

(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
2019年10月3日(03.10.2019)



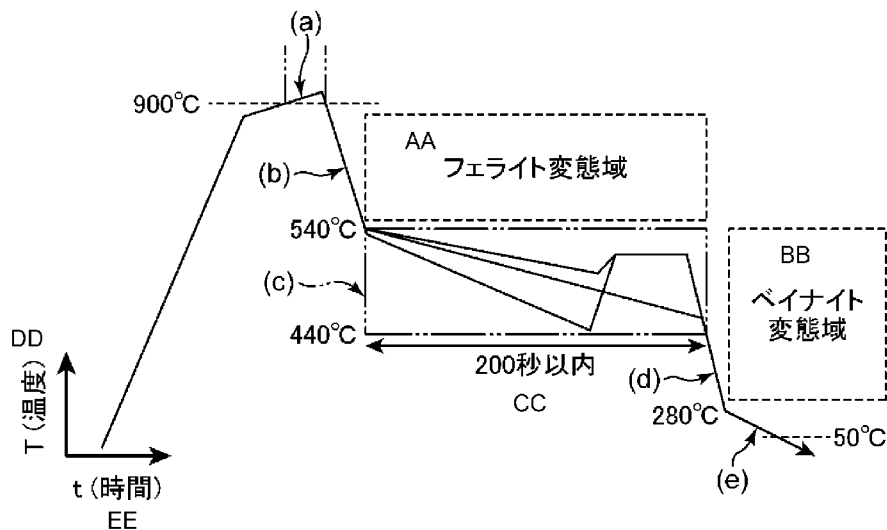
(10) 国際公開番号

WO 2019/188190 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
C22C 38/38 (2006.01) C21D 9/46 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2019/009685
- (22) 国際出願日: 2019年3月11日(11.03.2019)
- (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 2018-058189 2018年3月26日(26.03.2018) JP
特願 2019-008594 2019年1月22日(22.01.2019) JP
- (71) 出願人: 株式会社神戸製鋼所 (KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO (KOBE 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). 荒木 晴香 (ARAKI, Haruka).
- (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, JO, KE, KG, KH,

(54) Title: HIGH-STRENGTH STEEL PLATE AND HIGH-STRENGTH ZINC-PLATED STEEL PLATE

(54) 発明の名称: 高強度鋼板および高強度亜鉛めっき鋼板



AA Ferrite transformation range
 BB Bainite transformation range
 CC Within 200 seconds
 DD Temperature
 EE Time

(57) Abstract: A high-strength steel plate according to one embodiment of the present invention satisfies a prescribed chemical component composition, and is characterized by: exhibiting a martensite content of at least 93 vol%, a total combined content of ferrite, pearlite and bainite of 2 vol% or less, and a retained austenite content of 7 vol% or less relative to the metal structure overall; having at least 240 martensite laths when measuring a total length of 300μm via a sectioning method in an image obtained by observing the metal structure using a scanning electron microscope; and



WO 2019/188190 A1

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 :

- 一 国際調査報告 (条約第21条(3))

exhibiting a tensile strength of at least 1,470MPa.

(57) 要約 : 本発明の一局面に関する高強度鋼板は、所定の化学成分組成を満足し、金属組織全体に対して、マルテンサイトが93体積%以上であり、フェライト、パーライトおよびベイナイトが合計で2体積%以下であり、残留オーステナイトが7体積%以下であり、且つ前記金属組織を走査型電子顕微鏡で観察した像において、総長300 μ mを切断法にて測定したマルテンサイト中のラスの個数が240個以上であり、引張強さが1470MPa以上であることを特徴とする。

明 細 書

発明の名称： 高強度鋼板および高強度亜鉛めっき鋼板

技術分野

[0001] 本発明は、高強度鋼板、および高強度鋼板の表面に亜鉛めっき層を有する高強度亜鉛めっき鋼板に関する。

背景技術

[0002] 自動車の構造用部材に用いられる鋼板には、燃費改善を実現するため、より高強度であることが求められる。また高強度鋼板を自動車の構造用部材に適用する場合、衝突安全性の観点から、強度鋼板には衝撃吸収エネルギーが高いことが要求される。

[0003] 高強度鋼板の引張強さTS (Tensile Strength) が高く、且つ0.2%耐力 $\sigma_{0.2}$ または上降伏点UYP (Upper Yield Point) が高いほど、衝撃吸収エネルギーが高くなることが知られている。こうしたことから、自動車の構造用部材に適用される鋼板には、引張強さTSが1470MPa以上で、且つ0.2%耐力または上降伏点UYPが1000MPa以上であることが求められている。以下では、上記引張強さTSを「引張強さ」に、0.2%耐力または上降伏点UYPを「降伏強度」に、それぞれ略記することがある。

[0004] 上記のような要求特性のうち、高強度鋼板の引張強さを向上させる技術として、例えば特許文献1のような技術が提案されている。この特許文献1には、オートテンパードマルテンサイト、フェライト、ベイナイト、残留オーステナイトのそれぞれの分率を制御し、オートテンパードマルテンサイト中の鉄系炭化物のサイズと析出個数を規定することで、引張強さと加工性を改善できることが開示されている。

[0005] しかしながらこの技術では、引張強さおよび加工性について検討されているに留まり、降伏強度については、考慮されていない。また、この技術では、降伏強度は0.3%の調質圧延後に測定されている。調質圧延によって降

伏強度を高めることができるが、1470MPa以上の超高強度鋼板の場合、必ずしも調質圧延で十分な伸び率を確保することができない場合もある。

[0006] 本発明は上記のような事情に鑑みてなされたものであり、その目的は、引張強さが1470MPa以上の高強度レベルにおいて、降伏強度が1000MPa以上である高強度鋼板、およびこのような高強度鋼板の表面に亜鉛めっき層を有する高強度亜鉛めっき鋼板を提供することにある。

先行技術文献

特許文献

[0007] 特許文献1：特許第5365216号公報

発明の概要

[0008] 本発明の一局面に関する高強度鋼板は、

質量%で、

C : 0.200~0.280%、

Si : 0.40~1.50%以下、

Mn : 2.00~3.00%、

P : 0%超、0.015%以下、

S : 0%超、0.0050%以下、

Al : 0.015~0.060%、

Cr : 0.20~0.80%、

Ti : 0.015~0.080%、

B : 0.0010~0.0040%、

をそれぞれ含有し、残部が鉄および不可避不純物であり、

金属組織全体に対して、マルテンサイトが93体積%以上であり、フェライト、パーライトおよびベイナイトが合計で2体積%以下であり、残留オーステナイトが7体積%以下であり、

前記金属組織を走査型電子顕微鏡で観察した像において、総長300 μ mを切断法にて測定したマルテンサイト中のラスの個数が240個以上であり、かつ

引張強さが1470MPa以上であることを特徴とする。

図面の簡単な説明

- [0009] [図1]図1は、焼鈍工程のヒートパターンを示す模式図である。
- [図2]図2は、切断法でラスの個数を計測するときの説明図である。
- [図3]図3は、実施例における熱処理1でのヒートパターンを示す模式図である。
- [図4]図4は、実施例における熱処理2でのヒートパターンを示す模式図である。
- [図5]図5は、実施例における熱処理3でのヒートパターンを示す模式図である。
- [図6]図6は、本実施形態の高強度鋼板における組織の一例を示す図面代用顕微鏡写真である。

発明を実施するための形態

- [0010] 本発明者らは、引張強さが1470MPa以上で、且つ高い降伏強度を備える高強度鋼板を提供するため、ベイナイト、マルテンサイトおよび残留オーステナイトの量、更にはベイナイトとマルテンサイトの下部組織であるラスに着目して鋭意検討を重ねてきた。
- [0011] その結果、鋼板の化学成分組成、マルテンサイトの体積率、ベイナイト等（フェライトおよびパーライトも含む）の体積率、残留オーステナイトの体積率、および走査型電子顕微鏡（SEM：Scanning Electron Microscope）で観察した像（以下、「SEM像」と呼ぶことがある）において、総長300 μ mを切断法にて測定したマルテンサイト中のラスの個数を、それぞれ後述するように規定すれば、上記目的が達成されることを見出し、当該知見に基づいてさらに研究を重ねることにより本発明を完成した。なお、以下で「高強度」と呼ぶときは、「引張強さが1470MPa以上の強度レベル」の趣旨で用いる。
- [0012] ラスとは、マルテンサイトの下部組織である。マルテンサイトの構造は、重層的になっており、一つの旧オーステナイト粒内に、同じ晶癖面を持つ粒

の集合であるパッケージが複数存在し、それぞれのパッケージ内部には、平行な帯状領域であるブロックが存在し、更にそれぞれのブロックにはほぼ同じ結晶方位で高密度の転移を含んだマルテンサイト結晶であるラスの集合が存在している。

[0013] 本発明で規定する、総長 $300\mu\text{m}$ を切断法で測定したマルテンサイト中のラスの個数（以下、「総長 $300\mu\text{m}$ 当たりのラスの個数」と呼ぶことがある）は、ナイトール腐食を施した鋼板の板厚 $1/4$ 部において、圧延方向と平行となる断面を、FE-SEM (Field Emission Scanning Electron Microscope) での 3000 倍で撮影し、総長 $300\mu\text{m}$ 分を切断法にて測定した個数である。

