

(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
2025年4月10日(10.04.2025)

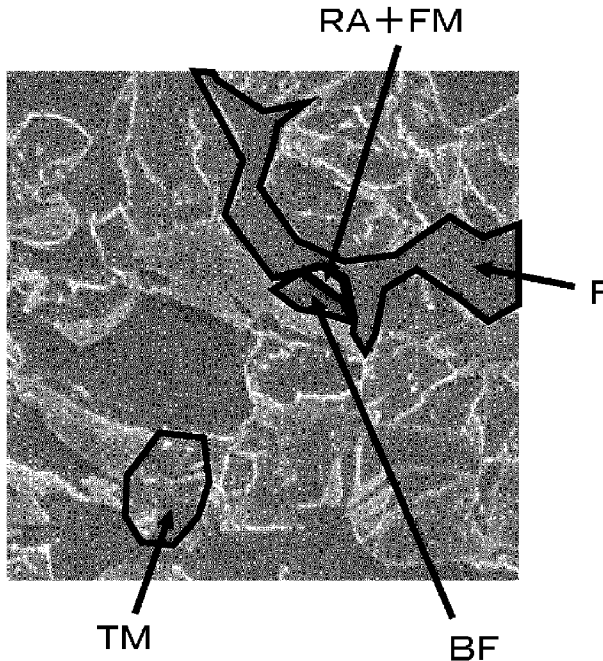


(10) 国際公開番号
WO 2025/075094 A1

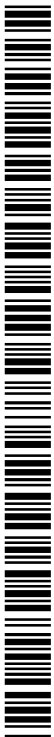
- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 18/00 (2006.01)
C21D 1/26 (2006.01) C22C 18/04 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
C21D 9/56 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2024/035463
- (22) 国際出願日: 2024年10月3日(03.10.2024)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願 2023-172599 2023年10月4日(04.10.2023) JP
- (71) 出願人: J F E スチール株式会社(JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 (JP).
- (72) 発明者: 王 芳怡(WANG Fangyi); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 (JP). 川崎 由康(KAWASAKI Yoshiyasu); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 (JP). 中垣内 達也(NAKAGAITO Tatsuya); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 (JP). 堺谷 智宏(SAKAIDANI Tomohiro); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的

(54) Title: STEEL SHEET, MEMBER, AND PRODUCTION METHODS THEREOF

(54) 発明の名称: 鋼板、部材およびそれらの製造方法



(57) Abstract: Provided is a steel sheet having a TS of 780 MPa or more and less than 1,180 MPa and having high YS and excellent press formability of the inside of the steel sheet and at an edge of the steel sheet. This steel sheet has a base steel sheet having a predetermined composition, and a surface soft layer having a Vickers hardness of 84% or less with respect to the 1/4 position of the sheet thickness from the surface of the base steel sheet and satisfying formula (1), wherein the surface soft layer has a structure within a specific range, the structure at the 1/4 position of the sheet thickness of the base steel sheet is within a specific range, and the steel sheet has a tensile strength of 780 MPa or more and less than 1,180



WO 2025/075094 A1

財産部内 (JP). 佐藤 健太郎 (SATO Kentaro);
〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3
号 J F E スチール株式会社知的財産部内 (JP).

(74) 代理人: 熊坂 晃, 外 (KUMASAKA Akira et al.);
〒1000004 東京都千代田区大手町一丁目
6番1号 J F E テクノリサーチ株式会
社知的財産事業部内 (JP).

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

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

— 国際調査報告 (条約第21条(3))

MPa. Formula (1): $20 \leq X \leq 120 - 3800 \times [Sb] - 1900 \times [Sn]$, provided that in formula (1), X is the thickness (μm) of the surface soft layer; and [Sb] and [Sn] are the content (mass%) of Sb and Sn in the steel, respectively.

(57) 要約: TS: 780MPa以上1180MPa未満であり、かつ、高いYSと、優れた鋼板内部および鋼板端部のプレス成形性とを有する鋼板の技術の提供。素地鋼板を所定の成分組成とし、ビッカース硬さが、素地鋼板の表面から板厚1/4位置に対して84%以下であり、以下の式(1)を満たす表層軟質層を有し、表層軟質層中の組織を特定の範囲とし、素地鋼板の板厚1/4位置の組織を特定の範囲とし、引張強さが780MPa以上1180MPa未満である、鋼板。 $20 \leq X \leq 120 - 3800 \times [Sb] - 1900 \times [Sn]$ ・・・(1) 但し、式(1)において、Xは表層軟質層厚さ(μm)であり、[Sb]、[Sn]はそれぞれ鋼中のSb、Snの含有量(質量%)である。

明 細 書

発明の名称：鋼板、部材およびそれらの製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、鋼板、該鋼板を素材とする部材およびそれらの製造方法に関する。

背景技術

[0002] 地球環境の保全の見地から、自動車の燃費向上が重要な課題となっている。そのため、自動車部材の素材となる鋼板を高強度化し、薄くすることにより、自動車車体を軽量化しようとする動きが活発となってきている。

