

(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8月29日(29.08.2024)



(10) 国際公開番号

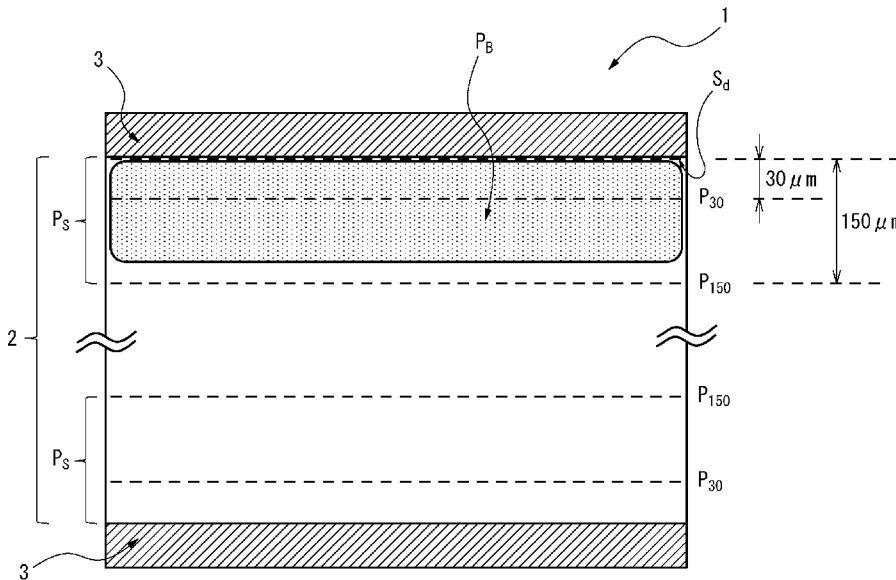
WO 2024/176527 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C21D 9/46 (2006.01)
C21D 7/04 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2023/040054
- (22) 国際出願日: 2023年11月7日(07.11.2023)
- (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 2023-026489 2023年2月22日(22.02.2023) JP
特願 2023-026491 2023年2月22日(22.02.2023) JP
特願 2023-026531 2023年2月22日(22.02.2023) JP
- (71) 出願人: 日本製鉄株式会社 (NIPPON STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 横山 卓史 (YOKOYAMA, Takafumi); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP).
宮川 拓 (MIYAKAWA, Taku); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP).
- (74) 代理人: 青木 篤, 外 (AOKI, Atsushi et al.); 〒1050001 東京都港区虎ノ門一丁目23番1号 虎ノ門ヒルズ森タワー 青和特許法律事務所 Tokyo (JP).

(54) Title: STEEL SHEET AND METHOD FOR PRODUCING SAME

(54) 発明の名称: 鋼板及びその製造方法

図1



(57) Abstract: The present invention provides a steel sheet having an improved bendability post-plastic working, and also provides a method for producing this steel sheet. The steel sheet according to the present invention has a tensile strength of at least 980 MPa; has a prescribed chemical composition and a prescribed steel structure; and has, in the surface layer region of the steel sheet, a deboronized layer in which the B emission intensities B30, B140, and B150 — according to measurement in the depth direction from the steel sheet surface by radio frequency glow discharge optical emission

(81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CV, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IQ, IR, IS, IT, JM, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, MG, MK, MN, MU, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, ZA, ZM, ZW.

(84) 指定国(表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, CV, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SC, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, 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))

spectroscopy at depth positions of 30 μm , 140 μm , and 150 μm from the steel sheet surface— satisfy $B_{30}/B_{150} < 0.90$ and $0.90 \leq B_{140}/B_{150} \leq 1.10$. In addition, the C emission intensities C30, C140, and C150 for the surface layer region of the steel sheet—according to measurement in the depth direction from the steel sheet surface by radio frequency glow discharge optical emission spectroscopy at depth positions of 30 μm , 140 μm , and 150 μm from the steel sheet surface— satisfy $C_{30}/C_{150} \leq 0.5$ and $0.90 \leq C_{140}/C_{150} \leq 1.10$.

(57) 要約: 本発明は、塑性加工後の曲げ性を向上した鋼板及びその製造方法を提供する。本発明の鋼板は、引張強さが980MPa以上であり、所定の化学組成及び鋼組織を有し、鋼板の表層部において、高周波グロー放電発光分析により鋼板表面から深さ方向に測定した際の、鋼板表面から30 μm 、140 μm 及び150 μm の各深さ位置におけるBの発光強度B30、B140及びB150が、 $B_{30}/B_{150} < 0.90$ 及び $0.90 \leq B_{140}/B_{150} \leq 1.10$ を満たす脱ボロン層を有し、さらに、鋼板の表層部が、高周波グロー放電発光分析により鋼板表面から深さ方向に測定した際の、鋼板表面から30 μm 、140 μm 及び150 μm の各深さ位置におけるCの発光強度C30、C140及びC150が、 $C_{30}/C_{150} \leq 0.5$ 及び $0.90 \leq C_{140}/C_{150} \leq 1.10$ を満たす。

明 細 書

発明の名称： 鋼板及びその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、鋼板及びその製造方法に関する。

背景技術

[0002] 近年、地球温暖化対策に伴う温室効果ガス排出量規制の観点から自動車の燃費向上が求められており、車体の軽量化と衝突安全性確保のために高強度鋼板の適用がますます拡大しつつある。特に最近では、引張強さが980MPa以上の超高強度鋼板のニーズが高まりつつある。

[0003] 自動車用部品に供する鋼板には、強度だけでなくプレス成形性や溶接性等、部品成形のために必要な各種施工性が要求される。具体的には、プレス成形性の観点から、鋼板には、優れた伸び（引張試験における全伸び：E_l）が要求される。

[0004] 一般に、鋼板の高強度化に伴って、プレス成形性は劣化する。鋼の高強度化とプレス成形性を両立する手段として、残留オーステナイトの変態誘起塑性を利用したTRIP鋼板（Transformation Induced Plasticity）が知られている。

[0005] 特許文献1～3には、組織構成率を所定の範囲に制御して、伸びと穴広げ率を改善した高強度TRIP鋼板が開示されている。また、特許文献4には、所定の化学組成を有し、平均結晶粒径が2μm以下のフェライトを体積分率で15%以下、平均結晶粒径が2μm以下の残留オーステナイトを体積分率で2～15%、平均結晶粒径が3μm以下のマルテンサイトを体積分率で10%以下、残部は平均結晶粒径が6μm以下のベイナイト及び焼戻しマルテンサイトであり、かつ、ベイナイト及び焼戻しマルテンサイト粒内に粒径0.04μm以上のセメンタイト粒子が平均で10個以上含有する高強度鋼板が記載され、当該高強度鋼板が1180MPa以上の引張強さを有するとともに、高い伸びと穴広げ性とそれに伴う優れた曲げ加工性を有すること

が記載されている。

[0006] 特許文献5には、塊状（低アスペクト比）の残留オーステナイトの面積率を制限することで伸びフランジ成形性を改善したTRIP鋼板が開示されている。

[0007] 特許文献6には、残留オーステナイトに含まれる固溶Si量及び固溶Mn量を所定の値以上となるよう制御することで、成形初期の加工硬化量が大きく、優れた形状凍結性と加工性を有する高強度TRIP鋼板が開示されている。

[0008] また、自動車用鋼板はプレス成形性に加えて優れた溶接施工性が求められる。特に、溶融亜鉛めっき鋼板同士の溶接、あるいは溶融亜鉛めっき鋼板と非めっき鋼板の溶接においては、液体金属脆化（Liquid Metal Embrittlement: LME）割れを抑制することが必要である。この現象は、溶接入熱により液相化した亜鉛が粒界に沿って鋼板内部に浸潤・脆化したところに、溶接により発生する引張応力が作用することで生じる割れである。

[0009] このようなLME割れは、鋼中に含まれるSiが多い鋼ほど発生しやすいことが特許文献7に開示されている。そこで同文献では、TRIP鋼において残留オーステナイトを得るために添加するSiの一部に代えて、同様の効果を有するAlを添加したTRIP鋼板が開示されている。また、Siの一部に代えてAlを添加したTRIP鋼板は特許文献8及び9にも開示されている。

[0010] また、特許文献10には、溶融亜鉛めっきラインにおける加熱焼鈍時の雰囲気制御することを特徴とする、耐LME割れ性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法が開示されている。

[0011] また、自動車用部材に供される高強度鋼板については、部品に成形された後、衝突変形によって破断しないことが求められる。特に自動車用部材に使用される鋼板に関しては、プレス成形前の曲げ性ではなく、プレス成形により塑性ひずみを導入された後の曲げ性に優れることが必要である。自動車用鋼板の曲げ性を改善した発明として以下に示す特許文献11、12、13、

14がある。

[0012] 特許文献11には、Bを鋼板表層部では主として析出状態とし、鋼板内部では主として固溶状態とし、曲げ性を改善した鋼板が開示されている。

[0013] 特許文献12には、マルテンサイト単相組織を有し、KAM値 (Kernel Average Misorientation値) が 1° 以上の値を持つ領域が50%以上占め、表面から板厚の $1/4$ 深さ位置までの表層領域での最大引張残留応力が80MPa以下である、切断端面及び鋼板母材の耐遅れ破壊性に優れた高強度鋼板が開示されている。

[0014] 高強度鋼板の曲げ加工性を改善する技術としては、例えば、特許文献13には、鋼板に脱炭処理を行って製造された、表層部分がフェライト主体からなる高強度冷延鋼板が記載されている。また、特許文献14には、鋼板を脱炭焼鈍して製造された、表層部に軟質層を有する超高強度冷延鋼板が記載されている。

先行技術文献

特許文献

[0015] 特許文献1：国際公開第2013/051238号

特許文献2：特開2006-104532号公報

特許文献3：特開2011-184757号公報

特許文献4：国際公開第2017/179372号

特許文献5：国際公開第2018/190416号

特許文献6：国際公開第2013/018741号

特許文献7：国際公開第2018/202916号

特許文献8：特開2011-17046号公報

特許文献9：国際公開第2013/144377号

特許文献10：国際公開第2018/234938号

特許文献11：国際公開第2017/002883号

特許文献12：特開2015-155572号公報

特許文献13：特開平10-130782号公報

特許文献14：特開平5－195149号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0016] しかし、塑性ひずみが導入された後の曲げ性の改善についてはこれまでに必ずしも十分な検討がなされていない。

[0017] そこで、本発明は、引張強さに優れ、かつ、伸び（EL）、耐液体金属脆化（LME）割れ性及び塑性加工後の曲げ性が向上した鋼板、並びにその製造方法を提供することを目的とする。

課題を解決するための手段

[0018] 本発明者らは、上記課題を解決するため鋭意検討を重ねた結果、残留オーステナイトを含む鋼板について、表層部に適切な脱ボロン層と脱炭層を形成すること、すなわち、脱炭された適切な脱ボロン層を形成することにより、伸び（EL）、液体金属脆化（LME）割れ性及び塑性加工後の曲げ性を向上できることを見出した。本発明は、このような知見に基づいて完成されたものである。本発明は、以下の各態様を含む。

[0019] （態様1）

鋼板であって、

上記鋼板の化学組成が、質量%で、

C : 0.15～0.35%、

Si : 0.01～1.20%、

Mn : 1.00～3.50%、

Al : 0.300～1.500%、

Ti : 0.001～0.100%、

B : 0.0005～0.0050%、

P : 0.050%以下、

S : 0.0100%以下、

N : 0.010%以下、

O : 0.0100%以下、

Cr : 0 ~ 1.00%、
Mo : 0 ~ 1.00%、
Cu : 0 ~ 1.00%、
Ni : 0 ~ 1.00%、
Co : 0 ~ 1.00%、
W : 0 ~ 1.00%、
Sn : 0 ~ 1.00%、
Sb : 0 ~ 0.50%、
Nb : 0 ~ 0.200%、
V : 0 ~ 1.00%、
As : 0 ~ 0.10%、
Zn : 0 ~ 1.00%、
Ca : 0 ~ 0.0100%、
Mg : 0 ~ 0.0100%、
Zr : 0 ~ 0.0100%、
Hf : 0 ~ 0.0100%、
Bi : 0 ~ 0.0100%、
REM : 0 ~ 0.015%、並びに

残部 : Fe 及び不純物であり、

上記鋼板の板厚の 1 / 8 深さ位置 ~ 3 / 8 深さ位置の範囲における鋼組織が、面積%で、

フェライト : 0 ~ 50%、
残留オーステナイト : 6 ~ 30%、
フレッシュマルテンサイトとセメンタイトの合計 : 0 ~ 10%、
パーライト : 5%以下、
焼戻しマルテンサイト : 5%以上、及び
残部 : ベイナイトであり、

上記鋼板の表層部は、高周波グロー放電発光分析により鋼板表面から深さ

方向に測定したBの発光強度が下記の式（１）及び式（２）を満たす脱ボロン層を有し、

さらに、上記鋼板の表層部は、上記高周波グロー放電発光分析により上記鋼板表面から深さ方向に測定したCの発光強度が下記の式（３）及び式（４）を満たし、

引張強さが980MPa以上であることを特徴とする、鋼板。

$$B30/B150 < 0.90 \quad \dots (1)$$

$$0.90 \leq B140/B150 \leq 1.10 \quad \dots (2)$$

$$C30/C150 \leq 0.50 \quad \dots (3)$$

$$0.90 \leq C140/C150 \leq 1.10 \quad \dots (4)$$

B30 : 上記鋼板表面から30μmの深さ位置におけるBの上記発光強度

B140 : 上記鋼板表面から140μmの深さ位置におけるBの上記発光強度

B150 : 上記鋼板表面から150μmの深さ位置におけるBの上記発光強度

C30 : 上記鋼板表面から30μmの深さ位置におけるCの上記発光強度

C140 : 上記鋼板表面から140μmの深さ位置におけるCの上記発光強度

C150 : 上記鋼板表面から150μmの深さ位置におけるCの上記発光強度

[0020] (態様2)

上記鋼板表面に溶融亜鉛めっき層又は合金化溶融亜鉛めっき層を有する、上記態様1に記載の鋼板。

[0021] (態様3)