[0014] 本発明者らは、マルテンサイト中のラスが降伏強度や引張強さに影響を与えると考え、鋭意研究を重ねた。その結果、総長 $300\mu\text{m}$ 当たりのラスの個数について後述する要件を満足することが、高い降伏強度と引張強さのいずれをも達成するために重要であることが判明した。以下、本発明の実施の形態について、詳細に説明する。

[0015] [総長 $300\mu\text{m}$ 当たりのラスの個数： 240 個以上]

本実施形態の高強度鋼板では、総長 $300\mu\text{m}$ 当たりのラス数が 240 個以上であることが必要である。ラスの個数が 240 個未満となると、降伏強度、もしくは引張強さが低下する。その理由については必ずしも明らかにした訳ではないが、おそらく次のように考えることができる。まず、ラスとラスの境界が転位の運動を妨げて、降伏強度を高める効果を有することに加えて、本実施形態の化学成分系では微細なセメントイト等の鉄系炭化物やフィルム状残留オーステナイトがラスの境界に存在し、転位の運動に更なる障壁になる可能性がある。以上より、所定長さ当たりのラスが多くあった方が、降伏強度も引張強さも高くなると考えられる。前記ラスの個数の下限は、好ましくは 245 個以上であり、より好ましくは 250 個以上である。ラスの個数の上限については、概ね 600 個以下である。

[0016] [マルテンサイト： 93 体積%以上]

金属組織中のマルテンサイトは、本実施形態の高強度鋼板の基地組織である。このマルテンサイトを、金属組織全体に対して93体積%以上とすることで、降伏強度および引張強さを高くできる。マルテンサイトが93体積%未満となると、他の軟質な組織が低応力で塑性変形を開始してしまい、降伏強度が低くなる。マルテンサイトの下限は、好ましくは94体積%以上であり、より好ましくは95体積%以上である。マルテンサイトの上限は、概ね99体積%以下である。マルテンサイトは、焼戻しマルテンサイト、自己焼鈍マルテンサイトを含むが、過度に焼戻しされると、総長300 μ m当たりのラスの個数が240個未満になるので、本実施形態で対象とするマルテンサイトには含まれない。

[0017] [フェライト、パーライトおよびベイナイト：合計で2体積%以下]

基地組織であるマルテンサイトに比べて、これらの組織は軟質であり、これらの組織が増加すると、低応力でこれらの組織自体が塑性変形を開始してしまい、降伏強度および引張強さが低くなる。こうした観点から、フェライト、パーライトおよびベイナイトは、金属組織全体に対して合計で2体積%以下とする必要がある。これらの組織の上限は、好ましくは1.5体積%以下であり、より好ましくは1.0体積%以下である。ベイナイトの下限は、0体積%であってもよい。以下では、特に断りのない限り、フェライト、パーライトおよびベイナイトを、「ベイナイト」で代表する。

[0018] [残留オーステナイト：7体積%以下]

金属組織中の残留オーステナイトについては、金属組織全体に対して、7体積%以下とする必要がある。ラス境界に存在する少量のフィルム状残留オーステナイトは、転位の移動を抑制することで、引張強さや降伏強度を高める効果を有する可能性がある。しかし、残留オーステナイトそのものはマルテンサイト組織に比べて軟質であるため、フィルム状であっても過剰に存在すると降伏強度および引張強さとも低下する。こうした観点から、残留オーステナイトは7体積%以下とする必要がある。残留オーステナイトの上限は、好ましくは6体積%以下であり、より好ましくは5体積%以下である。残

留オーステナイトの下限は、概ね1体積%以上である。

[0019] 本実施形態の高強度鋼板では、上記のようにラスの個数と、マルテンサイト体積率、ベイナイト体積率、残留オーステナイト体積率を規定することに加えて、鋼板の化学成分組成も適切に規定する必要がある。これらの範囲設定理由は、下記の通りである。なお、下記化学成分組成における「%」は、いずれも「質量%」を意味する。

[0020] (C : 0.200~0.280%)

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、鋼板の引張強さが低下する。そのためC量は0.200%以上とする。C量の下限は、好ましくは0.205%以上であり、より好ましくは0.210%以上である。しかしながら、Cが過剰に添加されると、残留オーステナイトの体積率が7体積%よりも増大し、降伏強度の低下を招く恐れがある。そこで、C量の上限を0.280%以下とする。C量の上限は、好ましくは0.270%以下であり、より好ましくは0.260%以下である。更に好ましくは0.250%以下であり、更により好ましくは0.240%以下である。

[0021] (Si : 0.40~1.50%)

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、引張強さを向上させることに有効に作用する元素である。また、マルテンサイトの過度の焼戻しを抑制し、微細なラスを確保するのに効果があると考えられる。このような効果を有効に発揮させるために、Si量は0.40%以上とする必要がある。Si量の下限は、好ましくは0.50%以上であり、より好ましくは0.60%以上である。更に好ましくは0.70%以上であり、更により好ましくは0.80%以上である。しかしながら、Si量が過剰になると、残留オーステナイト体積率が増大し、降伏強度の低下を招く恐れがある。そのためSi量の上限を1.50%以下とする。Si量の上限は、好ましくは1.40%以下であり、より好ましくは1.30%以下である。

[0022] (Mn : 2.00~3.00%)

Mnは、鋼板の高強度化に寄与する元素であり、フェライトやベイナイトの生成を抑制し、狙いとするマルテンサイト主体の組織とするために必要である。このような効果を有効に発揮させるためには、Mn量は2.00%以上とする必要がある。Mn量の下限は、好ましくは2.05%以上であり、より好ましくは2.10%以上である。しかしながら、Mn量が過剰になると、スラブ折損、冷間圧延荷重の増大等を招くおそれがある。そのためMn量の上限を3.00%以下とする。Mn量の上限は、好ましくは2.90%以下であり、より好ましくは2.80%以下である。更に好ましくは2.70%以下であり、更により好ましくは2.60%以下である。

[0023] (P: 0%超、0.015%以下)

Pは不可避免的に含まれる元素であり、粒界に偏析して粒界脆化を助長する元素であり、加工時の破断等を回避するため、できるだけ低減することが推奨される。そのためP量は0.015%以下とする。P量の上限は、好ましくは0.013%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混入してくる不純物であり、その量を0%にすることは工業生産上不可能である。

[0024] (S: 0%超、0.0050%以下)

SもPと同様に不可避免的に含有する元素であり、介在物を生成し、加工時の破断等を回避するため、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量は、0.0050%以下とする。S量の上限は、好ましくは0.0040%以下であり、より好ましくは0.0030%以下である。なお、Sは鋼中に不可避免的に混入してくる不純物であり、その量を0%にすることは工業生産上不可能である。

[0025] (Al: 0.015~0.060%)

Alは脱酸剤として作用する元素である。こうした作用を有効に発揮させるには、Al量は0.015%以上とする必要がある。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。しかしながら、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、加工時に破断を招くおそれがある。そのため、Al量の上限を0.060%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。

[0026] (Cr: 0.20~0.80%)

Crは、フェライトやベイナイトの生成を抑制し、狙いとするマルテンサイト主体の組織とするために必要である。またマルテンサイトの過度の焼戻しを抑制しラスを微細にする効果を有していると考えられる。このような効果を有効に発揮させるためには、Cr量は0.20%以上とする必要がある。Cr量の下限は、好ましくは0.25%以上であり、より好ましくは0.30%以上である。しかしながら、Cr量が過剰になると、鋼板表面に熔融亜鉛めっきや合金化熔融亜鉛めっきを形成したときに、不めっきが発生することがある。そのため、Cr量の上限は0.80%以下とした。Cr量の上限は、好ましくは0.75%以下であり、より好ましくは0.70%以下である。

[0027] (Ti: 0.015~0.080%)

Tiは、炭化物や窒化物を形成して鋼板の強度を向上させる元素である。また後述するBによる焼入れ性向上効果を有効に発揮させる上でも有効な元素である。すなわちTiは、窒化物を形成することによって鋼中Nを低減し、その結果B窒化物の形成が抑制され、Bが固溶状態となって、Bによる焼入れ性向上効果が有効に発揮できる。このように、Tiは焼入れ性を向上させることにより、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は、Ti量は0.015%以上とする必要がある。Ti量の下限は、好ましくは0.018%以上であり、より好ましくは0.020%以上である。

[0028] しかしながら、Ti量が過剰になると、Ti炭化物やTi窒化物が過剰となり、加工時の割れを引き起こすことがある。そのため、Ti量の上限を0.080%以下とする。Ti量の上限は、好ましくは0.070%以下であり、より好ましくは0.060%以下であり、更に好ましくは0.050%

以下である。更により好ましくは0.040%以下である。

[0029] (B : 0.0010~0.0040%)

