却工程と、

前記第 1 の冷却工程の後、前記鋼板を 3 8 0 ° C 以上 4 4 0 ° C 以下の温度に 2 0 秒以上 3 0 秒以下保持する保持工程と、

前記保持工程の後、前記鋼板を 2 0 ～ 5 0 ° C / 秒の平均冷却速度で、1 0 0 ～ 3 1 0 ° C の温度範囲まで冷却する第 2 の冷却工程と、

前記第 2 の冷却工程の後、前記鋼板を 1 ° C / 秒以上の平均冷却速度で室温まで冷却する第 3 の冷却工程と、を含み、

前記 A c₃の温度は、下記式 (a) に基づいて算出される高強度冷延鋼板の製造方法。

$$A c_3 = 910 - 203\sqrt{(\%C)} - 15.2(\%Ni) + 44.7(\%Si) + 104(\%V) + 31.5(\%Mo) + 13.1(\%W) - 30(\%Mn) - 11(\%Cr) - 20(\%Cu) + 700(\%P) + 400(\%Al) + 120(\%As) + 400(\%Ti) \cdot \cdot (a)$$

(前記式 (a) 中の [% (元素名)] は各元素の含有量 (質量%) である。)

[請求項5]

請求項3に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法であって、
請求項1または2に記載の各成分の含有量を満たす、冷間圧延された鋼板を、 $1 \sim 200^{\circ}\text{C}$ /秒の平均加熱速度で加熱し、 A_{c_3} 点 $\sim A_{c_3}$ 点 $+200^{\circ}\text{C}$ の範囲で $1 \sim 100$ 秒保持する均熱工程と、

前記均熱工程の後、前記鋼板を $15 \sim 50^{\circ}\text{C}$ /秒の平均冷却速度で、 $380 \sim 440^{\circ}\text{C}$ の温度範囲まで冷却する第1の冷却工程と、

前記第1の冷却工程の後、前記鋼板を 380°C 以上 440°C 以下の温度に 20 秒以上 30 秒以下保持する保持工程と、

前記保持工程の後、前記鋼板を 440°C 以上 470°C 以下の亜鉛めっき浴に 1 秒以上 5 秒以下浸漬させることによって前記鋼板の表面に亜鉛めっき層を形成する工程と、

前記亜鉛めっき層を形成する工程の後、前記鋼板を $20 \sim 50^{\circ}\text{C}$ /秒の平均冷却速度で、 $100 \sim 310^{\circ}\text{C}$ の温度範囲まで冷却する第2の冷却工程と、

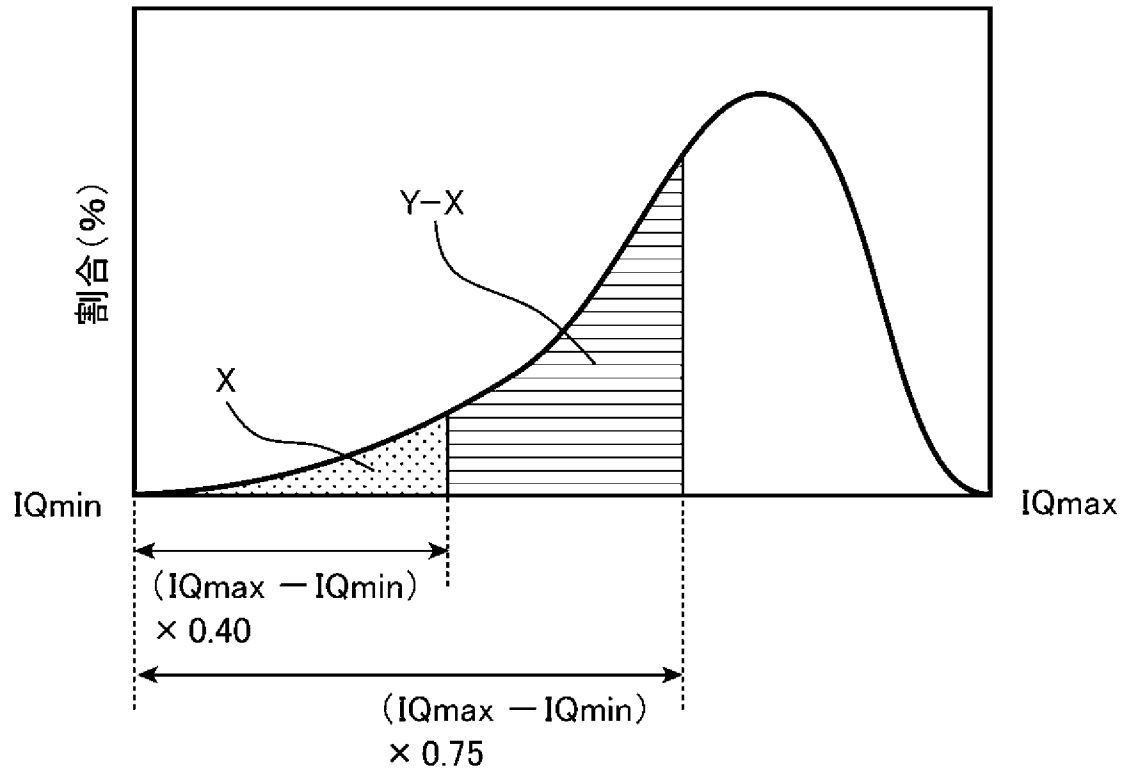
前記第2の冷却工程の後、前記鋼板を 1°C /秒以上の平均冷却速度で室温まで冷却する第3の冷却工程と、を含み、