鋼板の製造方法であって、

化学組成が、質量%で、

C : 0.15~0.35%、
Si : 0.01~1.20%、
Mn : 1.00~3.50%、
Al : 0.300~1.500%、
Ti : 0.001~0.100%、
B : 0.0005~0.0050%、
P : 0.050%以下、
S : 0.0100%以下、
N : 0.010%以下、
O : 0.0100%以下、
Cr : 0~1.00%、
Mo : 0~1.00%、
Cu : 0~1.00%、
Ni : 0~1.00%、
Co : 0~1.00%、
W : 0~1.00%、
Sn : 0~1.00%、
Sb : 0~0.50%、
Nb : 0~0.200%、
V : 0~1.00%、
As : 0~0.10%、
Zn : 0~1.00%、
Ca : 0~0.0100%、
Mg : 0~0.0100%、
Zr : 0~0.0100%、
Hf : 0~0.0100%、
Bi : 0~0.0100%、
REM : 0~0.015%、並びに

残部：F e 及び不純物であるスラブを 850～950℃の仕上げ圧延完了温度で熱間圧延して熱延鋼板を得た後、上記熱延鋼板を 450～680℃まで冷却して巻き取る熱間圧延工程（a）と、

上記熱間圧延工程（a）で得られた鋼板を酸洗する酸洗工程（b）と、

上記酸洗工程（b）で得られた鋼板を、30～75%の圧下率で冷間圧延して冷延鋼板を得る冷間圧延工程（c）と、

上記冷間圧延工程（c）で得られた鋼板に熱処理を施す熱処理工程（d）と、

上記酸洗工程（b）の前又は後に、砥粒を含む回転式研削ブラシを用いて、上記熱間圧延工程（a）で得られた鋼板又は上記酸洗工程（b）で得られた鋼板の表裏面を研削する研削工程（e）と、を備え、

上記熱間圧延工程（a）は、仕上げ圧延が3パス以上あり、上記仕上げ圧延の最終3パスのそれぞれのパスの圧下率が20%以上、パス間時間が1秒以内、最終3パス前の入側鋼板温度が1000℃以下、最終パス完了から冷却開始までの時間が3秒以内であり、

上記研削工程（e）は、研削ブラシの回転速度R（回転／分）、研削ブラシの直径D（m）及び鋼板の通板速度V（m／分）が、下記の式（5）を満たし、

上記熱処理工程（d）は、

上記冷間圧延工程（c）で得られた鋼板を、650℃から、 $A_{c1} + 50$ ℃以上、950℃以下の最高加熱温度まで、 $0.5 \sim 500$ ℃／秒の平均加熱速度で加熱する工程（d-1）と、

上記冷間圧延工程（c）で得られた鋼板を上記最高加熱温度で1秒～300秒保持する工程（d-2）と、

上記冷間圧延工程（c）で得られた鋼板をMs点-30℃以下の温度まで冷却する工程であって、700℃から500℃までを10℃／秒以上の平均冷却速度で冷却する工程（d-3）と、

上記冷間圧延工程（c）で得られた鋼板を300～450℃で100～6

00秒保持する工程（d-4）と、を更に備え、

上記工程（d-1）において、上記冷間圧延工程（c）で得られた鋼板の周囲の雰囲気は、水蒸気分圧 p_{H_2O} 及び水素分圧 p_{H_2} が下記の式（6）を満たすことを特徴とする、鋼板の製造方法。

[数1]

$$\frac{R \cdot D}{V} > 10 \quad \dots (5)$$

$$-1.0 \leq \log(p_{H_2O} / p_{H_2}) \leq -0.1 \quad \dots (6)$$

[0022]（態様4）

上記熱間圧延工程（a）は、上記熱延鋼板を巻き取った後、30分以内に、断熱材で内壁が覆われた断熱容器で保温する工程を備え、

上記断熱容器の内部の雰囲気温度の最高到達温度が500～650℃であり、上記雰囲気温度が上記最高到達温度に到達するまでの時間が1～8時間であることを特徴とする、上記態様3に記載の鋼板の製造方法。

発明の効果

[0023] 本発明により、引張強さに優れ、かつ、伸び（EL）、耐LME割れ性及び塑性加工後の曲げ性に優れた鋼板を得ることができる。

図面の簡単な説明

[0024] [図1]図1は、本発明の一実施形態に係る母材鋼板2を含むめっき鋼板1の、板厚方向に切断した断面を模式的に示す図である。

発明を実施するための形態

[0025] 以下、本発明の一実施形態である鋼板を母材鋼板として含むめっき鋼板について、図1を参照しながら詳細に説明する。なお、図1は、本発明の一実施形態に係る母材鋼板2を含むめっき鋼板1の、板厚方向に切断した断面を模式的に示す図である。

[0026] 本発明では、鋼板の板厚方向の特定位置についての特徴を規定している。以降の説明ではこれら特徴を、鋼板表面を基準とした鋼板の板厚方向の位置を用いて説明をすることがある。

[0027] なお、鋼板の「板厚方向」と「深さ方向」は同義であるため、本明細書においては、上記の鋼板表面を基準とした鋼板の板厚方向の位置を、「深さ位置」と称することがある。

これに関連し、本明細書において、「板厚の x/y 深さ位置（ここで、 x 及び y は、 $x < y$ を満たす自然数とする。）」とは、鋼板の板厚方向における表面、すなわち鋼板表面から、板厚方向に、板厚の x/y の距離（深さ）だけ鋼板の中心部に向かって移動した位置を意味する。例えば、鋼板の板厚が t mm であった場合、「板厚の $1/8$ 深さ位置」とは、鋼板表面から板厚方向に $1 t / 8$ mm の深さとなる位置を意味する。

[0028] ここで、鋼板の板厚方向の位置、すなわち鋼板の深さ位置の基準となる「鋼板表面」に関し、本明細書では、後述する高周波グロー放電発光分析（以下、「高周波 GDS 分析」と称することがある。）において、Fe の発光強度が内部の Fe 発光強度の 0.7 倍に達した深さ位置を $0 \mu\text{m}$ 位置と定義し、この $0 \mu\text{m}$ 位置を鋼板表面とする。内部の Fe 発光強度とは、母材鋼板の十分な深さ領域での Fe 発光強度である。この領域は、深さ方向の Fe の濃度変化がほとんどない領域であり、技術常識として「鋼」と判断される領域である。内部の Fe 発光強度は、例えばスパッタ時間 1000 秒における Fe の発光強度とすればよい。

[0029] なお、本発明が対象とする「鋼板」は、図 1 に示すめっき鋼板 1 のように、表面に何らかの被覆を有する鋼板の「母材鋼板」である場合がある。このような場合、鋼板の深さ位置の基準となる「鋼板表面」は、母材鋼板の鋼板表面となるが、上記と同様に、高周波 GDS 分析における Fe の発光強度が内部の Fe 発光強度の 0.7 倍に達した深さ位置、すなわち $0 \mu\text{m}$ 位置である。

例えば、図 1 に示すめっき鋼板 1 では、鋼板表面は、母材鋼板 2 とめっき層 3 との界面付近において破線で示す符号「S_d」の位置である。この位置は、上述のとおり、高周波 GDS 分析において、Fe の発光強度が内部の Fe 発光強度の 0.7 倍に達した深さ位置、すなわち $0 \mu\text{m}$ 位置である。

[0030] また、「鋼板表面から $30\mu\text{m}$ の深さ位置」などの表現も同様に、鋼板表面から、板厚方向に、 $30\mu\text{m}$ の距離だけ鋼板の中心部に向かって移動した位置を意味する。例えば、図1に示すめっき鋼板1では、鋼板表面 S_d から $30\mu\text{m}$ の深さ位置 P_{30} は、鋼板表面 S_d から、板厚方向に、 $30\mu\text{m}$ の距離だけ鋼板の中心部に向かって移動した位置である。

[0031] <めっき鋼板>

図1に示すように、めっき鋼板1は、本実施形態の母材鋼板2と、該母材鋼板2の両面に設けられためっき層3と、を有するめっき鋼板である。なお、めっき層3は、母材鋼板2の片面のみに設けられていてもよい。

[0032] また、めっき鋼板1は、図1に示すように、鋼板表面 S_d から $150\mu\text{m}$ の深さ位置 P_{150} までの、板厚方向における領域として区画される表層部 P_s を有している。

[0033] <母材鋼板>

そして、本実施形態においては、母材鋼板2は、以下のような特徴を有している。

まず、母材鋼板2の化学組成は、質量%で、

C : $0.15\sim0.35\%$ 、

Si : $0.01\sim1.20\%$ 、

Mn : $1.00\sim3.50\%$ 、

Al : $0.300\sim1.500\%$ 、

Ti : $0.001\sim0.100\%$ 、

B : $0.0005\sim0.0050\%$ 、

P : 0.050% 以下、

S : 0.0100% 以下、

N : 0.010% 以下、

O : 0.0100% 以下、

Cr : $0\sim1.00\%$ 、

Mo : $0\sim1.00\%$ 、

Cu : 0 ~ 1.00%、
Ni : 0 ~ 1.00%、
Co : 0 ~ 1.00%、
W : 0 ~ 1.00%、
Sn : 0 ~ 1.00%、
Sb : 0 ~ 0.50%、
Nb : 0 ~ 0.200%、
V : 0 ~ 1.00%、
As : 0 ~ 0.10%、
Zn : 0 ~ 1.00%、
Ca : 0 ~ 0.0100%、
Mg : 0 ~ 0.0100%、
Zr : 0 ~ 0.0100%、
Hf : 0 ~ 0.0100%、
Bi : 0 ~ 0.0100%、
REM : 0 ~ 0.015%、並びに
残部 : Fe 及び不純物である。

[0034] 母材鋼板2の板厚の1/8深さ位置～3/8深さ位置の範囲における鋼組織は、面積%で、フェライト : 0 ~ 50%、残留オーステナイト : 6 ~ 30%、フレッシュマルテンサイトとセメンタイトの合計 : 0 ~ 10%、パーライト : 5%以下、焼戻しマルテンサイト : 5%以上、及び残部 : ベイナイトである。

[0035] また、母材鋼板2の表層部 P_s は、高周波グロー放電発光分析により鋼板表面 S_d から深さ方向に測定したBの発光強度が下記の式(1)及び式(2)を満たす脱ボロン層 P_B を有している。

$$B30/B150 < 0.90 \quad \dots (1)$$

$$0.90 \leq B140/B150 \leq 1.10 \quad \dots (2)$$

B30 : 鋼板表面 S_d から30 μ mの深さ位置におけるBの発光強度

B 1 4 0 : 鋼板表面 S_d から $140\ \mu\text{m}$ の深さ位置における B の発光強度

B 1 5 0 : 鋼板表面 S_d から $150\ \mu\text{m}$ の深さ位置における B の発光強度

[0036] さらに、母材鋼板 2 の表層部 P_s は、高周波グロー放電発光分析により鋼板表面 S_d から深さ方向に測定した C の発光強度が下記の式 (3) 及び式 (4) を満たしている。

$$C\ 3\ 0 / C\ 1\ 5\ 0 \leq 0.50 \quad \dots (3)$$

$$0.90 \leq C\ 1\ 4\ 0 / C\ 1\ 5\ 0 \leq 1.10 \quad \dots (4)$$

C 3 0 : 鋼板表面 S_d から $30\ \mu\text{m}$ の深さ位置における C の発光強度

C 1 4 0 : 鋼板表面 S_d から $140\ \mu\text{m}$ の深さ位置における C の発光強度

C 1 5 0 : 鋼板表面 S_d から $150\ \mu\text{m}$ の深さ位置における C の発光強度

[0037] そして、母材鋼板 2 の引張強さは、 980MPa 以上である。

[0038] 以下、母材鋼板 2 におけるこれらの特徴について、詳細に説明する。

[0039] (化学組成)

まず、本発明の実施形態に係る母材鋼板（以下、単に「鋼板」と称することがある。）の化学組成を上述のように限定した理由について説明する。なお、本明細書において化学組成を規定する「%」は特に断りのない限り、すべて「質量%」である。また、本明細書において、数値範囲を示す「～」とは、特に断りが無い場合、その前後に記載される数値を下限値及び上限値として含む意味で使用される。

[0040] (C : $0.15 \sim 0.35\%$)

C (炭素) は、所望の鋼板強度及び残留オーステナイトの生成による EL 確保のために必須の元素であり、C 含有量は 0.15% 以上とする。C 含有量は 0.16% 以上、 0.17% 以上、又は 0.18% 以上であってもよい。また、耐 LME 割れ性と予ひずみ付与後の曲げ性確保の観点から、C 含有

量は0.35%以下とする。C含有量は0.30%以下、0.28%以下、又は0.25%以下であってもよい。

[0041] (Si : 0.01~1.20%)

Si (ケイ素) は、鉄炭化物の生成を抑制し、強度と残留オーステナイトの生成によるEL確保に寄与する元素である。しかし、Si含有量が過剰であると、耐LME割れ性を劣化させる。よって、Si含有量は0.01~1.20%とする。Si含有量は0.05%以上、0.10%以上、0.15%以上、又は0.20%以上であってもよい。また、Si含有量は、1.10%以下、1.00%以下、又は0.90%以下であってもよい。

[0042] (Mn : 1.00~3.50%)

Mn (マンガン) は、強力なオーステナイト安定化元素であり、鋼板の高強度化に有効な元素である。強度や溶接性、低温靱性の観点から、Mn含有量は1.00~3.50%とする。Mn含有量は1.10%以上、1.30%以上、又は1.50%以上であってもよい。また、Mn含有量は、3.30%以下、3.10%以下、又は3.00%以下であってもよい。

[0043] (Al : 0.300~1.500%)

Al (アルミニウム) は、鋼の脱酸のために含有される元素である。また、Alは、鉄炭化物の生成を抑制し、残留オーステナイトの生成によるELの改善に寄与する元素である。このような効果を十分に得る観点から、Al含有量は0.300%以上とする。Al含有量は、0.400%以上、又は0.500%以上であってもよい。一方、Alが過剰に含有していると、鋼の脆化を引き起こして予ひずみ付与後の曲げ性を劣化させるため、Al含有量は1.500%を上限とする。Al含有量は、好ましくは1.200%以下、1.000%以下、又は0.800%以下である。