Bは、焼入れ性を向上させてフェライトやベイナイトの生成を抑制する効果がある。それにより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は、B量は0.0010%以上とする必要がある。B量の下限は、好ましくは0.0012%以上であり、より好ましくは0.0014%以上である。しかしながら、B量が過剰になると、その効果が飽和し、コストが増加するだけであるため、B量は0.0040%以下とする。B量の上限は、好ましくは0.0030%以下である。

[0030] 本実施形態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。ただし、原材料、資材、製造設備等の状況によって不可避免的に持ち込まれる不純物が鋼中に含まれることは当然に許容される。こうした不可避免不純物としては、上述したP、Sの他、例えば、N、O等が含まれ、これらは夫々以下の範囲であることが好ましい。

[0031] (N : 0.0100%以下)

Nは、不純物元素として不可避免的に存在し、加工時の割れを引き起こすことがある。こうしたことからN量は0.0100%以下であることが好ましく、より好ましくは0.0060%以下であり、更に好ましくは0.0050%以下である。N量は少なければ少ないほど好ましいが、0%にすることは工業生産上困難である。

[0032] (O : 0.0020%以下)

Oは、不純物元素として不可避免的に存在し、加工時の割れを引き起こすことがある。こうしたことからO量は0.0020%以下であることが好ましく、より好ましくは0.0015%以下であり、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ほど好ましいが、0%にすることは工業生産上困難である。

[0033] 本実施形態の高強度鋼板には、必要に応じて、Cu、Ni、Cr、Mo、V、Nb、Ca等の元素を以下に示す範囲で含有させてもよく、含有される

元素の種類に応じて鋼板の特性が更に改善される。これらの元素は、それぞれ以下に示す範囲で、単独または適宜組み合わせで含有させることができる。

[0034] (Cu : 0%超、0.30%以下)

Cuは、鋼板の耐食性向上に有効な元素であり、必要に応じて含有させてもよい。その効果は、含有量が増加するにつれて増大するが、上記効果を有効に発揮させるためには、Cu量は0.03%以上とすることが好ましく、より好ましくは0.05%以上である。しかしながら、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0.30%以下であることが好ましく、より好ましくは0.20%以下であり、更に好ましくは0.15%以下である。

[0035] (Ni : 0%超、0.30%以下)

Niは、鋼板の耐食性向上に有効な元素であり、必要に応じて含有させてもよい。その効果は、含有量が増加するにつれて増大するが、上記効果を有効に発揮させるためには、Ni量は0.03%以上とすることが好ましく、より好ましくは0.05%以上である。しかしながら、Ni量が過剰になると、その効果が飽和するとともに、コストが増加する。そのため、Ni量の上限は0.30%以下であることが好ましく、より好ましくは0.20%以下、更に好ましくは0.15%以下である。

[0036] (Mo : 0%超、0.30%以下)

Moは、鋼板の高強度化に寄与する元素であり、必要に応じて含有させてもよい。その効果は、含有量が増加するにつれて増大するが、上記効果を有効に発揮させるためには、Mo量は0.03%以上とすることが好ましく、より好ましくは0.05%以上である。しかしながら、Mo量が過剰になると、その効果が飽和するとともに、コストが増加する。そのため、Mo量の上限は0.30%以下であることが好ましく、より好ましくは0.25%以下であり、更に好ましくは0.20%以下である。

[0037] (V : 0%超、0.30%以下)

Vは、鋼板の高強度化に寄与する元素であり、必要に応じて含有させてもよい。その効果は、含有量が増加するにつれて増大するが、上記効果を有効に発揮させるためには、V量は0.05%以上とすることが好ましく、より好ましくは0.10%以上である。しかしながら、V量が過剰になると、その効果が飽和するとともに、コストが増加する。そのため、V量の上限は、0.30%以下であることが好ましく、より好ましくは0.25%以下であり、更に好ましくは0.20%以下であり、更に好ましくは0.15%以下である。

[0038] (Nb : 0%超、0.040%以下)

Nbは、鋼板の高強度化に寄与する元素であり、必要に応じて含有させてもよい。その効果は、含有量が増加するにつれて増大するが、上記効果を有効に発揮させるためには、Nb量は0.003%以上とすることが好ましく、より好ましくは0.005%以上である。しかしながら、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0.040%以下であることが好ましく、より好ましくは0.035%以下であり、更に好ましくは0.030%以下である。

[0039] (Ca : 0%超、0.0050%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り、必要に応じて含有させてもよい。その効果は、含有量が増加するにつれて増大するが、上記効果を有効に発揮させるためには、Ca量は0.0005%以上とすることが好ましく、より好ましくは0.0010%以上である。しかしながら、Ca量が過剰になると、その効果が飽和するとともに、コストが増加する。そのため、Ca量の上限は0.0050%以下であることが好ましく、より好ましくは0.0030%以下であり、更に好ましくは0.0025%以下である。

[0040] 次に、本実施形態の高強度鋼板を製造する方法について説明する。

[0041] 上記要件を満足する本実施形態の高強度鋼板は、熱間圧延、冷間圧延および焼鈍（加熱、均熱および冷却）の各工程において、特に冷間圧延後の焼鈍

工程を適切に制御することによって製造できる。以下、本実施形態の高強度鋼板を製造するための条件を、熱間圧延、冷間圧延、その後の焼鈍の順に説明する。

[0042] 熱間圧延の条件は、例えば以下のとおりである。

[0043] [熱間圧延条件]

熱間圧延前の加熱温度が低いと、TiC等の炭化物がオーステナイト中に固溶し難くなるおそれがある。そのため、熱間圧延前の加熱温度は、1200℃以上とすることが好ましい。この加熱温度は、より好ましくは1250℃以上である。しかしながら、熱間圧延前の加熱温度が高くなり過ぎるとコストアップとなる。そのため、熱間圧延前の加熱温度の上限は、1350℃以下であることが好ましく、より好ましくは1300℃以下である。

[0044] 熱間圧延の仕上げ圧延温度が低いと、圧延時の変形抵抗が大きくなり、操業が困難になるおそれがある。そのため、仕上げ圧延温度は、850℃以上とすることが好ましい。その仕上げ圧延温度は、より好ましくは870℃以上である。しかしながら、仕上げ圧延温度が高くなり過ぎると、スケール起因のキズが発生するおそれがある。そのため、仕上げ圧延温度の上限は、好ましくは980℃以下であり、より好ましくは950℃以下である。

[0045] 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、生産性を考慮すれば、10℃/秒以上とするのが好ましく、より好ましくは20℃/秒以上である。一方、平均冷却速度が速くなり過ぎると、硬質化しその後の冷間圧延が困難になる場合がある。そのため、平均冷却速度は、100℃/秒以下とすることが好ましく、より好ましくは50℃/秒以下である。

[0046] [熱間圧延巻取り温度：620℃以上]

熱間圧延巻取り温度が、620℃未満になると、熱間圧延鋼板の強度が高くなり、冷間圧延で圧下し難くなるおそれがある。そのため、熱間圧延時の巻取り温度は620℃以上とすることが好ましく、より好ましくは630℃以上であり、更に好ましくは640℃以上である。一方、熱間圧延時の巻取り温度が高くなり過ぎると、スケールが厚くなり、酸洗性が劣化する。その

ため、巻取り温度は750℃以下とすることが好ましく、より好ましくは700℃以下である。

[0047] [冷間圧延時の圧延率：10%以上、70%以下]

熱間圧延鋼板は、スケール除去のために酸洗を施し、冷間圧延に供する。冷間圧延時の圧延率（「圧下率」と同義）が10%未満になると、所定の板厚公差を確保するのが困難になる。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ため、酸洗に時間がかかり、生産性が低下する。そのため、冷間圧延時の圧延率は、10%以上とすることが好ましい。より好ましくは20%以上、さらに好ましくは25%以上である。一方、冷間圧延時の圧延率が70%を超えると、冷間圧延時に割れが発生する可能性が高まる。そのため、冷間圧延時の圧延率の上限は、70%以下であることが好ましい。より好ましくは65%以下であり、更に好ましくは60%以下である。

[0048] 本実施形態の高強度鋼板を得るためには、冷間圧延後の焼鈍工程も適切に制御することが推奨される。この焼鈍工程では、下記の（a）加熱後の900℃以上での均熱工程、（b）前記（a）の工程に引き続いて行われる900℃から540℃までの第1の冷却工程、（c）前記（b）の工程に引き続いて行われる540℃から440℃までの第2の冷却工程、（d）440℃から280～230℃までの第3の冷却工程、（e）230℃から50℃以下までの第4の冷却工程、を基本的に含む。こうした工程を含んで製造することによって、本実施形態の高強度鋼板が得られる。

[0049] また本実施形態の高強度鋼板は、その表面に溶融亜鉛めっき鋼板や合金化溶融亜鉛めっき鋼板を有するものも包含するが、これらの亜鉛めっき鋼板を製造する場合には、上記（c）の540℃から440℃までの第2の冷却工程において、溶融亜鉛への浸漬処理とその後の亜鉛と鉄との合金化熱処理を合わせて行えばよい。