前記 A_{c_3} の温度は、下記式 (a) に基づいて算出される高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

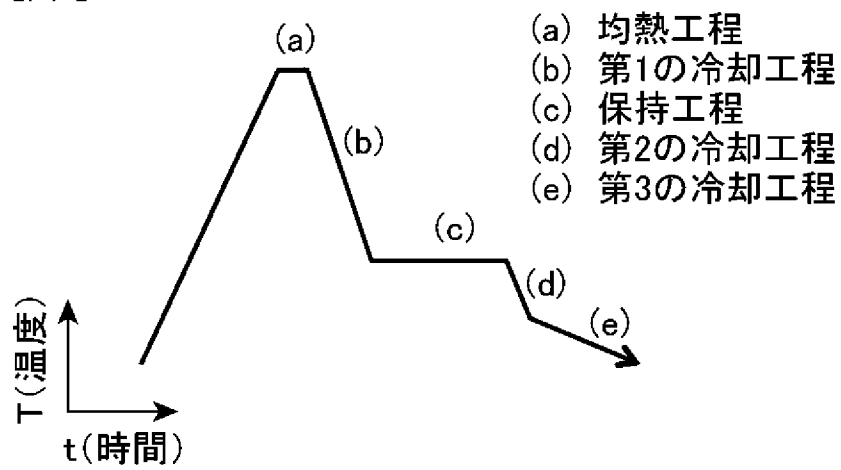
$$A_{c_3} = 910 - 203\sqrt{(\%C) - 15.2(\%Ni) + 44.7(\%Si) + 104(\%V) + 31.5(\%Mo) + 13.1(\%W) - 30(\%Mn) - 11(\%Cr) - 20(\%Cu) + 700(\%P) + 400(\%Al) + 120(\%As) + 400(\%Ti) \cdot \cdot (a)}$$

(前記式 (a) 中の [% (元素名)] は各元素の含有量 (質量%) である。)

[図1]



[図2]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2017/010624

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/14(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C38/00-38/60, C21D9/46

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

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2017
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2017	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2017

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 2013/047755 A1 (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 04 April 2013 (04.04.2013), & US 2014/0227555 A1 & US 2015/0083278 A1 & EP 2762589 A1 & CA 2850195 A1 & CN 103842542 A & KR 10-2014-0054379 A	1-5
P, A	WO 2016/111275 A1 (Kobe Steel, Ltd.), 14 July 2016 (14.07.2016), & JP 2016-130355 A	1-5

☐ Further documents are listed in the continuation of Box C.

☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
02 June 2017 (02.06.17)

Date of mailing of the international search report
13 June 2017 (13.06.17)

Name and mailing address of the ISA/
Japan Patent Office
3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku,
Tokyo 100-8915, Japan

Authorized officer

Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC））

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/14(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC））

Int.Cl. C22C38/00-38/60, 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	1971-2017年
日本国実用新案登録公報	1996-2017年
日本国登録実用新案公報	1994-2017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 2013/047755 A1（新日鐵住金株式会社）2013.04.04, & US 2014/0227555 A1 & US 2015/0083278 A1 & EP 2762589 A1 & CA 2850195 A1 & CN 103842542 A & KR 10-2014-0054379 A	1-5
P, A	WO 2016/111275 A1（株式会社神戸製鋼所）2016.07.14, & JP 2016-130355 A	1-5

C欄の続きにも文献が列挙されている。

パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの	「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「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	「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
「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）	「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
「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献	「&」 同一パテントファミリー文献
「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願	

国際調査を完了した日

02.06.2017

国際調査報告の発送日

13.06.2017

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁（ISA/J P）

郵便番号100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官（権限のある職員）

河野 一夫

4 K

9833

電話番号 03-3581-1101 内線 3435