[0044] (Ti : 0.001~0.100%)

Ti (チタン) は、鋼板の高強度化に有効な元素である。高強度化とコストの観点から、Ti含有量は0.001~0.100%とする。Ti含有量は、0.005%以上、0.010%以上、0.015%以上、又は0.0

20%以上であってもよい。また、Ti含有量は、0.080%以下、0.070%以下、又は0.050%以下であってもよい。

[0045] (B: 0.0005~0.0050%)

B(ホウ素)は、鋼板の焼入れ性を高め高強度化に有効な元素であり、本発明では必須の元素である。また、Bは、スポット溶接時にオーステナイト粒界に偏析し、オーステナイト粒界を強化することで耐LME割れ性を改善する。本発明では、鋼板の表層部に後述する脱ボロン層を形成することで、塑性加工後の曲げ性を向上させることができる。適切な脱ボロン層を形成する観点から、B含有量は、0.0005~0.0050%とする。B含有量は、0.0007%以上、0.0010%以上、又は0.0015%以上であってもよい。また、B含有量は、0.0040%以下、0.0035%以下、又は0.0030%以下であってもよい。

[0046] (P: 0.050%以下)

P(リン)は、鋼中に不純物として含有される元素である。固溶強化により鋼板の高強度化にも寄与するが、溶接性や靱性の観点から、P含有量は0.050%以下とする。P含有量は、好ましくは0.045%以下、0.035%以下、又は0.020%以下である。Pは必須の元素でなく、P含有量の下限は0%である。ただし、P含有量を極度に低減させるには、脱Pコストが高くなるため、経済性の観点から、P含有量の下限は、0.0001%、0.0005%、又は0.001%であってもよい。

[0047] (S: 0.0100%以下)

S(硫黄)は、鋼中に不純物として含有される元素であり、鋼板中でMnSを形成して靱性や穴広げ性を劣化させる元素である。したがって、靱性や穴広げ性の劣化を抑制する観点から、S含有量は0.0100%以下とする。S含有量は、好ましくは0.0050%以下、0.0040%以下、又は0.0030%以下である。Sは必須の元素でなく、S含有量の下限は0%である。ただし、S含有量を極度に低減させるには、脱硫コストが高くなるため、経済性の観点から、S含有量の下限は、0.00001%、0.00

0.05%、又は0.0001%であってもよい。

[0048] (N : 0.010%以下)

N (窒素) は、鋼中に不純物として含有される元素であり、その含有量が0.0100%を超えると、鋼中に粗大な窒化物を形成して曲げ性や穴広げ性を劣化させる元素である。したがって、N含有量は0.0100%以下とする。N含有量は、好ましくは0.008%以下、0.006%以下、又は0.005%以下である。Nは必須の元素でなく、N含有量の下限は0%である。ただし、N含有量を極度に低減させるには、脱Nコストが高くなるため、経済性の観点から、N含有量の下限は、0.0001%、0.0005%、又は0.001%であってもよい。

[0049] (O : 0.0100%以下)

O (酸素) は、鋼中に不純物として含有される元素であり、その含有量が0.0100%を超えると、鋼中に粗大な酸化物を形成して曲げ性や穴広げさせる元素である。したがって、O含有量は0.0100%以下とする。O含有量は、好ましくは0.0080%以下、0.0060%以下、又は0.0050%以下である。Oは必須の元素でなく、O含有量の下限は0%である。ただし、製造コストの観点から、O含有量の下限は、0.000001%、0.000005%、又は0.0001%であってもよい。

[0050] 本実施形態において、母材鋼板2の基本化学組成は上記のとおりである。さらに、当該母材鋼板2は、必要に応じて以下の任意選択元素を含有してもよい。

[0051] (Cr : 0~1.00%、Mo : 0~1.00%、Cu : 0~1.00%、Ni : 0~1.00%、Co : 0~1.00%、W : 0~1.00%、Sn : 0~1.00%、Sb : 0~0.50%、Nb : 0~0.200%、V : 0~1.00%、As : 0~0.10%、Zn : 0~1.00%)

Cr (クロム)、Mo (モリブデン)、Cu (銅)、Ni (ニッケル)、Co (コバルト)、W (タングステン)、Sn (錫)、Sb (アンチモン)、Nb (ニオブ)、V (バナジウム)、As (砒素)、及びZn (亜鉛) は

、いずれも鋼板の高強度化に有効な元素である。このため、必要に応じてこれらの元素のうち1種又は2種以上を添加してもよい。これらの元素を含有することによる効果とコストとの観点から、これらの元素の含有量はそれぞれ、Cr：0～1.00%、Mo：0～1.00%、Cu：0～1.00%、Ni：0～1.00%、Co：0～1.00%、W：0～1.00%、Sn：0～1.00%、Sb：0～0.50%、Nb：0～0.200%、V：0～1.00%、As：0～0.10%、及びZn：0～1.00%とする。これらの元素の含有量は、それぞれ0.005%以上、又は0.010%以上であってもよい。

[0052] (Ca：0～0.0100%、Mg：0～0.0100%、Zr：0～0.0100%、Hf：0～0.0100%、Bi：0～0.0100%、REM：0～0.015%)

Ca（カルシウム）、Mg（マグネシウム）、Zr（ジルコニウム）、Hf（ハフニウム）、及びREM（希土類元素）は、いずれも鋼中の介在物の微細分散化に寄与する元素である。Bi（ビスマス）は、鋼中におけるMn、Si等の置換型合金元素のミクロ偏析を軽減する元素である。これらの元素は、それぞれ鋼板の加工性向上に寄与することから、必要に応じてこれらの元素のうち1種又は2種以上を添加してもよい。加工性や延性の観点から、Ca、Mg、Zr、Hf及びBiの含有量の上限は、それぞれ0.0100%とする。また、同様の観点から、REM含有量の上限は0.015%とする。なお、REM含有量は0.010以下であってもよい。Ca、Mg、Zr、Hf、Bi及びREMの含有量は、それぞれ0.0005%以上、又は0.0010%以上であってもよい。

[0053] 本実施形態において、母材鋼板2の上記の各成分以外の残部は、Fe及び不純物からなる。ここで、上記の各成分以外の残部に含まれる不純物は、鋼板を工業的に製造する際に、鉱石やスクラップ等のような原料を始めとして、製造工程の種々の要因によって混入する成分である。かかる不純物は、母材鋼板2に対して意図的に添加した成分でないものを包含するものである。

また、この残部に含まれる不純物は、説明した上記の各成分以外の元素であって、当該不純物の元素の特有の作用効果が母材鋼板 2 の特性に影響しない範囲内で鋼板中に含まれる元素も包含するものである。

[0054] なお、鋼板が表面処理鋼板である場合、上記の化学組成は、表面の被覆を剥離した母材鋼板についての含有量である。また、鋼板がめっき層や表面処理層等の被覆を伴わない鋼板の場合、上記の化学組成は、その鋼板自体についての含有量である。

[0055] 鋼板の化学組成は、一般的な分析方法によって測定すればよい。例えば、鋼板の化学組成は、誘導結合プラズマ発光分光分析（ICP-AES：Inductively Coupled Plasma-Atomic Emission Spectrometry）を用いて測定すればよい。具体的には、鋼板の表裏を、それぞれの鋼板表面から 200 μm の深さ位置まで研削して試験片を採取し、島津製作所製 ICP S-8100 等の測定装置を用いて、予め作成した検量線に基づいた条件で測定することにより、鋼板の化学組成を特定することができる。ICP-AES で測定できない C 及び S は燃焼-赤外線吸収法を用い、N は不活性ガス融解-熱伝導度法を用い、O は不活性ガス融解-非分散型赤外線吸収法を用いて測定すればよい。

[0056] [鋼板内部の鋼組織]

次に、本実施形態に係る母材鋼板 2 の内部組織の限定理由について説明する。なお、本明細書において鋼組織を規定する「%」は特に断りのない限り、すべて「面積%」である。

[0057] (フェライト：0～50%)

フェライトは、延性に優れるが軟質な組織である。鋼板の伸びを向上させるために、要求される強度及び延性に応じて含有させてもよい。強度確保の観点から、フェライト含有量は 50% を上限とする。フェライト含有量は、45% 以下、40% 以下、35% 以下、又は 30% 以下であってもよい。フェライト含有量は、0% であってもよく、3% 以上、5% 以上、又は 10% 以上であってもよい。

[0058] (残留オーステナイト：6～30%)

残留オーステナイトは、加工誘起変態効果により鋼板の延性向上に寄与する組織である。よって、残留オーステナイト含有量の下限は6%とする。残留オーステナイト含有量は、好ましくは7%以上、8%以上、9%以上、又は10%以上である。一方、残留オーステナイトは、加工誘起変態により焼入れままマルテンサイトに変態するため、鋼板の曲げ性を劣化させる場合がある。また、残留オーステナイトは脆い組織であるため、塑性変形時に破壊の起点となり、鋼板の局部延性を劣化させる場合がある。したがって、残留オーステナイト含有量は、合計で30%を上限とする。残留オーステナイト含有量は、好ましくは25%以下、20%以下、又は18%以下である。

[0059] (フレッシュマルテンサイトとセメンタイトの合計：0～10%)

フレッシュマルテンサイトとセメンタイトは、脆い組織であるため、塑性変形時に破壊の起点となり、鋼板の局部延性を劣化させる場合がある。同様の理由で、フレッシュマルテンサイトとセメンタイトは、予ひずみ付与後の曲げ性を劣化させる場合がある。したがって、フレッシュマルテンサイトとセメンタイトの合計の含有量は、10%を上限とする。フレッシュマルテンサイトとセメンタイトの合計の含有量は、好ましくは8%以下、7%以下、又は6%以下である。ここで、セメンタイトは、円換算径が1 μm を超える粗大なものを対象とする。ベイナイトないしマルテンサイト中に析出している微小なセメンタイトは含まない。また、フレッシュマルテンサイトとセメンタイトの合計の含有量の下限は0%である。フレッシュマルテンサイトとセメンタイトの合計の含有量は、1%以上又は2%以上であってもよい。

[0060] (パーライト：5%以下)

パーライトは、硬質かつ粗大なセメンタイトを含み、塑性変形時に破壊の起点となるため、特にパーライト含有量が5%を超えると、鋼板の局部延性を劣化させる場合がある。同様の理由で、パーライトは、予ひずみ付与後の曲げ性を劣化させる場合がある。したがって、パーライト含有量は5%以下とする。パーライト含有量は、3%以下、又は2%以下としてもよい。また

、パーライト含有量の下限は0%である。パーライト含有量は、1%以上又は2%以上であってもよい。

[0061] (焼戻しマルテンサイト：5%以上)

焼戻しマルテンサイトは、高強度かつ強靱な組織であり、鋼板の引張強さ及び曲げ荷重を高める組織でもある。所望の引張強さ及び曲げ性を得るために、焼戻しマルテンサイト含有量は5%以上を下限とする。焼戻しマルテンサイト含有量は、好ましくは10%以上、15%以上、20%以上、25%以上、又は30%以上である。焼戻しマルテンサイト含有量の上限は、特に制限されないが、例えば94%である。焼戻しマルテンサイト含有量は、92%以下、90%以下、又は88%以下であってもよい。

[0062] (残部：ベイナイト)

上記組織以外の残部組織は0%であってもよいが、そのような残部組織が存在する場合、当該残部組織はベイナイトである。さらに、残部組織のベイナイトは、上部ベイナイト及び下部ベイナイトのいずれであってもよく、それらの混合組織であってもよい。

[0063] 鋼板の鋼組織の分率は、次のように、電界放出形走査電子顕微鏡 (F E S E M) を用いて撮影した二次電子像とX線回折法により評価する。

[0064] まず、鋼板の圧延方向に平行な板厚断面であって、鋼板の幅方向の中央位置における板厚断面を観察面として試料を採取する。試料の観察面を機械研磨し、鏡面に仕上げた後、ナイタール液を用いてエッチングを行う。

次いで、観察面における鋼板の板厚の1/4深さ位置を中心とした、1/8深さ位置～3/8深さ位置の範囲の一つないし複数の観察視野において、合計で $2.0 \times 10^{-9} \text{m}^2$ 以上の面積の領域について二次電子像を撮影する。

得られた二次電子像より、フェライト、残留オーステナイト、ベイナイト、焼戻しマルテンサイト、フレッシュマルテンサイト、セメンタイト及びパーライトの面積分率をそれぞれ測定する。粒内に下部組織を有し、かつ、セメンタイトが複数のバリエーションを持って析出している領域を焼戻しマルテンサイトと判断する。セメンタイトがラメラ状に析出している領域をパーライ

ト（又はパーライトとセメンタイトの合計）と判断する。各種組織を含む視野の中で相対的に輝度が小さく、かつ下部組織が認められない領域をフェライトと判断する。相対的に輝度が大きく、かつ下部組織がエッチングにより現出されていない領域をフレッシュマルテンサイト、残留オーステナイト及びセメンタイトと判断する。上記領域のいずれにも該当しない領域をベイナイトと判断する。

各組織の各々の面積率を、ポイントカウンティング法によって算出することで、各組織の面積率とする。フレッシュマルテンサイト及びセメンタイトの合計の面積率については、後述のX線回折法により求めた残留オーステナイトの面積率を引くことにより求めることができる。

[0065] 残留オーステナイトの存在比率は、X線回折法により測定する。

まず、鋼板の板厚表面から板厚方向に板厚の $1/4$ 深さ位置までを、機械研磨及び化学研磨により除去する。そして、研磨後の試料に対して特性X線として $\text{Mo K}\alpha 1$ 線を用いて得られた、bcc相の (200) 及び (211) と、fcc相の (200) 、 (220) 及び (311) との回折ピークの積分強度比から、残留オーステナイトの組織分率を算出し、これを、残留オーステナイトの存在比率とする。得られた存在比率を面積率とみなす。

[0066] 上記の評価方法で得られた各組織の合計の面積率が 100% 未満の場合、残部領域をベイナイトと判断する。また、上記の評価方法で得られた各組織の合計の面積率が 100% 超となった場合、各組織の面積率に $100 / (\text{各組織の合計の面積率})$ を乗じて得られる値を各組織の面積率とする。