[0050] 上記（a）～（e）の各工程を含む焼鈍工程のヒートパターンを図1の模式図に示しつつ、以下により具体的に説明する。

[0051] (a) 加熱後の900℃以上での均熱工程

900℃以上に加熱し、且つ900℃以上で20秒以上保持する。均熱温度が900℃未満の場合には、降伏強度や引張強さを低減させる軟質なフェライトが生成する可能性がある。そのため、該温度の下限は900℃以上とする。好ましくは905℃以上であり、より好ましくは910℃以上である。なお、均熱温度の上限は特に設けないが、生産性を悪化させるため、1000℃以下であることが好ましい。より好ましくは980℃以下であり、更に好ましくは960℃以下である。

[0052] また均熱温度を900℃以上としても、900℃以上での保持時間が10秒未満であると、フェライトが生成する可能性がある。そのため、900℃以上での保持時間は10秒以上とする。好ましくは15秒以上であり、より好ましくは20秒以上である。なお、保持時間の上限は特に設けないが、生産性が悪化するため、好ましくは200秒以下であり、より好ましくは100秒以下である。

[0053] (b) 900℃から540℃までの第1の冷却工程

900℃から540℃までの第1の冷却工程における平均冷却速度は、10℃/秒以上、50℃/秒以下とする。この平均冷却速度が、10℃/秒未満になると、フェライトが生成する可能性が高くなり、所望とする降伏強度、引張強さの確保が難しくなる。そのため、上記平均冷却速度は10℃/秒以上とする必要があり、好ましくは11℃/秒以上であり、より好ましくは12℃/秒以上である。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しくなり、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℃/秒以下とする必要があり、好ましくは40℃/秒以下であり、より好ましくは30℃/秒以下である。

[0054] (c) 540℃から440℃までの第2の冷却工程

540℃以下の第2の冷却工程での冷却停止温度までの平均冷却速度は、0.5℃/秒以上とする必要がある。第2の冷却工程での平均冷却速度が0.5℃/秒未満になると、ベイナイトの増加が懸念される。そのため、上記

平均冷却速度は $0.5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上とする。好ましく $0.8^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上である。なお、平均冷却速度の上限は特に設けないが、著しく設備の能力を高める必要があるため、 $50^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下が好ましい。より好ましくは $40^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下であり、更に好ましくは $30^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下である。

[0055] 第2の冷却工程での冷却停止温度は、 440°C 以上とする必要がある。第2の冷却工程での冷却停止温度が 440°C 未満になると、ベイナイトの増加により降伏強度、引張強さが低下する。そのため、第2の冷却工程での冷却停止温度の下限は、 440°C 以上とする。好ましくは 445°C 以上であり、より好ましくは 450°C 以上である。

[0056] なお、前記図1においては、第1の冷却工程での冷却パターンを3種類示したが、これは上記の平均冷却速度を確保できれば、どのような冷却パターンであってもよいことを示している。要するに、 540°C から 440°C までの温度範囲を200秒以内で通過させれば、 $0.5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上の平均冷却速度が確保できる。

[0057] 溶融亜鉛めっきを行う場合には、この第2の冷却工程において、めっき浴への浸漬処理→合金化熱処理を含めた平均冷却速度が上記の条件を満たす必要がある。めっき浴への浸漬前の鋼板温度は、 440°C 超～ 480°C 以下の範囲が好ましい。

[0058] 上記溶融亜鉛への浸漬処理の後には、必要によって、亜鉛と鉄との合金化熱処理を行う。この合金化熱処理では、めっきの性能を確保するため、温度（合金化熱処理温度）を 440°C 以上、 540°C 以下とする必要がある。この温度が 440°C 未満では亜鉛めっきと鉄の拡散が不十分となり、合金化溶融亜鉛めっき層を生成できない。そのため、合金化熱処理温度の下限は、 440°C 以上とする。好ましくは 445°C 以上であり、より好ましくは 450°C 以上である。一方、合金化熱処理温度が 540°C を超えると、フェライトが生成する可能性が増し、引張強さが低下することに加えて、亜鉛への鉄の拡散が過多となり、脆性的に剥がれ易い合金化溶融亜鉛めっき層となり、プレス成形時等に該めっきが剥離する可能性が高くなる。

[0059] (d) 440℃から280～230℃までの第3の冷却工程

第3の冷却工程における冷却停止温度までの平均冷却速度は、5.0℃/秒以上とする必要がある。第3の冷却工程での平均冷却速度が5.0℃/秒未満になると、ベイナイトの増加が懸念される。また、ベイナイトの生成を抑制しても、Ms点通過後に生成するマルテンサイトから残留オーステナイトへの炭素の分配が進むことで安定化し、マルテンサイトに変態する量が減る。結果的に7%を超える残留オーステナイトを含みやすくなるため、上記平均冷却速度は5.0℃/秒以上とする。

[0060] 上記Ms点は、マルテンサイトが変態を開始する温度であり、「鉄鋼材料」（日本金属学会発行、p.45）に記載されている下記式（1）に基づいて、鋼板の化学成分組成から簡易的に求めることができる。なお、下記式（1）中の[]は、各元素の含有量（質量%）を示しており、鋼板中に含有していない元素は0%として計算する。

$$M_s \text{ 点 } (^\circ\text{C}) = 550 - 361 [C] - 39 [Mn] - 35 [V] - 20 [Cr] - 17 [Ni] - 10 [Cu] - 5 ([Mo] + [W]) + 15 [Co] + 30 [Al] \cdots (1)$$

[0061] 平均冷却速度は、好ましくは15.0℃/秒以上であり、より好ましくは20℃/秒以上である。このときの平均冷却速度の上限は特に設けないが、平均冷却速度を過度に速めるためには、設備能力を著しく高める必要が生じるため、50℃/秒以下であることが好ましい。より好ましくは40℃/秒以下であり、更に好ましくは30℃/秒以下である。

[0062] 第3の冷却工程での冷却停止温度は、230℃以上、280℃以下とする必要がある。第3の冷却工程での冷却停止温度が230℃未満になると、マルテンサイトの自己焼戻しが過多となり、マルテンサイト中のラスの個数が少なくなって引張強さが低下する可能性がある。そのため、第3の冷却工程での冷却停止温度の下限は、230℃以上とする。好ましくは240℃以上であり、より好ましくは250℃以上である。

[0063] 一方、第3の冷却工程での冷却停止温度が280℃を超えると、ベイナイ

トが増加し、降伏強度、引張強さの低下を招く可能性がある。そのため、第3の冷却工程における冷却停止温度の上限は、280℃以下とする。好ましくは275℃以下であり、より好ましくは270℃以下である。

[0064] (e) 230℃から50℃以下の第4の冷却工程

前記第3の冷却工程後に引き続き行われる第4の冷却工程では、230℃から50℃以下の冷却停止温度までの平均冷却速度を、3.0℃/秒以下が好ましい。なお、上記第3の冷却工程での冷却停止温度が、230℃よりも高くなっている場合には、第3の冷却工程での冷却停止温度から230℃までの平均冷却速度は問わない。

[0065] フィルム状のオーステナイトがラス境界に適量存在することは、転位の移動障壁としての効果が高まり、降伏強度、引張強さの確保のためには好ましいと考えられる。第4の冷却工程での平均冷却速度が3.0℃/秒より大きくなると、残留オーステナイトが1体積%未満になって、転位の移動障壁としての効果が発揮されにくくなる。そのため、上記平均冷却速度は3.0℃/秒以下とする。好ましくは2.5℃/秒以下であり、より好ましくは2.0℃/秒以下である。なお、このときの平均冷却速度の下限は特に設けないが、生産性が悪化するため、0.05℃/秒以上であることが好ましい。より好ましくは0.10℃/秒以上である。

[0066] 本実施形態の高強度鋼板は、上記の製造方法によって、得られたものに限定されない。本実施形態の高強度鋼板は、本発明で規定する構成要件を満足する限り、他の製造方法によって得られたものであっても良い。

[0067] 本実施形態の高強度鋼板では、化学成分組成を上記のように調整するとともに、金属組織全体に対して、マルテンサイト：93体積%以上、ベイナイト：2体積%以下、残留オーステナイト：7体積%以下とし、且つ前記金属組織のSEM像において、総長300μmを切断法にて測定したラスの個数が240個以上であり、引張強さが1470MPa以上である高強度鋼板である。このような高強度鋼板では、引張強さが1470MPa以上で且つ降伏強度が1000MPa以上のものとなる。

- [0068] 本実施形態の高強度鋼板における引張強さは、好ましくは1500MPa以上であり、より好ましくは1550MPa以上である。引張強さは高い方が良く、その上限は特に限定されないが、通常1800MPa程度である。また降伏強度は、好ましくは1020MPa以上であり、より好ましくは1040MPa以上である。降伏強度も高い方が良く、その上限は特に限定されないが、通常1400MPa程度である。
- [0069] 本実施形態の高強度鋼板は、調質圧延が無くても十分に高い降伏強度、引張強さを有するが、調質圧延を施せば更に高い降伏強度を達成することも可能である。
- [0070] 本実施形態の高強度鋼板の表面には、溶融亜鉛めっき層（GI：Hot Dip-Galvanized）、または合金化溶融亜鉛めっき層（GA：Alloyed Hot Dip-Galvanized）が設けられてもよい。すなわち、高強度鋼板の表面に溶融亜鉛めっき層または合金化溶融亜鉛めっき層を有する、高強度溶融亜鉛めっき鋼板、高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板も本発明に包含される。このときの亜鉛めっき層の種類については、特に限定するものでもなく、めっき層中に合金元素を含むものであってもよい。また亜鉛めっき層は、鋼板の片面または両面に被覆される。
- [0071] 本明細書は、上述したように様々な態様の技術を開示しているが、そのうち主な技術を以下に纏める。
- [0072] 本発明の一局面に関する高強度鋼板は、質量%で、C：0.200～0.280%、Si：0.40～1.50%以下、Mn：2.00～3.00%、P：0%超、0.015%以下、S：0%超、0.0050%以下、Al：0.015～0.060%、Cr：0.20～0.80%、Ti：0.015～0.080%、B：0.0010～0.0040%、をそれぞれ含有し、残部が鉄および不可避不純物であり、
金属組織全体に対して、マルテンサイトが93体積%以上であり、フェライト、パーライトおよびベイナイトが合計で2体積%以下であり、残留オーステナイトが7体積%以下であり、前記金属組織を走査型電子顕微鏡で観察

した像において、総長300 μ mを切断法にて測定したマルテンサイト中のラスの個数が240個以上であり、かつ、引張強さが1470MPa以上であることを特徴とする。

[0073] 上記構成により、引張強さが1470MPa以上の高強度レベルにおいて、降伏強度が1000MPa以上である高強度鋼板が実現できる。

[0074] 前記高強度鋼板は、必要によって、更に、質量%で、Cu：0%超、0.30%以下、Ni：0%超、0.30%以下、Mo：0%超、0.30%以下、V：0%超、0.30%以下、Nb：0%超、0.040%以下、およびCa：0%超、0.0050%以下よりなる群から選ばれる1種以上を含有することも有用であり、含有される元素の種類に応じて高強度冷延鋼板の特性が更に改善される。

[0075] 本発明の別の局面に係る高強度亜鉛めっき鋼板は、上記のような高強度鋼板の表面に、溶融亜鉛めっき層または合金化溶融亜鉛めっき層を有していることを特徴とする。

[0076] 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、前記、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。

実施例

[0077] 下記表1に示す化学成分組成（鋼種：鋼A、B、C）の実験用スラブを製造した。そのスラブを1250 $^{\circ}$ Cまで加熱し、板厚：2.8mm～3.1mmまで熱間圧延を施した。このときの仕上げ圧延温度は900 $^{\circ}$ Cとし、熱間圧延の仕上げ圧延から巻取りまでの平均冷却速度を20 $^{\circ}$ C/秒、巻取り温度を650 $^{\circ}$ Cとして熱間圧延を行った。得られた熱間圧延鋼板を酸洗した後、表面研削あるいは冷間圧延を組み合わせ、板厚：1.4mm～2.6mmまで減厚した。このときいずれの鋼種の冷延率（冷間圧延時の圧延率）は、10%～60%の範囲内にある。表1中、「-」の欄は添加していないことを、「<」の欄は測定限界未満であることを、それぞれ意味する。また、P、

S、N、Oは、上述の通り不可避不純物であり、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。また残部は、鉄、および上記で示した不可避不純物以外の不可避不純物が含まれる。

[0078]

[表1]

鋼種	化学成分組成(質量%)														Ms点 (°C)			
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	B	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb		Ca	N	O
A	0.224	1.17	2.22	0.008	0.0012	0.044	0.026	0.0016	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	0.0006	383.9
B	0.226	1.18	2.22	0.009	0.0018	0.044	0.026	0.0016	-	-	0.60	-	-	-	-	0.0033	0.0006	371.2
C	0.230	0.50	2.20	<0.003	<0.001	0.038	0.025	0.0022	-	-	0.25	0.200	<0.002	-	-	0.0008	-	376.3

$$Ms点(°C) = 550 - 361[C] - 39[Mn] - 35[V] - 20[Cr] - 17[Ni] - 10[Cu] - 5([Mo] + [W]) + 15[Co] + 30[Al]$$

- [0079] その後、得られた冷間圧延鋼板に対して、図3～5に示すヒートパターンの熱処理（熱処理1～3）で焼鈍を施した。具体的には、鋼種A、Bについては熱処理1～3を行った。それ以外の鋼種Cは、熱処理1を行った。
- [0080] 図3～5に示した熱処理における詳細なデータを、下記表2～4に示す。すなわち、図3に示したヒートパターンは、下記表2に示したデータに基づくものであり（熱処理1）、図4に示したヒートパターンは、下記表3に示したデータに基づくものであり（熱処理2）、図5に示したヒートパターンは、下記表4に示したデータに基づくものである（熱処理3）。なお、図3～5で示した「s」は、「秒」の意味である。また、表2～4には、図1の対応する工程〔（a）～（e）〕を示してある。
- [0081] 図3～5に示した熱処理1～3では、第2の冷却工程〔図1に示した（c）の工程〕で、溶融亜鉛めっき処理および合金化熱処理を行っていない。下記表2～4に示した「ステップ」は、図3～5に対応する数値（設定温度、冷却速度）を順次示した実測位置を示しているが、図3～5では、表2～4に示したステップ位置を一部省略している。また、表2～4において、マイナスで示した冷却速度は、加熱速度（昇温速度）であることを示す。
- [0082] なお、表2～4には、上記工程（a）～（c）で規定する温度範囲での平均冷却速度については明記していない箇所もあるが、これらの値は表2～4のデータに基づいて計算できる。例えば、表2において鋼板温度が900℃となる通過時間（表2に示した「Total時間」；以下同じ）を計算すれば、「130秒」となり、900℃から540℃までの平均冷却速度〔前記工程（b）での平均冷却速度〕は、 12.9℃/秒 〔 $\div (900\text{℃} - 540\text{℃}) / (158\text{秒} - 130\text{秒})$ 〕となる。
- [0083] また表2において鋼板温度が440℃となる通過時間を計算すれば、「252秒」となり、540℃から440℃までの平均冷却速度〔前記工程（c）での平均冷却速度〕は、 1.06℃/秒 〔 $\div (540\text{℃} - 440\text{℃}) / (252\text{秒} - 158\text{秒})$ 〕となる。同様にして、440℃から280℃までの平均冷却速度〔前記工程（d）での平均冷却速度〕を計算すれば、20.0

°C/秒 [= (440°C - 280°C) / (260秒 - 252秒)] となる。

[0084] [表2]

ステップ	設定温度 (°C)	時間 (秒)	Tota時間 (秒)	冷却速度 (°C/秒)	図1の対応 する工程
1	0	-	-	-	-
2	880	68	68	-12.94	-
3	930	60	128	-0.83	(a)
4	700	16	144	14.38	(b)
5	600	8	152	12.50	(b)
6	540	6	158	10.00	(b)
7	518	7	165	3.14	(c)
8	497	7	172	3.00	(c)
9	475	7	179	3.14	(c)
10	460	20	199	0.75	(c)
11	500	24	223	-1.67	(c)
12	500	26	249	0.00	(c)
13	280	11	260	20.00	(d)
14	50	218	478	1.06	(e)

[0085]

[表3]

ステップ	設定温度 (°C)	時間 (秒)	Tota時間 (秒)	冷却速度 (°C/秒)	図1の対応 する工程
1	0	-	-	-	-
2	880	68	68	-12.94	-
3	930	60	128	-0.83	(a)
4	700	16	144	14.38	(b)
5	<u>400</u>	8	152	37.50	(b)
6	<u>300</u>	6	158	16.67	(c)
7	<u>300</u>	7	165	0.00	(c)
8	<u>300</u>	7	172	0.00	(c)
9	<u>300</u>	7	179	0.00	(c)
10	475	5	184	-35.00	(c)
11	460	15	199	1.00	(c)
12	500	24	223	-1.67	(c)
13	500	26	249	0.00	(c)
14	280	11	260	20.00	(d)
15	50	218	478	1.06	(e)

[0086]

[表4]

ステップ	設定温度 (°C)	時間 (秒)	Tota時間 (秒)	冷却速度 (°C/秒)	図1の対応 する工程
1	0	—	—	—	—
2	880	68	68	-12.94	—
3	930	60	128	-0.83	(a)
4	700	16	144	14.38	(b)
5	400	8	152	37.50	(b)
6	250	6	158	25.00	(c)
7	200	7	165	7.60	(c),(d)
8	150	7	172	7.60	(d)
9	100	7	179	7.60	(d)
10	475	5	184	-75.00	(d)
11	460	15	199	1.00	(d)
12	500	24	223	-1.67	(d)
13	500	26	249	0.00	(d)
14	280	11	260	21.00	(d)
15	50	218	478	1.06	(e)

[0087] このようにして得られた各鋼板について、マルテンサイトの体積率、ベイナイトの体積率、残留オーステナイトの体積率、および総長300 μ m当たりのラスの個数、並びに引張特性を下記の手順に従って測定した。

[0088] [金属組織中の各組織の分率]