[0067] [脱ボロン層]

本実施形態において、母材鋼板2は、上述のとおり表層部 P_s に脱ボロン層 P_B を有している。本明細書では、高周波グロー放電発光分析（高周波GDS分析）により鋼板表面から深さ方向に測定したBの発光強度が下記の式（1）及び式（2）を満たすものを、「脱ボロン層」と定義する。

[0068] $B30 / B150 < 0.90 \quad \dots (1)$

$0.90 \leq B140 / B150 \leq 1.10 \quad \dots (2)$

- [0069] ここで、B 3 0、B 1 4 0 及び B 1 5 0 は、それぞれ鋼板表面から板厚方向に高周波 G D S 分析による測定を行った際の、鋼板表面から 3 0 μ m の深さ位置における B の発光強度、鋼板表面から 1 4 0 μ m の深さ位置における B の発光強度及び鋼板表面から 1 5 0 μ m の深さ位置における B の発光強度である。
- [0070] 高周波 G D S 分析の測定は、任意の 5 つの位置で行う。B 3 0、B 1 4 0 及び B 1 5 0 は、それぞれ任意の 5 つの位置における、鋼板表面から 3 0 μ m、1 4 0 μ m 及び 1 5 0 μ m の深さ位置位置の B の発光強度の平均値を採用する。測定条件は以下のとおりである。
- [0071] B 3 0、B 1 4 0 及び B 1 5 0 は、それぞれ高周波グロー放電発光分析装置を用いて測定する。具体的には、測定対象となる鋼板の表面を A r 雰囲気にし、電圧をかけてグロープラズマを発生させた状態で、鋼板の表面をスパッタリングさせながら深さ方向に分析する方法を用いる。そして、グロープラズマ中で原子が励起されて発せられる元素特有の発光スペクトル波長から、鋼板に含まれる元素を同定し、同定した元素の発光強度を見積もる。
- [0072] 深さ方向のデータは、スパッタ時間から見積もることができる。具体的には、あらかじめ標準サンプルを用いてスパッタ時間とスパッタ深さとの関係を求めておくことで、スパッタ時間をスパッタ深さに変換できる。したがって、スパッタ時間から変換したスパッタ深さを、鋼板表面からの深さと定義できる。スパッタ時間は、少なくともスパッタ深さが 1 5 0 μ m を上回るように設定する。
- [0073] 高周波 G D S 分析では、市販の分析装置を用いることができる。本実施形態においては、堀場製作所社製の高周波グロー放電発光分析装置 G D - P r o f i l e r 2（登録商標）を用いる。検出ピッチは 0.1 秒とする。得られたデータはバックグラウンドを除去後、フィルタリング処理を行う。フィルタリングは移動平均法により行う。具体的には、中心点 + 前後 2 5 点の計 5 1 点の移動平均を求める。3 0 μ m 深さ、1 4 0 μ m 深さ及び 1 5 0 μ m 深さに相当する時間の値がそれぞれ B 3 0、B 1 4 0 及び B 1 5 0 である。

その他の測定条件については、以下のとおりである。

[0074] Ar ガス圧力：600 Pa

アノード径：4 mm ϕ

RF 出力：35 W

[0075] なお、本明細書では、上述のとおり、高周波 GDS 分析による Fe の発光強度が内部の Fe 発光強度の 0.7 倍に達した深さ位置を 0 μ m 位置と定義しているが、当該定義における内部の Fe 発光強度は、例えばスパッタ時間 1000 秒における Fe の発光強度とすればよい。

[0076] 上記式 (1) は、鋼板表面から 30 μ m の深さ位置のボロン濃度が 150 μ m の深さ位置のボロン濃度の 0.90 倍未満であることを意味する。この式 (1) を満たすようにすることで、鋼板が塑性加工を受けた際に、鋼板表面付近の金属組織の損傷が生じにくくなる。

[0077] 上記 (1) において、B30/B150 は、0.80 以下、0.80 未満、0.70 以下、0.70 未満、0.60 以下、0.60 未満、0.50 以下、又は 0.50 未満であってもよい。また、B30/B150 は、0 であってもよいが、0.10 以上、0.20 以上、又は 0.30 以上であってもよい。

[0078] 上記式 (2) は、鋼板表面から 140 μ m の深さ位置における B の発光強度と、鋼板表面から 150 μ m の深さ位置における B の発光強度とが、概ね等しいことを意味するものである。すなわち、本実施形態における脱ボロン層 P_B が形成され得る領域は、鋼板表面から 150 μ m の深さ位置までであることを意味する。この式 (2) を満たすようにすることで、鋼板表面から 150 μ m 以上の深さ位置が過剰に軟質化してしまうことを防ぎ、鋼板強度を確保することができる。

[0079] 以上のような脱ボロン層 P_B を形成することで、塑性加工後の曲げ性を向上させることができる。このような効果が得られる理由は明確ではないが、脱ボロン層 P_B により形成した表層軟質層は、脱炭層により形成した表層軟質層と比べて、塑性加工を受けた際の金属組織の損傷（例えば、マイクロボイド

の発生等)が軽微である可能性が考えられる。

[0080] なお、上述のとおり、B（ホウ素）は、スポット溶接時にオーステナイト粒界に偏析し、オーステナイト粒界を強化することで耐LME割れ性を改善する。このメカニズムによれば、脱ボロン層 P_B の形成は、オーステナイト粒界のBを減少させるので、耐LME割れ性を劣化させるように一見思われる。しかし、実際は、脱ボロン層 P_B を形成しても、耐LME割れ性は劣化しないことが確認された。これは、スポット溶接時の入熱により溶接点近傍で温度が上昇することによって、鋼板内部のBが鋼板の表層部 P_S まで拡散するため、鋼板の表層部 P_S におけるオーステナイト粒界の偏析B量が、脱ボロン層 P_B が形成されていたとしても十分に大きくなるためと考えられる。したがって、溶接前の鋼板の表層部 P_S に脱ボロン層 P_B が形成されていたとしても、Bによる耐LME割れ性の改善効果が得られたものと考えられる。

[0081] さらに、本実施形態の母材鋼板2は、表層部 P_S に脱炭層を有していること、すなわち、母材鋼板2の表層部 P_S が脱炭素（以下、単に「脱炭」と称することがある。）されていることで、耐LME割れ性をより一層改善することができる。具体的には、母材鋼板2の表層部 P_S は、高周波グロー放電発光分析（高周波GDS分析）により鋼板表面から深さ方向に測定したCの発光強度が、下記の式（3）及び式（4）を満たしている。

$$[0082] \quad C30 / C150 \leq 0.50 \quad \dots (3)$$

$$0.90 \leq C140 / C150 \leq 1.10 \quad \dots (4)$$

[0083] ここで、C30、C140及びC150は、それぞれ鋼板表面から板厚方向に高周波GDS分析による測定を行った際の、鋼板表面から30 μ mの深さ位置におけるCの発光強度、鋼板表面から140 μ mの深さ位置におけるCの発光強度及び鋼板表面から150 μ mの深さ位置におけるCの発光強度である。

[0084] 高周波GDS分析の測定は、任意の5つの位置で行う。C30、C140及びC150は、それぞれ任意の5つの位置における、鋼板表面から30 μ m、140 μ m及び150 μ mの深さ位置のCの発光強度の平均値を採用す

る。測定条件は、上述のB 3 0、B 1 4 0及びB 1 5 0の条件と同様である。

[0085] 上記式(3)は、脱炭が少なくとも鋼板表面から30 μ mの深さ位置まで進行していることを意味する。この式(3)を満たすように脱炭することで、耐LME割れ性をより向上させることができる。

[0086] 上記式(3)において、C30/C150は、0.45以下、0.40以下、又は0.35以下であってもよい。また、C30/C150は、0であってもよいが、0.10以上、0.15以上、又は0.20以上であってもよい。

[0087] 脱炭の程度は、後述する鋼板の製造方法の熱処理において、最高加熱温度に加熱するまでの雰囲気調整することにより制御することができる。

[0088] 上記式(4)は、鋼板表面から140 μ mの深さ位置におけるCの発光強度と、鋼板表面から150 μ mの深さ位置におけるCの発光強度とが、概ね等しいことを意味するものである。すなわち、脱炭深さが140 μ m以下であることを意味する。なお、鋼板表面から150 μ mの深さ位置のC濃度は、鋼板の板厚中心のC濃度と概ね等しくなる。式(4)を満たさない場合、すなわち過度に脱炭が進んだ場合、引張強度が過度に低下し、所望の引張強度を得られない場合がある。

[0089] [引張強さ：980MPa以上]

本実施形態において、母材鋼板2の引張強さは980MPa以上である。本実施形態の母材鋼板2は、引張強さがこのような高強度のものであっても、上述の脱炭された脱ボロン層P_Bを有することによって、耐LME割れ性及び塑性加工後の曲げ性に優れたものとなっている。母材鋼板2の引張強さは、1180MPa以上、1200MPa以上、1300MPa以上、1400MPa以上、又は1500MPa以上であってもよい。なお、母材鋼板2の引張強さの上限は、特に限定されるものではないが、靱性や成形加工性の点から、例えば4000MPa以下、3000MPa以下、又は2000MPa以下であってもよい。

[0090] なお、鋼板の引張強さ（TS）は、次のようにして測定することができる。まず、測定対象となる鋼板の幅中央部から、圧延方向に対して直角となる方向を長手方向とする J I S Z 2241 : 2011 の 5 号試験片を採取する。次いで、この試験片を用いて J I S Z 2241 : 2011 に準拠した引張試験を行うことにより、引張強さ TS（MPa）を測定することができる。

[0091] また、測定対象となる鋼板から試験片の採取が難しい場合は、鋼板のビッカース硬さを測定し、そのビッカース硬さの測定値を用いて、下記の相関式（「静強度パラメータ間の相関関係」、長谷川典彦、新井淳一、田中道七、「材料」第 39 巻 第 442 号、P 859－863）から引張強さの値を導出することができる。

$$H_v = 0.301 \times TS + 5.701$$

但し、上記式中において、 H_v はビッカース硬度を表し、TS は引張強さ（MPa）を表す。

[0092] 鋼板のビッカース硬さは、J I S Z 2244 : 2009 に従って測定することができる。具体的には、鋼板のビッカース硬さは、鋼板の板厚の 1 / 4 深さ位置において、荷重 1 K g f （約 9.80 N）にて測定を 10 回実施し、その 10 個の測定値の平均値として得ることができる。このとき、測定位置の間隔は、圧痕の 3 倍以上の距離を確保する。

[0093] [めっき層]

上述のとおり、本実施形態においては、母材鋼板 2 の両面にめっき層 3 を有している。めっき層 3 は、公知の任意の組成を有する溶融亜鉛めっき層、又は合金化溶融亜鉛めっき層であってもよい。めっき層 3 は、Zn 以外にも Al 等の添加元素を含んでいてもよい。また、めっき層 3 の付着量は、特に制限されず一般的な付着量でよい。

なお、めっき層 3 は、母材鋼板 2 の片面のみに設けられていてもよいし、母材鋼板 2 のいずれの表面にも設けられていなくてもよい。本発明の鋼板において、鋼板の表面にめっき層を有することは必須ではない。

[0094] (鋼板の厚さ)

本発明の鋼板の厚さは、特に限定されず、例えば、自動車部品用として用いられる鋼板と同様の厚さとすることができる。そのような鋼板の厚さとしては、例えば、0.5～3.0 mmの厚さが挙げられる。鋼板の厚さは、0.7 mm以上、0.8 mm以上、又は1.0 mm以上であってもよい。また、鋼板の厚さは、2.8 mm以下、2.5 mm以下、又は2.0 mm以下であってもよい。

[0095] <鋼板の製造方法>

次に、本発明の一実施形態に係る鋼板の製造方法について説明する。以下の説明は、本発明の一実施形態に係る鋼板を製造するための特徴的な方法の例示を意図するものであって、当該鋼板を以下の製造方法によって製造されるものに限定することを意図するものではない。

[0096] 鋼板の製造方法は、特定の化学組成を有するスラブを熱間圧延して熱延鋼板を得る熱間圧延工程（a）（以下、単に「工程（a）」と称することがある。）と、熱延鋼板を回転式研削ブラシにより研削する研削工程（e）（以下、単に「工程（e）」と称することがある。）と、研削後に酸洗を行う酸洗工程（b）（以下、単に「工程（b）」と称することがある。）と、酸洗後の熱延鋼板を冷間圧延し冷延鋼板を得る冷間圧延工程（c）（以下、単に「工程（c）」と称することがある。）と、冷延鋼板に熱処理を施す熱処理工程（d）（以下、単に「工程（d）」と称することがある。）と、を含む。

[0097] 以下、これらの工程の好ましい条件等について詳細に説明する。

[0098] [熱間圧延工程（a）]

まず、下記の特定の化学組成を有するスラブを所定の条件で熱間圧延して熱延鋼板を得た後、この熱延鋼板を所定温度まで冷却して巻き取る、熱間圧延工程（a）を実施する。熱間圧延工程では、下記の特定の化学組成を有するスラブが熱間圧延前に加熱される。

ここで、スラブの化学組成に関して、最終的に得られる鋼板の化学組成を

上述の分析方法に従って分析すると、スラブの化学組成と実質的に差異がないことが確認できる。

したがって、スラブの化学組成は、基本的に上述した鋼板の化学組成と同じである。すなわち、スラブの化学組成は、質量%で、

C : 0.15~0.35%、
Si : 0.01~1.20%、
Mn : 1.00~3.50%、
Al : 0.300~1.500%、
Ti : 0.001~0.100%、
B : 0.0005~0.0050%、
P : 0.050%以下、
S : 0.0100%以下、
N : 0.010%以下、
O : 0.0100%以下、
Cr : 0~1.00%、
Mo : 0~1.00%、
Cu : 0~1.00%、
Ni : 0~1.00%、
Co : 0~1.00%、
W : 0~1.00%、
Sn : 0~1.00%、
Sb : 0~0.50%、
Nb : 0~0.200%、
V : 0~1.00%、
As : 0~0.10%、
Zn : 0~1.00%、
Ca : 0~0.0100%、
Mg : 0~0.0100%、