本実施例では、鋼板の板厚1/4部に存在するマルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイトの分率を以下のようにして測定した。本実施例の製造方法によれば、各領域において、上記以外の組織（例えば、フェライトやパーライト）が存在する可能性は極めて低いため、上記以外の組織は測定していない。そこで、鋼板の板厚1/4部ではマルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイトの合計が100体積%になるように算出した。

[0089] [残留オーステナイトの体積率]

残留オーステナイトは、上記焼鈍後の鋼板から1.4mm \times 20mm \times 20mmの試験片を切り出し、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（以下、「残留 γ 」と記載する）の体積率を測定した（ISIJ Int. Vol. 33. (1993), No. 7, P. 776）。測定装置は、2次元微小部X線回折装置「RINT-PAPIDII」（商品名：株式会社リガク社製）を使用し、測定面は板厚の1/4部近辺である。ターゲットはCoを使用し、測定数は各試験に対して1回ずつ行った。

[0090] [マルテンサイトおよびベイナイトの体積率]

ベイナイトおよびマルテンサイトは、以下のように点算法により測定した。まず、上記鋼板から1.4mm×20mm×20mmの試験片を切り出し、圧延方向と平行な断面を研磨し、ナイトール腐食を施した後、板厚の1/4部の組織を、FE-SEM (Field Emission Scanning Electron Microscope) 写真（倍率3000倍）で観察した。観察は、FE-SEM像上に、0.3 μ m間隔の格子を用いて行い、粒の色などにに基づき、ベイナイトおよびマルテンサイトを区別して、各体積率を測定した。測定点は、格子が直角に交わる点における組織を分別し、100点調査して分率を算出した。測定は各1視野について行った。

[0091] 詳細には、ナイトール腐食後のSEM写真において、黒色に見える組織はベイナイトであり、残りの部分はマルテンサイトである。図6（図面代用写真）にベイナイトとマルテンサイトを示した金属組織例を示す。

[0092] 以上、詳述したように、本実施例では、残留オーステナイトと、それ以外の組織（ベイナイト、マルテンサイト）を異なる方法で測定しているため、これら組織の合計は、必ずしも100体積%となるとは限らない。そこで、ベイナイトおよびマルテンサイトの各体積分率を決定するに当たっては、全組織の合計が100体積%となるように調整を行った。具体的には、100体積%から、X線回折法で測定された残留オーステナイトの分率を引き算して得られた数値に、点算法で測定されたベイナイトおよびマルテンサイトの各分率を比例配分し直して、最終的にベイナイトおよびマルテンサイトの各体積分率を決定した。

[0093] [総長300 μ m当たりのラスの個数]

総長300 μ mを測定したラスの個数は、ナイトール腐食を施した鋼板の板厚1/4部における圧延方向と平行の断面をFE-SEMでの3000倍で撮影し、総長300 μ m分を切断法にて測定したものである。切断法は、通常粒径を計測する手法であるが（JIS G 0551：2013）、本実施例ではラスの個数を計測する手法として応用した。具体的には、上記FE-SEM像上に、総長300 μ mの線を描き、その線がラス上を通過した数（交差する点の個数）を測定した。ラスは、ナイトール腐食を施した鋼板を、FE-SEMでの倍率3000倍で撮影したSEM像で、白色部で1 μ m以上となる領域とした。切断法でラスの個数を計測するときの状態を、図2 [図2 (a)、図2 (b)] に模式的に示す。

[0094] [引張特性]

引張強度TS、0.2%耐力 $\sigma_{0.2}$ については、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、JIS 5号試験片(板状試験片)を採取し、JIS Z 2241：2011に従って試験した。

[0095] 合格基準については、引張強さTSについては1470MPa以上、降伏強度（0.2%耐力 $\sigma_{0.2}$ ）については1000MPa以上を合格とした。

[0096] これらの結果を、適用鋼種（表1の鋼種A、B、C）、および熱処理条件（熱処理1～3）とともに下記表5に示す。

[0097]

[表5]

試験 No.	鋼種	熱処理 条件	金属組織中の各組織の分率(体積%)			総長300 μ m 当たりの ラスの個数(個)	機械的特性		備考
			マルテン サイト	ベイナイト	残留オーステ ナイト		0.2%耐力 $\sigma_{0.2}$ (MPa)	引張強さ TS(MPa)	
1	A	熱処理1	91.0	3.8	5.2	211	990	1541	比較例
2	A	熱処理2	90.2	0.0	9.8	244	934	1154	比較例
3	A	熱処理3	97.7	0.0	2.3	202	1082	1176	比較例
4	B	熱処理1	95.9	0.0	4.1	258	1058	1598	実施例
5	B	熱処理2	85.4	0.0	14.6	269	863	1282	比較例
6	B	熱処理3	96.1	0.0	3.9	222	1118	1272	比較例
7	C	熱処理1	95.5	0.0	4.5	289	1042	1586	実施例

- [0098] この結果から、以下のように考察できる。試験No. 4、7は、本発明で規定する化学成分組成を満足する鋼種（表1の鋼種B、C）を用い、適切な熱処理条件（図3に示した熱処理1）で製造した実施例である。この例では、金属組織中の各組織の分率、および総長300 μ m当たりのラスの個数が適切に調整され、降伏強度（0.2%耐力 $\sigma_{0.2}$ ）が1000MPa以上であり、引張強さTSが1470MPa以上と、合格基準を満足していることが分かる。
- [0099] これに対し、試験No. 1～3、5、6は、本発明で規定する要件のいずれかを満足しない比較例であり、鋼板のいずれかの特性を満足しないものとなっている。
- [0100] 具体的には、試験No. 1は、適切な熱処理条件（図3に示した熱処理1）で製造したが、本発明で規定する化学成分組成を満足しない鋼種（表1の鋼種A）を用いた例である。この例では、Crを含有しない鋼種を用いているので、ベイナイトが過剰になっており、且つ総長300 μ m当たりのラスの個数も少なくなることで、降伏強度が低下した。
- [0101] 試験No. 2は、本発明で規定する化学成分組成を満足しない鋼種（表1の鋼種A）を用い、不適切な熱処理条件（図4に示した熱処理2）で製造した例である。この例ではCrを含有しない鋼種を用い、且つ第3の冷却工程〔図1に示した（d）の工程〕での平均冷却速度が5.0 $^{\circ}$ C/秒以上になっていない例であり（表3のステップ6～13）、残留オーステナイトが多くなり、降伏強度と引張強さTSが低下した。
- [0102] 試験No. 3は、本発明で規定する化学成分組成を満足しない鋼種（表1の鋼種A）を用い、不適切な熱処理条件（図5に示した熱処理3）で製造した例である。この例ではCrを含有しない鋼種を用い、且つ第3の冷却工程〔図1に示した（d）の工程〕での冷却停止温度を100 $^{\circ}$ Cとした例であり（表4のステップ9）、総長300 μ m当たりのラスの個数が少なくなることで引張強さTSが低下した。
- [0103] 一方、試験No. 5および6は、本発明で規定する化学成分組成を満足す

る鋼種（表1の鋼種B）を用いているが、熱処理条件が適切な範囲を外れており（図4に示した熱処理2、図5に示した熱処理3）、所望とする特性が得られていない。

[0104] 具体的には、試験No. 5では、第3の冷却工程〔図1に示した（d）の工程〕での平均冷却速度が5.0℃/秒以上になっていない例であり（表4のステップ6～13）、残留オーステナイトが多くなり、降伏強度と引張強さTSが低下した。

[0105] 試験No. 6は、第3の冷却工程〔図1に示した（d）の工程〕での冷却停止温度を100℃とした例であり（表4のステップ9）、総長300μm当たりのラスの個数が少なくなることで引張強さTSが低下した。

[0106] この出願は、2018年3月26日に出願された日本国特許出願特願2018-58189および2019年1月22日に出願された日本国特許出願2019-008594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。

[0107] 本発明を表現するために、前述において具体例や図面等を参照しながら実施形態を通して本発明を適切かつ十分に説明したが、当業者であれば前述の実施形態を変更及び／又は改良することは容易になし得ることであると認識すべきである。したがって、当業者が実施する変更形態又は改良形態が、請求の範囲に記載された請求項の権利範囲を離脱するレベルのものでない限り、当該変更形態又は当該改良形態は、当該請求項の権利範囲に包括されると解釈される。

産業上の利用可能性

[0108] 本発明は、鋼板、亜鉛めっき鋼板やそれらの製造方法、並びに、自動車等の構造部品等に関する技術分野において、広範な産業上の利用可能性を有する。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.200~0.280%、

Si : 0.40~1.50%以下、

Mn : 2.00~3.00%、

P : 0%超、0.015%以下、

S : 0%超、0.0050%以下、

Al : 0.015~0.060%、

Cr : 0.20~0.80%、

Ti : 0.015~0.080%、および

B : 0.0010~0.0040%、

をそれぞれ含有し、残部が鉄および不可避不純物であり、

金属組織全体に対して、マルテンサイトが93体積%以上であり、フェライト、パーライトおよびベイナイトが合計で2体積%以下であり、残留オーステナイトが7体積%以下であり、