Zr : 0 ~ 0.0100%、
Hf : 0 ~ 0.0100%、
Bi : 0 ~ 0.0100%、
REM : 0 ~ 0.015%、並びに
残部 : Fe 及び不純物である。

なお、スラブの化学組成における各成分の好ましい含有量等も、基本的に上述した鋼板の化学組成と同じである。

[0099] 熱間圧延工程において、スラブの加熱温度は、特に限定されないが、ホウ化物や炭化物などを十分に溶解するため、一般的には1150℃以上とすることが好ましい。なお、使用する鋼スラブは、製造性の観点から連続鋳造法にて鋳造することが好ましいが、造塊法又は薄スラブ鋳造法で製造してもよい。

[0100] (粗圧延)

本製造方法では、加熱されたスラブに対し、板厚調整等のために、仕上げ圧延の前に粗圧延を施してもよい。このような粗圧延の条件は特に限定されないが、熱間圧延中の再結晶の観点から、粗圧延は、1050℃以上での総圧下率が60%以上となるように実施することが好ましい。総圧下率は、例えば、90%以下であってもよい。

[0101] (仕上げ圧延)

続いて、上述のスラブを仕上げ圧延で熱間圧延して、熱延鋼板を得る。仕上げ圧延における仕上げ圧延入側温度は、特に限定されないが、熱延鋼板の組織を適切なものとするために、900~1050℃とすることが好ましい。また、仕上げ圧延における総圧下率は、70~95%とするのが好ましい。

[0102] 本製造方法においては、上述した脱ボロン層を形成するために、仕上げ圧延を3パス以上行い、さらに、仕上げ圧延における最終3パスのそれぞれの圧下率を20%以上とし、パス間時間を1秒以内とし、最終3パス前の入側鋼板温度を1000℃以下とし、仕上げ圧延完了温度を850~950℃と

する。さらに、最終パス完了後から冷却開始までの時間を3秒以内とする。このような条件で仕上げ圧延を行うと、オーステナイトへのひずみ蓄積によりフェライト変態を促進し、熱延鋼板の表面を軟化させることで、次工程の研削による表面へのひずみ導入を促すことができ、その結果、最終製品である鋼板に上述の脱ボロン層を形成することができる。仕上げ圧延のパス数は、最終3パスが上述の条件を満たす限り、特に限定されない。

[0103] なお、本明細書において、「最終3パス」とは、仕上げ圧延における3パス以上あるパスのうち、最終パスから数えて3パス目のパスと、2パス目のパスと、3パス目のパスとの3つのパスを意味する。

[0104] (巻取温度：450～680℃)

上述の仕上げ圧延後の熱延鋼板は、所定の巻取温度まで冷却して巻き取る。このとき、巻取温度は、熱延板の強度と加工性の観点から450～680℃とする。巻取温度は500℃以上としてもよい。また、巻取温度は620℃以下としてもよい。

[0105] 巻取完了後、後述する熱処理工程での脱ボロン層の形成促進を目的として、巻取後の熱延鋼板を断熱容器で保温する工程を実施してもよい。保温する工程の一例として、巻取完了後30分以内に、熱延鋼板を断熱材で内壁が覆われた断熱容器に収納して保温してもよい。このとき、保温条件は、容器内の雰囲気最高到達温度を500～650℃とし、雰囲気温度が上記の最高到達温度に到達する時間を1～8時間とすることができる。このような条件で保温を行うと、熱延鋼板の表層部が更に軟化し、続く研削工程でのひずみ導入が促され、後述する熱処理工程での脱ボロン層の形成が更に促進されることで、最終的に得られる鋼板の塑性加工後の曲げ性を更に向上させることができる。

[0106] [研削工程(e)]

続いて、巻取後の鋼板の表裏面を、回転式研削ブラシを用いて研削する、研削工程(e)を実施する。研削工程に使用できるブラシとしては、例えば、ホタニ社製D-100-33などが挙げられる。研削条件は、研削ブラシ

の回転速度 R (回転/分)、研削ブラシの直径 D (m)、及び鋼板の通板速度 V (m/分) が、以下の式 (5) を満たすようにする。このような式 (5) を満たす条件で研削を行うと、鋼板の表層部にひずみが導入されることによって、後述の熱処理工程でボロンの拡散が促されて、後述する熱処理工程で形成される脱ボロン層が拡大する。

[0107] [数2]

$$\frac{R \cdot D}{V} > 10 \quad \dots (5)$$

[0108] なお、式 (5) において、 $(R \cdot D) / V$ は、11 以上、13 以上、又は 15 以上であってもよい。また、 $(R \cdot D) / V$ の上限は特に制限されないが、 $(R \cdot D) / V$ は、60 以下、55 以下、又は 50 以下であってもよい。

[0109] このような工程 (e) は、熱間圧延の完了から冷間圧延前の間の時期に実施する必要があり、後述する酸洗工程の前又は酸洗工程の後のいずれかの時期に実施すればよい。

[0110] [酸洗工程 (b)]

続いて、熱間圧延工程 (a) 又は研削工程 (e) 後の鋼板を酸洗する、酸洗工程 (b) を実施する。酸洗工程における酸洗方法は、常法に従えばよい。また、酸洗工程では、熱延コイルの形状矯正及び酸洗性向上のために、スキンプラス圧延を行ってもよい。

[0111] [冷間圧延工程 (c)]

続いて、酸洗工程 (b) 又は研削工程 (e) 後の鋼板に冷間圧延を施す、冷間圧延工程 (c) を実施する。冷間圧延工程において、冷間圧延の圧下率は、ひずみの蓄積と、圧延荷重による冷延ミルへの負荷とを考慮し、30～75%とする。例えば、圧下率は40%以上としてもよい。また、圧下率は、70%以下又は60%以下としてもよい。

[0112] [熱処理工程 (d)]

続いて、冷間圧延工程 (c) で得られた鋼板に熱処理を施す、熱処理工程

(d)を実施する。

熱処理工程は、工程(c)で得られた鋼板を、650℃から、 $A_{c1} + 50^\circ\text{C}$ 以上950℃以下の最高加熱温度まで、平均加熱速度0.5～500℃/秒で加熱する工程(d-1)と、鋼板を上記最高加熱温度で1～300秒保持する工程(d-2)と、鋼板をMs点(マルテンサイト変態点) - 30℃以下の温度まで冷却する工程であって、700℃から500℃までを10℃/秒以上の平均冷却速度で冷却する工程(d-3)と、鋼板を300～450℃で100～600秒保持する工程(d-4)と、を順次実施する。

[0113] 脱ボロンは、上述のように熱間圧延条件の制御により鋼板の表層部を軟質化した上で、研削工程で鋼板の表層部に多量の歪を導入し、さらに、この熱処理工程の上記工程(d-1)～工程(d-4)、すなわち昇温・均熱工程において、雰囲気中の H_2O と鋼板の表面のBとが反応して酸化物となることで、十分に進行させることができる。

[0114] 上述の工程(d-1)において、最高加熱温度までの平均加熱速度は、フェライトの再結晶を進行させて、オーステナイトの粗大化を抑制する観点から、0.5～500℃/秒とする。平均加熱速度は、1.0℃/秒以上又は2.0℃/秒以上であってもよい。また、平均加熱速度は、400℃/秒以下又は300℃/秒以下であってもよい。ここで、「平均加熱速度」とは、650℃と最高加熱温度との差を、650℃から最高加熱温度に到達するまでの所要時間で割ることにより得られる値をいう。

[0115] 上述の工程(d-1)において、最高加熱温度は、オーステナイト化を進行させて、オーステナイト径の粗大化を抑制する観点から、 $A_{c1} + 50^\circ\text{C}$ 以上、950℃以下とする。また、上述の工程(d-2)において、最高加熱温度での保持時間は、オーステナイト化の進行と生産性の観点から、1～300秒とする。最高加熱温度での保持中は、鋼板を必ずしも一定温度に保持する必要はなく、上記の最高温度の範囲内で変動してもよい。ここで「保持」とは、定められた上下限を超えない範囲内で、温度を所定の温度 $\pm 20^\circ\text{C}$ 、好ましくは $\pm 10^\circ\text{C}$ の範囲内に維持することを意味するものとする。

- [0116] 最高加熱温度での保持後は、上述の工程（d-3）において、鋼板をMs点-30℃以下の温度まで冷却するが、その際に、700℃から500℃までを10℃/秒以上の平均冷却温度で冷却する。700℃から500℃までの平均冷却速度は、20℃/秒以上、30℃/秒以上、又は50℃/秒以上であってもよい。
- [0117] 所望の組織を得るため、Ms点-30℃以下の温度までの冷却後は、上述の工程（d-4）において、300～450℃で100～600秒保持する。この工程（d-4）における「保持」は、上述したのと同様、一定温度に保持する必要はなく、所定の温度±20℃、好ましくは±10℃の範囲内に維持することを意味するものとする。
- [0118] 上述の工程（d-4）において、650℃から最高加熱温度まで加熱する際の、鋼板の周囲の雰囲気は、水蒸気分圧 p_{H_2O} と水素分圧 p_{H_2} が、下記の式（6）を満たすように制御する。この式（6）における $\log(p_{H_2O}/p_{H_2})$ が-1.0未満であると、脱炭反応が十分に進行せず、所望とする耐LME割れ性が得られない。また、式（6）における $\log(p_{H_2O}/p_{H_2})$ が-0.1を超えると、曲げ性の改善の効果が飽和し、鋼板の強度が低下するおそれがある。
- [0119] $-1.0 \leq \log(p_{H_2O}/p_{H_2}) \leq -0.1 \quad \dots (6)$
 p_{H_2O} ：水蒸気分圧
 p_{H_2} ：水素分圧
- [0120] なお、式（6）における $\log(p_{H_2O}/p_{H_2})$ は、-0.9以上又は-0.8以上であってもよい。また、式（6）における $\log(p_{H_2O}/p_{H_2})$ は、-0.2以下又は-0.3以下であってもよい。
- [0121] 上述のとおり、本発明の鋼板の表面には、めっき層を形成してもよい。めっき層は、例えば、溶融亜鉛めっき層とすることができる。また、必要に応じて、溶融亜鉛めっき層の形成後に合金化処理を施し、合金化溶融亜鉛めっき層としてもよい。めっき層の形成及び合金化処理の形成は常法に従って行えばよく、特に限定されない。めっき処理は、最高加熱温度からMs点-3

0℃以下の温度までの冷却の途中に行ってもよい。その場合は、めっき処理温度で一度冷却を終了し、めっき処理終了後にMs点−30℃以下の温度まで、10℃/秒以上の平均冷却速度で冷却すればよい。また、めっき処理は、上述の300〜450℃での保持の後に行ってもよいし、熱処理工程が完了して室温まで冷却された後、鋼板をめっき浴温度まで再加熱して行ってもよい。

[0122] 以上の製造方法によって、引張強さに優れ、かつ、伸び（EL）、耐LE割れ性及び塑性加工後の曲げ性に優れた本発明の鋼板を得ることができる。曲げ性は、評価対象となる鋼板から採取した試験片に2%の予ひずみを与えた後、ドイツ自動車工業会（VDA）規格の238−100に定められた方法により曲げ試験を行い、最大曲げ角度を測定することで評価する。

実施例

[0123] 次に、本発明の実施例について説明する。この実施例における条件は、本発明の実施可能性及び効果を確認するために採用した一条件例である。本発明は、この一条件例に限定されるものではない。本発明は、本発明の要旨を逸脱せず、本発明の目的を達成する限りにおいて、種々の条件を採用し得る。

[0124] 各種化学組成を有する鋼を鋳造し、スラブを作製した。これらのスラブを用いて熱間圧延を行い、熱延鋼板を製造した。さらに、この熱延鋼板に研削処理、冷間圧延及び熱処理を順次行い、冷延鋼板を製造した。

[0125] 得られた冷延鋼板の一部については、めっき処理を実施した。得られた鋼板から採取した試料について化学組成を分析したところ、スラブの化学組成と変化がなかったことを確認した。これら鋼板の化学組成を表1に示す。表1に示す成分以外の残部はFe及び不純物である。なお、めっき鋼板については、上述の条件で表面のめっき層を剥離した母材鋼板の化学組成である。表1中の化学組成に付された下線は、本発明の範囲外であることを示す。

[0126]

[0127] [表2]

表 2

No.	鋼種	熱間圧延工程：工程（a）											
		加熱 温度 ℃	仕上げ圧延								巻取 温度 ℃	断熱 保温 ℃	500~ 650℃ 時間 h
			R1入側 温度 ℃	R1 %	t1 秒	R2 %	t2 秒	R3 %	t3 秒	R3出側 温度 ℃			
1	A	1232	940	25	0.6	24	0.5	22	1.6	918	572	有	2.5
2	A	1225	962	30	0.8	27	0.8	25	1.0	920	586	有	3.0
3	A	1279	937	26	0.9	23	0.3	21	2.2	898	603	有	3.3
4	A	1204	972	26	0.9	22	0.7	25	1.9	921	596	無	~
5	A	1251	934	24	0.7	27	0.9	21	2.3	892	423	無	~
6	A	1265	964	24	0.3	15	0.8	14	1.4	926	549	有	4.0
7	A	1250	975	22	1.5	23	1.5	21	2.2	906	561	有	2.2
8	A	1223	991	27	0.5	21	0.9	24	1.4	968	583	有	3.1
9	A	1251	1013	24	0.7	20	0.9	21	2.3	945	526	有	3.0
10	A	1257	957	28	0.9	21	0.8	20	2.3	914	492	有	3.5
11	A	1268	968	29	0.5	22	0.4	25	2.2	936	588	有	2.9
12	A	1252	970	21	0.9	27	0.7	25	1.4	910	569	有	3.7
13	A	1230	965	24	0.9	22	0.9	25	1.0	915	511	有	2.0
14	A	1276	971	29	0.4	26	0.4	25	1.0	920	557	有	2.6
15	A	1230	935	29	0.9	24	0.6	21	1.2	885	601	有	4.3
16	A	1246	954	23	0.8	26	0.6	23	1.8	903	610	有	2.2
17	A	1202	965	20	0.5	26	0.7	24	1.7	905	523	有	3.6
18	B	1202	973	30	0.5	22	0.9	25	1.0	934	545	有	3.4
19	B	1222	952	30	0.6	22	0.7	25	1.5	920	591	有	4.4
20	B	1200	959	21	0.5	22	0.6	20	1.3	926	488	有	5.6
21	B	1209	963	20	0.7	22	0.6	21	2.0	932	556	有	6.3
22	C	1220	971	22	0.8	21	0.8	24	2.1	928	594	有	5.1
23	C	1232	935	29	0.7	26	0.6	24	1.4	878	564	有	5.8
24	C	1225	932	25	0.5	22	0.7	23	1.1	896	516	有	5.8
25	D	1247	955	26	0.6	23	0.5	21	1.5	913	509	有	1.6
26	E	1278	967	22	0.7	20	0.5	21	2.4	937	510	有	6.0
27	F	1232	940	23	0.3	20	0.3	25	2.5	904	554	有	10.0
28	G	1276	935	29	0.5	24	0.5	21	1.5	877	550	有	3.2
29	H	1244	965	23	0.5	27	0.9	22	1.3	925	585	有	4.0
30	I	1205	971	23	0.5	24	0.5	25	2.5	935	500	有	8.3
31	J	1206	950	30	0.8	22	0.9	25	1.1	891	582	有	2.0
32	K	1236	942	30	0.6	26	0.8	24	2.4	896	598	有	4.8
33	L	1207	963	25	0.6	24	0.4	25	2.1	930	555	有	3.6
34	M	1226	933	26	0.4	23	0.5	25	1.0	878	524	有	3.3
35	N	1272	937	20	0.6	25	0.9	25	2.3	879	602	有	2.7
36	O	1264	968	23	0.3	27	0.6	21	1.0	919	577	有	5.0
37	P	1239	933	22	0.8	23	0.7	22	2.0	889	536	有	4.3
38	Q	1239	955	26	0.9	23	0.3	23	1.1	907	589	有	3.7
39	R	1259	952	27	0.3	21	0.9	24	1.9	916	555	有	2.8
40	S	1215	939	29	0.7	27	0.5	22	1.8	899	593	有	5.3

[0128] 熱間圧延条件は、表2に記載の条件で行った。表2において、R1入側温度は、仕上げ圧延の最終パスから数えて3パス目の入側鋼板温度を意味する。R1は最終パスから数えて3パス目の圧下率を意味する。R2は最終パスから数えて2パス目の圧下率を意味する。R3は最終パスの圧下率を意味する。また、t1は、最終パスから数えて3パス目の終了から最終パスから数えて2パス目の開始までの時間を意味する。t2は、最終パスから数えて2パス目の終了から最終パスの開始までの時間を意味する。t3は、最終パスの終了から冷却開始までの時間を意味する。そして、R3出側温度は、最終パス終了時の鋼板の温度、すなわち仕上げ圧延完了温度を意味する。

[0129] その後、砥粒を含む回転式研削ブラシを用いて熱延鋼板の表裏面を研削した。研削条件は、研削ブラシの回転速度R（回転／分）、研削ブラシの直径D（m）及び鋼板の通板速度V（m／分）から求められる、 $(R \cdot D) / V$ の値が、表3に示す値になるように設定した。続いて、研削後の鋼板を酸洗した。さらに、酸洗後の鋼板に対して、表3に記載の圧下率で冷間圧延を施した。冷間圧延後の板厚は、すべて1.4mmとした。

[0130] その後、冷間圧延後の鋼板に熱処理を施した。熱処理は、最高加熱温度まで加熱した後に保持し、冷却した。さらに、Ms点-30℃以下の温度まで冷却した後、300～450℃で保持した。これらの条件、及び650℃から最高加熱温度までの $\log(pH_2O / pH_2)$ の値を表3に示す。ここで、 pH_2O は水蒸気分圧であり、 pH_2 は水素分圧である。また、表3においてMsは、用いた鋼のマルテンサイト変態点（℃）である。

[0131] なお、表3において、熱処理の最高加熱温度の設定範囲の基準となるAc1点（℃）は、次式に従って求めた。各鋼板のAc1点については、表1に示す。

$$Ac1 = 723 - 10.7 [Mn] - 16.9 [Ni] + 29.1 [Si] + 16.9 [Cr]$$

上記式において、[Mn]、[Ni]、[Si]及び[Cr]は、各元素の含有量（質量％）を意味する。

[0132] また、表3において、 M_s 点（℃）は、次式に従って求めた。

$$M_s = 561 - 474 [C] - 33 [Mn] - 7.5 [Si] - 17 [Cr] - 17 [Ni] - 21 [Mo] + 10 [Co]$$

上記式において、 $[C]$ 、 $[Mn]$ 、 $[Si]$ 、 $[Cr]$ 、 $[Ni]$ 、 $[Mo]$ 及び $[Co]$ は、各元素の含有量（質量%）を意味する。

[0133] その後、一部の鋼板については、連続溶融亜鉛めっき処理を実施し、さらに、その一部について、合金化処理を行った。めっき条件は特別なものではなく、公知の一般的な条件とした。表3中のGAは合金化溶融亜鉛めっき鋼板を意味する。また、GIは合金化処理を行っていない溶融亜鉛めっき鋼板を意味する。CRはめっきを施していない冷延鋼板を意味する。

[0134] なお、表2及び表3において各種数値等に付された下線は、本発明の範囲外であるか、本発明の鋼板が得られない製造条件であるか、あるいは、鋼板の各種特性が好ましくないことを示す。

[0135]

[表3]

表 3

No.	研削 工程: 工程 (e)	冷間圧 延工程: 工程 (c)	熱処理工程: 工程 (d)									品種
	(R・D) /V	圧下率	加熱 速度	最高 加熱 温度	log(pH ₂ O/ pH ₂)	最高加熱 温度での 保持時間	700~ 500℃の 平均冷却 速度	冷却終了 温度	300~ 450℃で の保持 温度	300~ 450℃で の保持 時間	M _s 点	
			%	℃/秒	℃	—	秒	℃/s	℃	℃	秒	℃
1	19	60	2.0	836	-0.6	96	53	252	368	454.0	383	CR
2	22	60	2.1	840	-2.1	130	39	241	377	408.0	383	CR
3	なし	60	2.1	845	-0.6	85	45	269	410	356.0	383	CR
4	20	60	2.0	838	-0.7	119	50	238	379	420.0	383	CR
5	16	60	2.2	853	-0.6	92	53	219	406	360.0	383	CR
6	27	60	1.8	851	-0.7	95	22	275	394	416.0	383	CR
7	23	60	2.3	857	-0.6	91	56	244	383	301.0	383	CR
8	26	60	2.9	869	-0.6	100	71	262	400	528.0	383	CR
9	16	60	2.0	838	-0.8	103	54	250	395	337.0	383	CR
10	16	60	1.3	757	-0.7	106	54	68	407	347.0	383	CR
11	17	60	2.0	834	-0.8	101	69	247	270	303.0	383	CR
12	19	60	2.4	847	-0.7	99	51	229	387	50.0	383	CR
13	6	60	2.3	842	-0.7	105	37	230	396	399.0	383	CR
14	20	60	2.0	833	-0.5	130	7	245	401	419.0	383	CR
15	15	60	2.0	834	-0.7	98	46	240	478	352.0	383	CR
16	20	60	2.5	849	-0.6	85	25	205	384	159.0	383	GA
17	23	60	2.5	851	-0.6	93	23	209	392	176.0	383	GI
18	15	53	2.3	845	-0.7	81	40	220	385	198.0	360	CR
19	13	53	2.3	839	-0.7	88	26	373	377	259.0	360	CR
20	15	53	2.4	840	-0.6	77	24	227	404	151.0	360	GA
21	14	53	2.4	844	-0.6	81	28	215	399	155.0	360	GI
22	26	46	3.1	889	-0.7	105	33	212	324	331.0	321	CR
23	18	46	3.3	896	-0.5	90	21	204	337	141.0	321	GA
24	15	46	3.0	891	-0.6	90	23	209	335	105.0	321	GI
25	23	53	2.7	861	-0.7	118	48	159	318	113.0	397	CR
26	21	53	2.5	853	-0.5	88	56	244	401	175.0	375	CR
27	25	53	2.9	876	-0.6	60	89	168	352	375.0	297	CR
28	15	53	3.0	870	-0.7	103	42	166	330	209.0	366	CR
29	17	53	2.5	855	-0.6	137	30	192	373	137.0	359	CR
30	16	53	3.4	897	-0.8	98	16	180	321	236.0	327	CR
31	20	53	2.8	862	-0.7	182	50	275	378	146.0	369	CR
32	21	53	5.3	904	-0.3	100	65	217	352	208.0	372	CR
33	21	53	4.0	890	-0.7	91	54	245	333	180.0	413	CR
34	27	53	2.5	851	-0.7	109	25	200	405	253.0	290	CR
35	14	53	2.2	839	-0.7	87	29	238	394	390.0	373	CR
36	18	53	2.8	865	-0.6	156	61	101	389	311.0	416	CR
37	25	53	2.3	842	-0.7	76	40	215	375	468.0	332	CR
38	21	53	2.1	830	-0.8	85	58	224	394	150.0	373	CR
39	20	53	4.9	900	-0.7	120	39	165	388	375.0	383	CR
40	15	53	3.2	879	-0.7	79	63	207	370	303.0	352	CR

[0136] 得られた鋼板について、上述の高周波グロー放電発光分析（高周波GDS

分析) による方法で、鋼板表面から板厚方向に高周波 G D S 分析による測定を行った際の、鋼板表面から $30\ \mu\text{m}$ 、 $140\ \mu\text{m}$ 及び $150\ \mu\text{m}$ の各深さ位置における B の発光強度 B 30、B 140 及び B 150 をそれぞれ測定した。同様に、鋼板表面から $30\ \mu\text{m}$ 、 $140\ \mu\text{m}$ 及び $150\ \mu\text{m}$ の各深さ位置における C の発光強度 C 30、C 140 及び C 150 をそれぞれ測定した。これらの測定結果を下記の表 4 に示す。

[0137] また、得られた鋼板の幅中央部から、圧延方向に対して直角となる方向を長手方向とする J I S Z 2241 : 2011 の 5 号引張試験片を採取し、この試験片を用いて J I S Z 2241 : 2011 に準拠した引張試験を行い、引張強さ (T S) 及び伸び (E L) を測定した。なお、N o. 30 及び N o. 31 の鋼板については、めっき鋼板からめっきを剥離することなく、めっきままでの引張強さを測定した。本実施例においては、引張強さの基準 (980MPa 以上) は、めっきを施していない鋼板と同じとした。また、引張強さと伸びのバランスの基準は、 $T S^{1.5} \times E L / 1000$ が 440 以上であれば良好と判断した。これらの結果を、下記の表 4 に示す。

[0138] また、得られた鋼板の幅中央部から、圧延方向に対して直角となる方向を長手方向とする、平行部幅が 30mm の引張試験片を採取し、2% の予ひずみを与えた後、平行部から幅 $30\text{mm} \times$ 長さ 60mm の矩形試料を採取した。続いて、自動車の塗装焼付工程を模擬するため、 170°C で 20 分間の熱処理を実施した。熱処理後の試験片について、ドイツ自動車工業会 (V D A) 規格の 238-100 に定められた方法により曲げ試験を行い、最大曲げ角度を測定した。その測定結果について、最大曲げ角度が 60 度以上を、曲げ性が良好であると判断した。曲げ方向は、圧延方向が曲げ稜線と平行となるように実施した。なお、N o. 30 及び N o. 31 の鋼板については、めっき鋼板からめっきを剥離することなく、めっきままでの最大曲げ角度を測定した。本実施例においては、最大曲げ角度の基準 (60 度以上) は、めっきを施していない鋼板と同じとした。

各鋼板の最大曲げ角度の測定結果を、下記の表 4 に示す。

[0139] また、スポット溶接部の耐液体金属脆化（LME）割れ性を評価するため、得られた鋼板から150mm幅×50mm長さの試験片を採取し、二枚組のスポット溶接試験を実施した。板組は、表3に示す鋼板と、市販の合金化溶融亜鉛めっき鋼板（SGCC：JIS G 3346、めっき付着量60g/m²、板厚1.4mm）との二枚を一組とし、打角を5度つけた状態で溶接した。試験機には、サーボモータ駆動式の定置型スポット溶接試験機を用いた。電源は単相交流50Hzとし、加圧力は400kgfとし、通電時間は20cycleとし、ホールド時間は5cycleとした。溶接電流値は、溶融ナゲットの直径がそれぞれ $\sqrt{t}$ （t：板厚/mm）の4.0倍、4.5倍、5.0倍及び5.5倍となる電流値とした。電極には、先端径がφ6mmであり、先端の曲率半径Rが40mmであるクロム銅製の電極を用いた。溶接後のサンプルについてナゲット部の断面観察を行った。その断面観察で、上述のいずれかの溶接電流値において0.2mm以上の亀裂が認められたものを、「POOR（不合格）」と判定し、上述のいずれかの溶接電流値において0.1～0.2mm未満の亀裂が認められたものを、「GOOD（合格）」と判定し、上述のいずれの溶接電流値においても0.1mm以上の亀裂が認められなかったものを、「EX（合格）」と判定した。各鋼板の耐LME割れ性の評価結果を、下記の表4に示す。

[0140] ここで、本発明の評価において注意すべき点について説明する。本発明の特徴である、鋼板の化学組成、鋼組織、B濃度分布及びC濃度分布等の特徴は、表面被覆とは無関係の領域について規定されている。一方で鋼板の機械特性は、一般的には表面被覆の有無により若干変化することが考えられる。このような状況であっても、本発明においては、鋼板の使用時点と同じ表面状態の鋼板を用いて、その鋼板の機械特性が本発明の範囲内に入るかどうかを判断する。これは、表面が被覆された鋼板を使用する者にとっては、被覆を剥離した状態の機械特性ではなく、被覆ままの状態の機械特性が重要だからである。よって、本発明例においては、めっき鋼板（No. 16、17、20、21、23及び24の鋼板）についてはめっきままの状態、めっき