前記金属組織を走査型電子顕微鏡で観察した像において、総長300 μ mを切断法にて測定したマルテンサイト中のラスの個数が240個以上であり、かつ

引張強さが1470MPa以上であることを特徴とする高強度鋼板

。

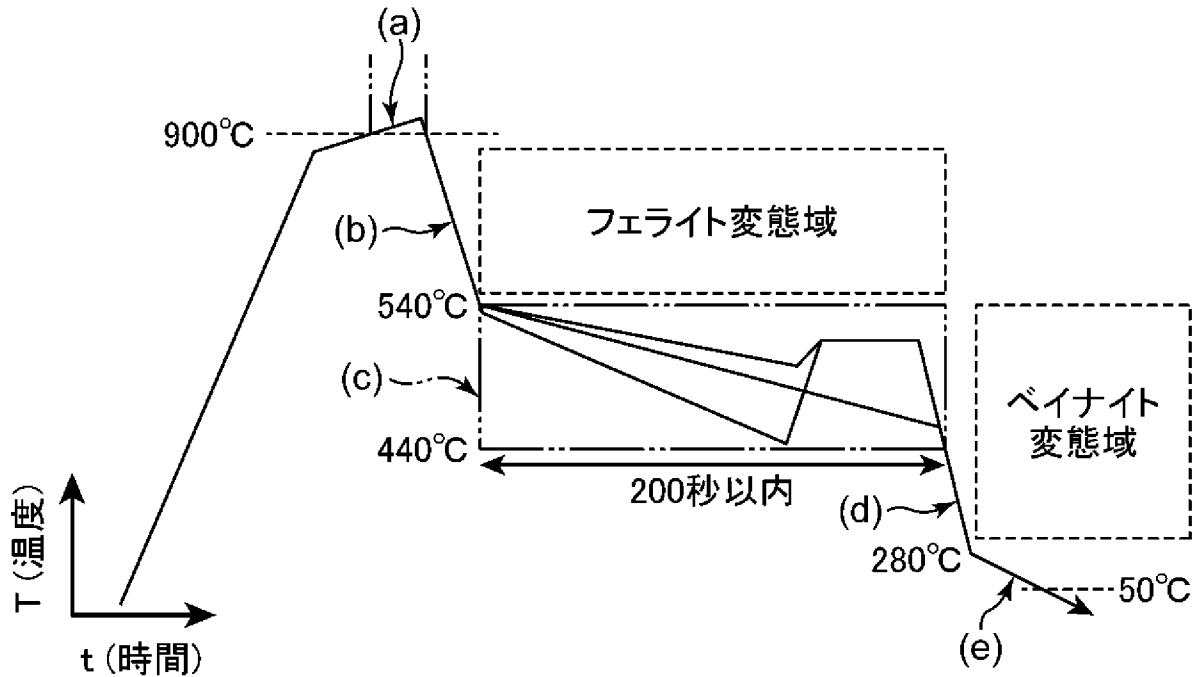
[請求項2]

更に、質量%で、Cu : 0%超、0.30%以下、Ni : 0%超、0.30%以下、Mo : 0%超、0.30%以下、V : 0%超、0.30%以下、Nb : 0%超、0.040%以下、およびCa : 0%超、0.0050%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に記載の高強度鋼板。

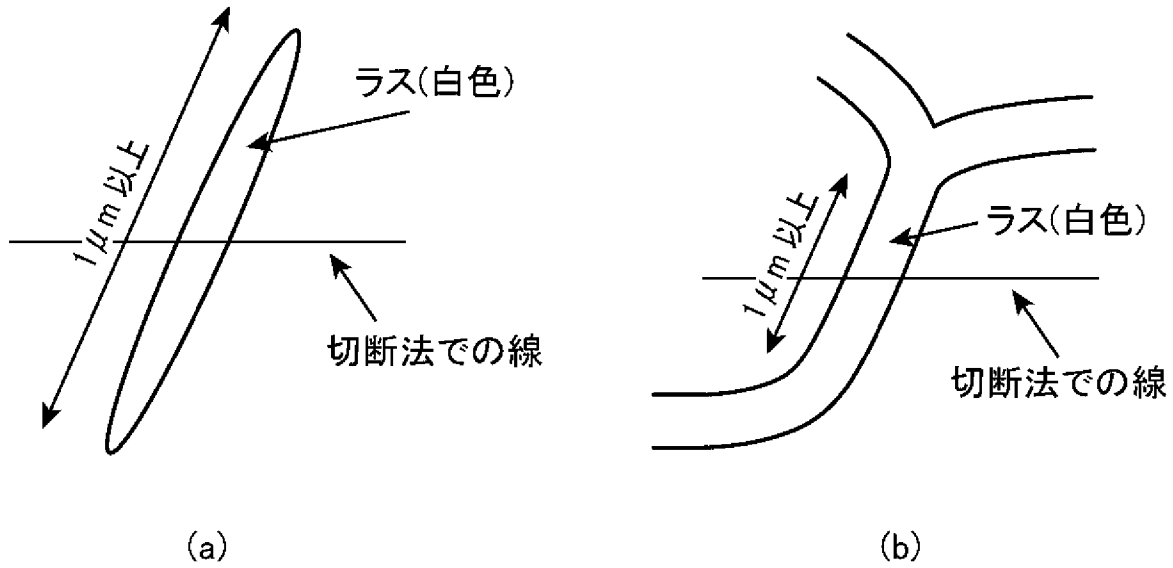
[請求項3]

請求項1または2に記載の高強度鋼板の表面に、溶融亜鉛めっき層または合金化溶融亜鉛めっき層を有している高強度亜鉛めっき鋼板。

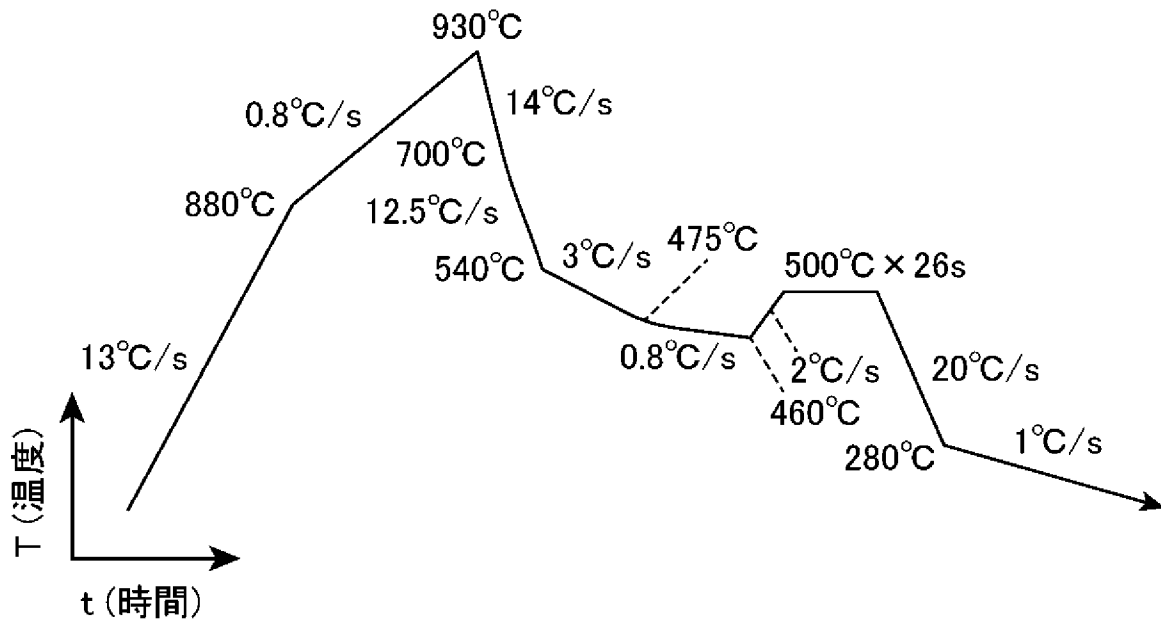
[図1]



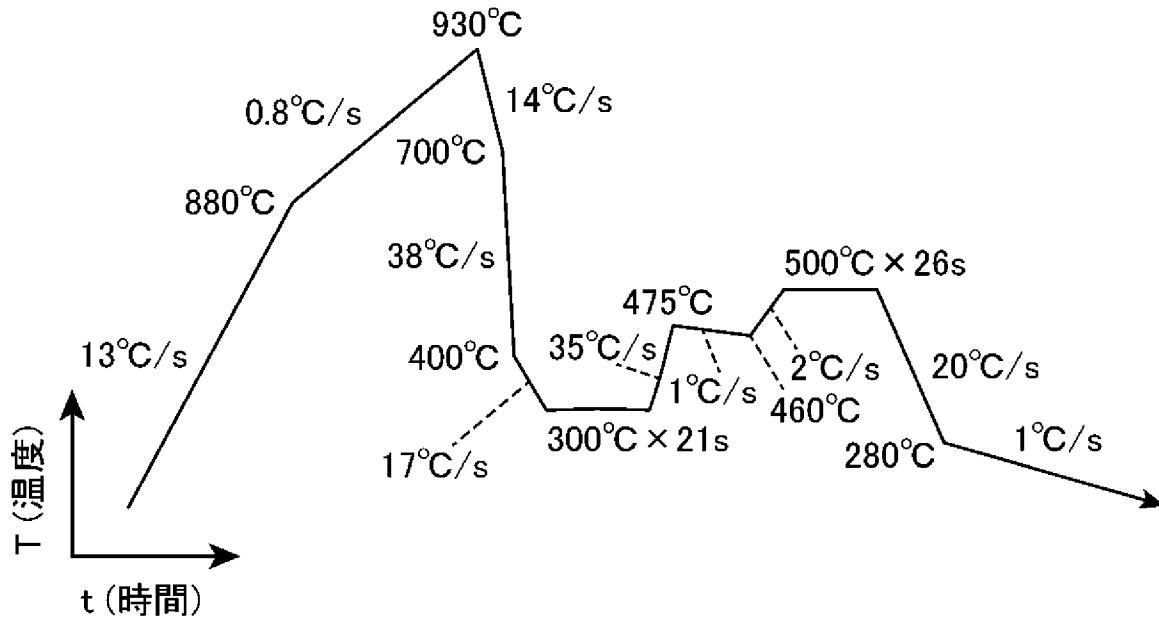
[図2]