なし鋼板（No. 16、17、20、21、23及び24以外の鋼板）についてはめっきがない状態で、引張強さ、伸び及び曲げ性（最大曲げ角度）等の機械特性を評価している。

[0141] なお、表4において、ミクロ組織の「 α 」はフェライトを意味する。また、「 γ 」は残留オーステナイトを意味する。「FM+ θ 」はフレッシュマルテンサイトとセメンタイトの合計を意味する。「P」はパーライトを意味する。「TM」は焼戻しマルテンサイトを意味する。そして、「B」はベイナイトを意味する。

表4において各種数値等に付された下線は、本発明の範囲外であるか、本発明の鋼板が得られない製造条件であるか、あるいは、鋼板の各種特性が好ましくないことを示す。

[0142]

[表4]

表 4

No.	鋼種	ミクロ組織						表面				機械特性					備考
		α	γ	FM + θ	P	TM	B	B30 /B150	C30 /C150	B140 /B150	C140 /C150	引張強 さ(TS)	伸び (EL)	TS ^{1/2} × EL/1000	最大曲げ 角度	耐LME 割れ性	
		%	%	%	%	%	%	-	-	-	-	MPa	%	-	度		
1	A	32	12	3	0	38	15	0.42	0.33	0.99	0.98	1008	21	678	98	EX	本発明例
2	A	26	11	3	0	43	17	0.40	0.36	0.98	0.99	1013	21	664	85	PGOR	比較例
3	A	21	11	2	0	35	31	0.34	0.31	0.96	1.01	998	22	697	57	EX	比較例
4	A	30	10	3	0	39	18	0.67	0.43	1.00	0.97	1022	21	686	76	EX	本発明例
5	A	22	12	2	0	45	19	0.32	0.46	1.02	0.96	1037	20	668	52	EX	比較例
6	A	25	11	4	0	32	28	0.36	0.40	0.97	0.99	986	22	678	55	EX	比較例
7	A	20	11	3	0	33	33	0.33	0.38	1.03	0.96	1035	20	669	56	EX	比較例
8	A	13	10	2	0	50	25	0.35	0.45	1.01	0.99	1031	20	646	58	EX	比較例
9	A	27	11	2	0	38	22	0.35	0.44	0.97	0.98	1024	21	678	54	EX	比較例
10	A	61	9	8	0	15	7	0.39	0.38	1.00	1.03	924	19	528	68	EX	比較例
11	A	30	4	19	0	34	13	0.40	0.42	0.97	0.99	1057	12	419	51	EX	比較例
12	A	21	4	22	0	39	14	0.33	0.37	1.01	1.00	1096	11	410	49	EX	比較例
13	A	23	12	2	0	44	19	0.33	0.44	0.96	1.01	1000	22	705	55	EX	比較例
14	A	60	12	3	0	12	13	0.35	0.30	0.99	1.00	933	21	607	70	EX	比較例
15	A	31	5	5	5	30	23	0.38	0.34	0.96	0.94	945	15	436	52	EX	比較例
16	A	24	12	2	0	43	19	0.41	0.33	1.01	1.00	1011	22	717	91	EX	本発明例
17	A	22	12	2	0	40	24	0.39	0.34	1.00	0.97	1005	23	720	91	EX	本発明例
18	B	11	11	1	0	59	18	0.47	0.29	1.00	0.94	1227	16	683	85	EX	本発明例
19	B	16	12	17	0	0	55	0.40	0.34	1.00	0.96	1154	17	651	50	EX	比較例
20	B	12	11	2	0	58	17	0.40	0.41	0.97	1.01	1211	16	674	93	EX	本発明例
21	B	12	10	2	0	63	13	0.39	0.36	0.98	1.00	1222	16	666	95	EX	本発明例
22	C	0	9	5	0	86	0	0.44	0.35	0.92	0.99	1489	11	609	72	EX	本発明例
23	C	0	9	5	0	86	0	0.41	0.38	0.95	0.99	1501	11	611	77	EX	本発明例
24	C	0	9	4	0	87	0	0.40	0.37	0.99	1.00	1514	11	836	75	EX	本発明例
25	D	29	7	3	0	41	20	0.43	0.34	0.94	1.02	1001	17	545	103	EX	本発明例
26	E	13	14	4	0	52	17	0.35	0.37	0.99	0.91	1206	18	733	88	GOOD	本発明例
27	F	0	13	8	0	77	2	0.41	0.33	0.98	0.92	1503	15	886	62	GOOD	本発明例
28	G	22	7	3	0	40	28	0.48	0.30	0.95	0.91	998	17	520	100	EX	本発明例
29	H	5	7	0	0	72	16	0.40	0.24	0.99	0.96	1212	13	532	91	EX	本発明例
30	I	0	6	6	0	88	0	0.43	0.35	0.91	0.95	1509	10	574	65	EX	本発明例
31	J	46	12	5	0	13	24	0.44	0.30	0.94	0.93	992	21	650	93	EX	本発明例
32	K	25	9	3	0	53	10	0.41	0.18	0.92	0.99	1205	14	590	98	EX	本発明例
33	L	37	6	2	0	25	36	0.43	0.32	0.93	0.95	902	19	526	110	EX	比較例
34	M	15	23	9	0	35	18	0.45	0.22	0.99	0.96	1406	19	986	54	PGOR	比較例
35	N	40	16	5	0	21	18	0.38	0.27	0.92	1.00	1025	24	794	83	PGOR	比較例
36	O	65	4	5	7	0	19	0.40	0.31	1.02	0.98	808	25	574	109	EX	比較例
37	P	12	8	19	0	61	0	0.47	0.42	0.91	1.03	1345	12	587	51	GOOD	比較例
38	Q	15	5	3	0	63	14	0.41	0.36	0.96	0.93	1198	10	431	83	EX	比較例
39	R	45	10	6	0	15	24	0.46	0.30	1.03	1.00	1102	17	611	50	EX	比較例
40	S	12	12	4	0	62	10	-	0.33	-	0.91	1250	15	645	56	PGOR	比較例

[0143] No. 2の鋼板は、 $\log(pH_2O/pH_2)$ が-1.0より小さく、脱炭反応が十分に進行しなかったため、耐LME割れ性が劣る結果となった。

[0144] No. 3の鋼板は、ブラシ研削を行わず、適切な脱ボロン層が形成されなかったため、予ひずみ付与後の最大曲げ角度が小さくなり、曲げ性が劣る結果となった。

- [0145] N o. 5 の鋼板は、巻取温度が低く、適切な脱ボロン層が形成されなかったため、予ひずみ付与後の最大曲げ角度が小さくなり、曲げ性が劣る結果となった。
- [0146] N o. 6 の鋼板は、熱間圧延工程における仕上げ圧延の圧下率が適切でなく、適切な脱ボロン層が形成されなかったため、予ひずみ付与後の最大曲げ角度が小さくなり、曲げ性が劣る結果となった。
- [0147] N o. 7 の鋼板は、熱間圧延工程における仕上げ圧延のパス間時間が長く、適切な脱ボロン層が形成されなかったため、予ひずみ付与後の最大曲げ角度が小さくなり、曲げ性が劣る結果となった。
- [0148] N o. 8 の鋼板は、熱間圧延工程における仕上げ圧延完了温度が高く、適切な脱ボロン層が形成されなかったため、予ひずみ付与後の最大曲げ角度が小さくなり、曲げ性が劣る結果となった。
- [0149] N o. 9 の鋼板は、熱間圧延工程における最終 3 パス前の入側鋼板温度が高く、適切な脱ボロン層が形成されなかったため、予ひずみ付与後の最大曲げ角度が小さくなり、曲げ性が劣る結果となった。
- [0150] N o. 10 の鋼板は、熱処理工程の最高加熱温度が低く、フェライト分率が高くなったため、所望の引張強さが得られなかった。
- [0151] N o. 11 の鋼板は、熱処理工程において 300～450℃で保持すべき工程の保持温度が低かったため、残留オーステナイトの分率が低くなり、フレッシュマルテンサイトとセメンタイトの合計分率が高くなった。その結果、 $TS^{1.5} \times EL / 1000$ が 440 未満となり、引張強さと伸びのバランスが劣る結果となり、また、予ひずみ付与後の最大曲げ角度が小さくなり、曲げ性が劣る結果となった。
- [0152] N o. 12 の鋼板は、熱処理工程において 300～450℃で保持する工程の保持時間が短かったため、残留オーステナイトの分率が低くなり、フレッシュマルテンサイトとセメンタイトの合計分率が高くなり、伸びが低くなった。その結果、 $TS^{1.5} \times EL / 1000$ が 440 未満となり、引張強さと伸びのバランスが劣る結果となり、また、予ひずみ付与後の最大曲げ角度が小

さくなり、曲げ性が劣る結果となった。

[0153] N o. 13の鋼板は、研削工程の条件が適切でなく、適切な脱ボロン層が形成されなかったため、予ひずみ付与後の最大曲げ角度が小さくなり、曲げ性が劣る結果となった。

[0154] N o. 14の鋼板は、熱処理工程において700～500℃間の平均冷却速度が小さかったため、フェライト分率が高くなり、所望の引張強さが得られなかった。

[0155] N o. 15の鋼板は、熱処理工程において300～450℃で保持すべき工程の保持温度が高かったため、残留オーステナイト分率が低くなり、また、パーライトが形成され、所望の引張強さが得られなかった。その結果、 $TS^{1.5} \times EL / 1000$ が440未満となり、引張強さと伸びのバランスが劣る結果となった。

[0156] N o. 19の鋼板は、熱処理工程における冷却終了温度が高かったため、フレッシュマルテンサイトとセメンタイトの合計分率が高くなり、また、焼戻しマルテンサイトが形成されず、結果的に予ひずみ付与後の最大曲げ角度が小さくなり、曲げ性が劣る結果となった。

[0157] N o. 33の鋼板は、化学組成のC含有量が低かったため、所望の引張強さが得られなかった。

[0158] N o. 34の鋼板は、化学組成のC含有量が高かったため、予ひずみ付与後の最大曲げ角度が小さく、曲げ性が劣る結果となり、また、耐LME割れ性にも劣る結果となった。

[0159] N o. 35の鋼板は、化学組成のSi含有量が高かったため、耐LME割れ性が劣る結果となった。

[0160] N o. 36の鋼板は、化学組成のMn含有量が低かったため、フェライト分率が高く、残留オーステナイト分率が低くなり、また、パーライトが形成され、焼戻しマルテンサイトが形成されず、結果的に所望の引張強さが得られなかった。

[0161] N o. 37の鋼板は、化学組成のMn含有量が高かったため、フレッシュ

マルテンサイトとセメンタイトと合計分率が高くなり、結果的に予ひずみ付与後の最大曲げ角度が小さく、曲げ性が劣る結果となった。

[0162] N o. 38の鋼板は、化学組成のA l含有量が低かったため、残留オーステナイト分率が低くなった。その結果、 $TS^{1.5} \times EL / 1000$ が440未満となり、引張強さと伸びのバランスが劣る結果となった。

[0163] N o. 39の鋼板は、化学組成のA l含有量が高かったため、予ひずみ付与後の最大曲げ角度が小さく、曲げ性が劣る結果となった。

[0164] N o. 40の鋼板は、化学組成のB含有量が低く、適切な脱ボロン層が形成されなかったため、予ひずみ付与後の最大曲げ角度が小さく、曲げ性が劣る結果となり、また、耐LME割れ性にも劣る結果となった。

符号の説明

- [0165]
- | | |
|-----------|-------------------------|
| 1 | めっき鋼板 |
| 2 | 母材鋼板 |
| 3 | めっき層 |
| S_d | 鋼板表面 |
| P_s | 表層部 |
| P_B | 脱ボロン層 |
| P_{30} | 鋼板表面から30 μm の深さ位置 |
| P_{150} | 鋼板表面から150 μm の深さ位置 |

請求の範囲

[請求項1]

鋼板であって、

前記鋼板の化学組成が、質量%で、

C : 0.15～0.35%、

Si : 0.01～1.20%、

Mn : 1.00～3.50%、

Al : 0.300～1.500%、

Ti : 0.001～0.100%、

B : 0.0005～0.0050%、

P : 0.050%以下、

S : 0.0100%以下、

N : 0.010%以下、

O : 0.0100%以下、

Cr : 0～1.00%、

Mo : 0～1.00%、

Cu : 0～1.00%、

Ni : 0～1.00%、

Co : 0～1.00%、

W : 0～1.00%、

Sn : 0～1.00%、

Sb : 0～0.50%、

Nb : 0～0.200%、

V : 0～1.00%、

As : 0～0.10%、

Zn : 0～1.00%、

Ca : 0～0.0100%、

Mg : 0～0.0100%、

Zr : 0～0.0100%、

H f : 0 ~ 0. 0 1 0 0 %、

B i : 0 ~ 0. 0 1 0 0 %、

R E M : 0 ~ 0. 0 1 5 %、並びに

残部 : F e 及び不純物であり、

前記鋼板の板厚の 1 / 8 深さ位置 ~ 3 / 8 深さ位置の範囲における
鋼組織が、面積%で、

フェライト : 0 ~ 5 0 %、

残留オーステナイト : 6 ~ 3 0 %、

フレッシュマルテンサイトとセメンタイトの合計 : 0 ~ 1 0 %、

パーライト : 5 % 以下、

焼戻しマルテンサイト : 5 % 以上、及び

残部 : ベイナイトであり、

前記鋼板の表層部は、高周波グロー放電発光分析により鋼板表面から
深さ方向に測定した B の発光強度が下記の式 (1) 及び式 (2) を
満たす脱ボロン層を有し、

さらに、前記鋼板の表層部は、前記高周波グロー放電発光分析により
前記鋼板表面から深さ方向に測定した C の発光強度が下記の式 (3)
) 及び式 (4) を満たし、

引張強さが 9 8 0 M P a 以上であることを特徴とする、鋼板。

$$B 3 0 / B 1 5 0 < 0. 9 0 \quad \cdots (1)$$

$$0. 9 0 \leq B 1 4 0 / B 1 5 0 \leq 1. 1 0 \quad \cdots (2)$$

$$C 3 0 / C 1 5 0 \leq 0. 5 0 \quad \cdots (3)$$

$$0. 9 0 \leq C 1 4 0 / C 1 5 0 \leq 1. 1 0 \quad \cdots (4)$$

B 3 0 : 前記鋼板表面から 3 0 μ m の深さ位置における B の
前記発光強度

B 1 4 0 : 前記鋼板表面から 1 4 0 μ m の深さ位置における B
の前記発光強度

B 1 5 0 : 前記鋼板表面から 1 5 0 μ m の深さ位置における B

の前記発光強度

C 3 0 : 前記鋼板表面から 3 0 μ m の深さ位置における C の
前記発光強度

C 1 4 0 : 前記鋼板表面から 1 4 0 μ m の深さ位置における C
の前記発光強度

C 1 5 0 : 前記鋼板表面から 1 5 0 μ m の深さ位置における C
の前記発光強度

[請求項2] 前記鋼板表面に溶融亜鉛めっき層又は合金化溶融亜鉛めっき層を有
する、請求項 1 に記載の鋼板。

[請求項3] 鋼板の製造方法であって、
化学組成が、質量%で、

C : 0. 1 5 ~ 0. 3 5 %、

S i : 0. 0 1 ~ 1. 2 0 %、

M n : 1. 0 0 ~ 3. 5 0 %、

A l : 0. 3 0 0 ~ 1. 5 0 0 %、

T i : 0. 0 0 1 ~ 0. 1 0 0 %、

B : 0. 0 0 0 5 ~ 0. 0 0 5 0 %、

P : 0. 0 5 0 %以下、

S : 0. 0 1 0 0 %以下、

N : 0. 0 1 0 %以下、

O : 0. 0 1 0 0 %以下、

C r : 0 ~ 1. 0 0 %、

M o : 0 ~ 1. 0 0 %、

C u : 0 ~ 1. 0 0 %、

N i : 0 ~ 1. 0 0 %、

C o : 0 ~ 1. 0 0 %、

W : 0 ~ 1. 0 0 %、

S n : 0 ~ 1. 0 0 %、

S b : 0 ~ 0 . 5 0 %、
N b : 0 ~ 0 . 2 0 0 %、
V : 0 ~ 1 . 0 0 %、
A s : 0 ~ 0 . 1 0 %、
Z n : 0 ~ 1 . 0 0 %、
C a : 0 ~ 0 . 0 1 0 0 %、
M g : 0 ~ 0 . 0 1 0 0 %、
Z r : 0 ~ 0 . 0 1 0 0 %、
H f : 0 ~ 0 . 0 1 0 0 %、
B i : 0 ~ 0 . 0 1 0 0 %、
R E M : 0 ~ 0 . 0 1 5 %、並びに

残部 : F e 及び不純物であるスラブを 8 5 0 ~ 9 5 0 ° C の仕上げ
圧延完了温度で熱間圧延して熱延鋼板を得た後、前記熱延鋼板を 4 5
0 ~ 6 8 0 ° C まで冷却して巻き取る熱間圧延工程 (a) と、

前記熱間圧延工程 (a) で得られた鋼板を酸洗する酸洗工程 (b)
と、

前記酸洗工程 (b) で得られた鋼板を、 3 0 ~ 7 5 % の圧下率で冷
間圧延して冷延鋼板を得る冷間圧延工程 (c) と、

前記冷間圧延工程 (c) で得られた鋼板に熱処理を施す熱処理工程
(d) と、

前記酸洗工程 (b) の前又は後に、砥粒を含む回転式研削ブラシを
用いて、前記熱間圧延工程 (a) で得られた鋼板又は前記酸洗工程 (b)
で得られた鋼板の表裏面を研削する研削工程 (e) と、を備え、

前記熱間圧延工程 (a) は、仕上げ圧延が 3 パス以上あり、前記仕
上げ圧延の最終 3 パスのそれぞれのパスの圧下率が 2 0 % 以上、パス
間時間が 1 秒以内、最終 3 パス前の入側鋼板温度が 1 0 0 0 ° C 以下、
最終パス完了から冷却開始までの時間が 3 秒以内であり、

前記研削工程 (e) は、研削ブラシの回転速度 R (回転 / 分) 、研

削ブラシの直径 D (m) 及び鋼板の通板速度 V (m/分) が、下記の式 (5) を満たし、

前記熱処理工程 (d) は、

前記冷間圧延工程 (c) で得られた鋼板を、 650°C から、 $A_c1 + 50^{\circ}\text{C}$ 以上、 950°C 以下の最高加熱温度まで、 $0.5 \sim 500^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ の平均加熱速度で加熱する工程 (d-1) と、

前記冷間圧延工程 (c) で得られた鋼板を前記最高加熱温度で 1 秒 ~ 300 秒保持する工程 (d-2) と、

前記冷間圧延工程 (c) で得られた鋼板を M_s 点 -30°C 以下の温度まで冷却する工程であって、 700°C から 500°C までを $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上の平均冷却速度で冷却する工程 (d-3) と、

前記冷間圧延工程 (c) で得られた鋼板を $300 \sim 450^{\circ}\text{C}$ で $100 \sim 600$ 秒保持する工程 (d-4) と、を更に備え、

前記工程 (d-1) において、前記冷間圧延工程 (c) で得られた鋼板の周囲の雰囲気は、水蒸気分圧 p_{H_2O} 及び水素分圧 p_{H_2} が下記の式 (6) を満たすことを特徴とする、鋼板の製造方法。

[数1]

$$\frac{R \cdot D}{V} > 10 \quad \dots (5)$$

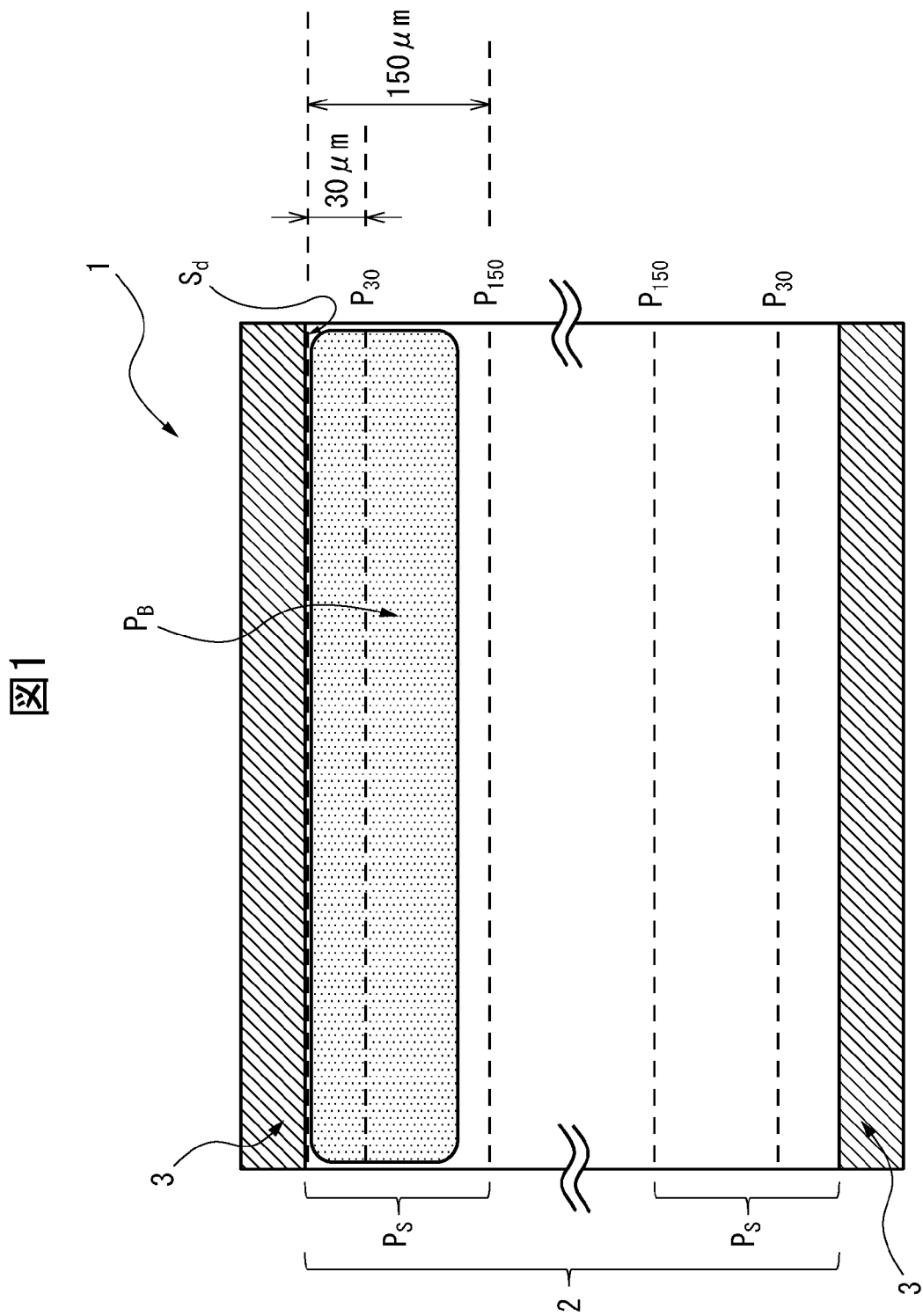
$$-1.0 \leq \log(p_{H_2O}/p_{H_2}) \leq -0.1 \quad \dots (6)$$

[請求項4]

前記熱間圧延工程 (a) は、前記熱延鋼板を巻き取った後、30分以内に、断熱材で内壁が覆われた断熱容器で保温する工程を備え、

前記断熱容器の内部の雰囲気温度の最高到達温度が $500 \sim 650^{\circ}\text{C}$ であり、前記雰囲気温度が前記最高到達温度に到達するまでの時間が 1 $\sim$ 8 時間であることを特徴とする、請求項 3 に記載の鋼板の製造方法。

[図1]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2023/040054

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER**C22C 38/00**(2006.01)i; **C21D 7/04**(2006.01)i; **C21D 9/46**(2006.01)i; **C22C 38/60**(2006.01)i

FI: C22C38/00 301S; C22C38/00 301T; C22C38/60; C21D9/46 G; C21D7/04 A; 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; C21D7/04; C21D9/46; C22C38/60

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

Published examined utility model applications of Japan 1922-1996

Published unexamined utility model applications of Japan 1971-2024

Registered utility model specifications of Japan 1996-2024

Published registered utility model applications of Japan 1994-2024

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2023/013372 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 09 February 2023 (2023-02-09)	1-4
A	WO 2022/250091 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 01 December 2022 (2022-12-01)	1-4
A	JP 2021-530624 A (THYSENKRUPP STEEL EUROPE AG) 11 November 2021 (2021-11-11)	1-4
A	WO 2020/203943 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 08 October 2020 (2020-10-08)	1-4
A	WO 2020/136988 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 02 July 2020 (2020-07-02)	1-4
A	JP 2013-117043 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 13 June 2013 (2013-06-13)	1-4



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

“D” document cited by the applicant in the international application

“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

11 January 2024

Date of mailing of the international search report

23 January 2024

Name and mailing address of the ISA/JP

Japan Patent Office (ISA/JP)
3-4-3 Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915
Japan

Authorized officer

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/JP2023/040054

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)			Publication date (day/month/year)
WO	2023/013372	A1	09 February 2023	(Family: none)			
WO	2022/250091	A1	01 December 2022	CN	117320953	A	
JP	2021-530624	A	11 November 2021	WO	2020/064096	A1	
				EP	4083236	A1	
				CN	112789358	A	
WO	2020/203943	A1	08 October 2020	(Family: none)			
WO	2020/136988	A1	02 July 2020	US	2022/0074013	A1	
				EP	3904552	A1	
				CN	113227428	A	
				KR	10-2021-0095189	A	
JP	2013-117043	A	13 June 2013	(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 7/04(2006.01)i; C21D 9/46(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i
FI: C22C38/00 301S; C22C38/00 301T; C22C38/60; C21D9/46 G; C21D7/04 A; 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; C21D7/04; C21D9/46; C22C38/60

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1922 - 1996年
日本国公開実用新案公報	1971 - 2024年
日本国実用新案登録公報	1996 - 2024年
日本国登録実用新案公報	1994 - 2024年

国際調査で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 2023/013372 A1（日本製鉄株式会社）09.02.2023（2023 - 02 - 09）	1-4
A	WO 2022/250091 A1（日本製鉄株式会社）01.12.2022（2022 - 12 - 01）	1-4
A	JP 2021-530624 A（ティッセンクルップ スチール ヨーロッパ アクチエンゲゼル シャフト）11.11.2021（2021 - 11 - 11）	1-4
A	WO 2020/203943 A1（日本製鉄株式会社）08.10.2020（2020 - 10 - 08）	1-4
A	WO 2020/136988 A1（J F E スチール株式会社）02.07.2020（2020 - 07 - 02）	1-4
A	JP 2013-117043 A（新日鐵住金株式会社）13.06.2013（2013 - 06 - 13）	1-4

☐ 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

“D” 国際出願で出願人が先行技術文献として記載した文献

“E” 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの

“L” 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）

“O” 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献

“P” 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献

“T” 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と抵触するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの

“X” 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの

“Y” 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの

“&” 同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

11.01.2024

国際調査報告の発送日

23.01.2024

名称及びあて先

日本国特許庁(ISA/JP)

〒100-8915

日本国

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

権限のある職員（特許庁審査官）

河野 一夫 4K 9833

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/JP2023/040054

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
WO	2023/013372	A1	09.02.2023	(ファミリーなし)			
WO	2022/250091	A1	01.12.2022	CN	117320953	A	
JP	2021-530624	A	11.11.2021	WO	2020/064096	A1	
				EP	4083236	A1	
				CN	112789358	A	
WO	2020/203943	A1	08.10.2020	(ファミリーなし)			
WO	2020/136988	A1	02.07.2020	US	2022/0074013	A1	
				EP	3904552	A1	
				CN	113227428	A	
				KR	10-2021-0095189	A	
JP	2013-117043	A	13.06.2013	(ファミリーなし)			