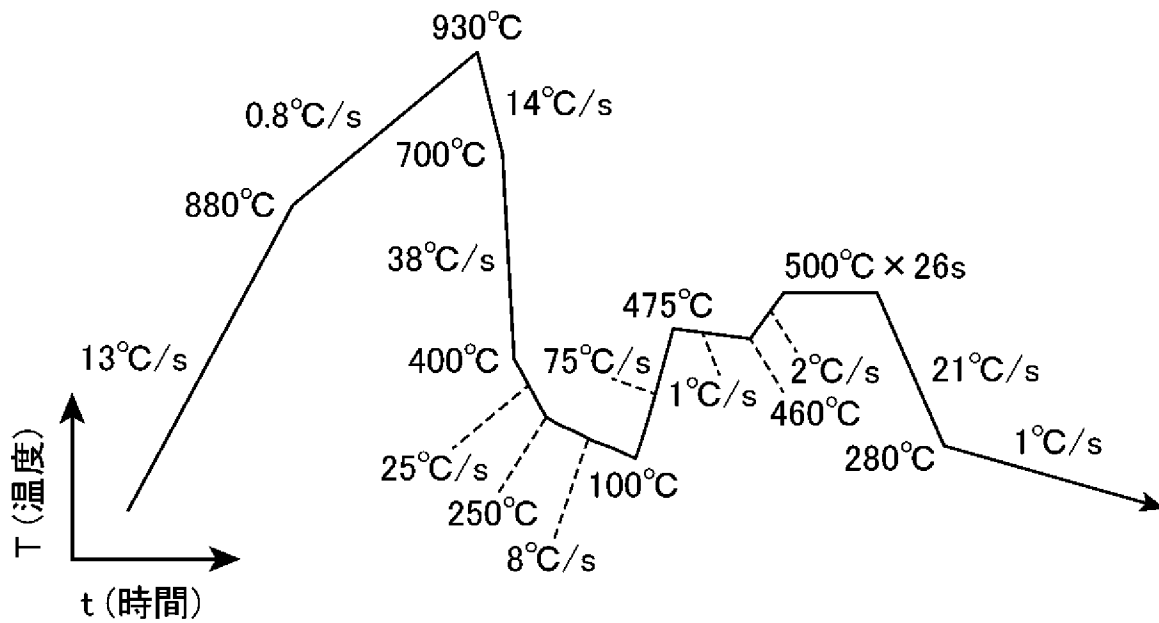
[図3]



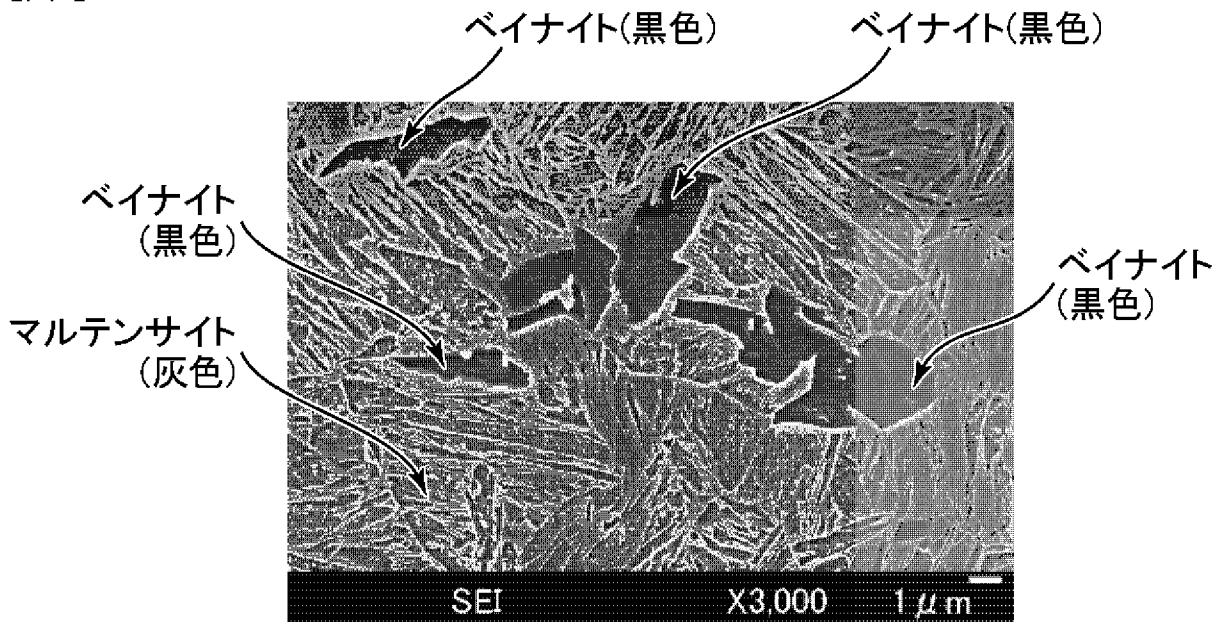
[図4]



[図5]



[図6]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2019/009685

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl. C22C38/00 (2006.01) i, C22C38/38 (2006.01) i, C22C38/58 (2006.01) i,
C21D9/46 (2006.01) n

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

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl. C22C38/00-38/60, 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	1971-2019
Registered utility model specifications of Japan	1996-2019
Published registered utility model applications of Japan	1994-2019

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 2013/133137 A1 (KOBE STEEL, LTD.) 12 September 2013 & US 2015/0013856 A1 & EP 2824196 A1 & CN 104160046 A & KR 10-2014-0119811 A	1-3
A	WO 2013/133164 A1 (KOBE STEEL, LTD.) 12 September 2013 & US 2015/0007911 A1 & EP 2824195 A1 & CN 104160045 A & KR 10-2014-0119809 A	1-3
A	JP 2013-185244 A (KOBE STEEL, LTD.) 19 September 2013 (Family: none)	1-3
A	JP 2015-175050 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 05 October 2015 (Family: none)	1-3

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
27 May 2019 (27.05.2019)

Date of mailing of the international search report
04 June 2019 (04.06.2019)

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

Authorized officer

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2019/009685

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2016/072479 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 12 May 2016 & US 2017/0314116 A1 & EP 3216886 A1 & KR 10-2017-0063785 A & CN 107148487 A	1-3
A	WO 2016/158159 A1 (KOBE STEEL, LTD.) 06 October 2016 & US 2018/0037964 A1 & EP 3279362 A1 & CN 107429370 A & KR 10-2017-0131606 A	1-3

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, C22C38/38(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)n

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (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	1971-2019年
日本国実用新案登録公報	1996-2019年
日本国登録実用新案公報	1994-2019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 2013/133137 A1 (株式会社神戸製鋼所) 2013.09.12, & US 2015/0013856 A1 & EP 2824196 A1 & CN 104160046 A & KR 10-2014-0119811 A	1-3
A	WO 2013/133164 A1 (株式会社神戸製鋼所) 2013.09.12, & US 2015/0007911 A1 & EP 2824195 A1 & CN 104160045 A & KR 10-2014-0119809 A	1-3
A	JP 2013-185244 A (株式会社神戸製鋼所) 2013.09.19, (ファミリー	1-3

☑ C欄の続きにも文献が列挙されている。

☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
 「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
 「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)
 「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
 「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
 「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
 「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
 「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

27.05.2019

国際調査報告の発送日

04.06.2019

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

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

4K

9833

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
	なし)	
A	JP 2015-175050 A (新日鐵住金株式会社) 2015. 10. 05, (ファミリー なし)	1 - 3
A	WO 2016/072479 A1 (新日鐵住金株式会社) 2016. 05. 12, & US 2017/0314116 A1 & EP 3216886 A1 & KR 10-2017-0063785 A & CN 107148487 A	1 - 3
A	WO 2016/158159 A1 (株式会社神戸製鋼所) 2016. 10. 06, & US 2018/0037964 A1 & EP 3279362 A1 & CN 107429370 A & KR 10-2017-0131606 A	1 - 3