[0003] また、自動車の衝突安全性向上に対する社会的要求がより一層高くなっている。そのため、高い強度を有することに加え、自動車が走行中に衝突した場合の耐衝撃特性（以下、単に耐衝撃特性という）に優れた鋼板の開発が望まれている。特に、車体防錆性能の観点から、自動車部材の素材となる鋼板には、亜鉛めっきが施されることが多い。そのため、高い強度を有することに加え、耐衝撃特性に優れた亜鉛めっき鋼板の開発が望まれている。

[0004] このような自動車部材の素材となる鋼板として、例えば、特許文献1には、鋼板の表面にめっき層を有する板厚0.6～5.0mmの高強度溶融亜鉛めっき鋼板で、鋼板組織が、体積分率で40～90%のフェライト相および3～25%の残留オーステナイト相を含み、残留オーステナイト相は、固溶炭素量が0.70～1.00%、平均粒子径が2.0 μ m以下、粒子間の平均距離が0.1～5.0 μ mで、鋼板表層部における脱炭層の厚さが0.01～10.0 μ mであり、鋼板表層部に含まれる酸化物の平均粒子径が30～120nmで平均密度が 1.0×10^{12} 個/ m^2 以上であり、さらに、3～7%の塑性変形時における加工硬化係数（n値）が平均で0.080以上であることを特徴とする、引張最大強度900MPa以上の高強度を確保しながら高い延性が得られ、機械切断特性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板が開示されている。

- [0005] また、特許文献2には、体積分率で、40～90%のフェライト相と、5%以下の残留オーステナイト相とを有するとともに、フェライト相全体に占める未再結晶フェライトの割合が体積分率で50%以下であり、さらにフェライト相の結晶粒の圧延方向における平均粒径を、板幅方向における平均粒径で除した値である粒径比が0.75～1.33であり、島状に分散する硬質組織の圧延方向における平均長さを、板幅方向における平均長さで除した値である長さ比が0.75～1.33であり、介在物の平均アスペクト比が5.0以下であることを特徴とする、耐遅れ破壊特性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板が開示されている。
- [0006] また、特許文献3には、鋼板と溶融亜鉛めっき層とを備え、鋼板が母材と脱炭フェライト層とを含み、鋼板の板厚の1/4の深さの位置の組織は5.0体積%以上の焼戻しマルテンサイトと0.5体積%以上7.0体積%未満の残留オーステナイトとを含有し、残部が主に4～70体積%のフェライト、およびベイナイトからなり、焼戻しマルテンサイトと残留オーステナイトとの一部または全部がM-Aを形成し、脱炭フェライト層は、板厚の1/4の深さのフェライトの含有量に対して120%以上のフェライトを含有し、フェライト平均結晶粒径が20 μ m以下、厚さが5 μ m以上200 μ m以下、焼戻しマルテンサイトの1.0体積%以上かつ個数密度が0.01個/ μ m²以上であることを特徴とする良好な伸び特性と曲げ性とを有する溶融亜鉛めっき鋼板、合金化溶融亜鉛めっき鋼板、およびそれらの製造方法が開示されている。
- [0007] また、特許文献4には、質量%で、C：0.05～0.3%、Si：0.01～2.5%、Mn：0.5～3.5%、P：0.003～0.100%、S：0.02%以下、Al：0.010～1.5%、N：0.007%以下を含み、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、かつ、面積率で、フェライトを20～87%、マルテンサイトと残留オーステナイトを合計で3～10%、焼戻しマルテンサイトを10～60%含むマイクロ組織を有することを特徴とするTS-EIバランスが高く、伸びフランジ性

に優れ、かつY Rの低い加工性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法が開示されている。

先行技術文献

特許文献

- [0008] 特許文献1：特許第5354135号公報
特許文献2：特許第5352793号公報
特許文献3：特許第6536294号公報
特許文献4：特許第5256689号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0009] 近年、フロントサイドメンバーやリアサイドメンバーに代表される自動車の衝撃エネルギー吸収部材は、引張強さ（以下、TSともいう。）が780MPa級以上の鋼板の適用の実用化が進んでいる。
- [0010] すなわち、優れた車体衝突時の耐破断特性を得られるように、衝撃時の吸収エネルギー（以下、衝撃吸収エネルギーともいう。）を高めるには、降伏応力YS（以下、YSともいう。）の向上が有効である。しかしながら、鋼板のTSおよびYSを高めると、一般的に、プレス成形性、特に延性や穴広げ性、曲げ性といった特性が低下する。そのため、このようなTSおよびYSを高めた鋼板を前記した自動車の衝撃エネルギー吸収部材への適用を想定すると、プレス成形が難しくなり、成形時のバラツキにより歩留まりが低下する。特に、鋼板端部のプレス成形性の低下は実部材の端面割れの発生につながる。
- [0011] 特許文献1では、鋼板内部での残留オーステナイト生成により延性を向上させ、鋼板表層での脱炭層の形成により機械切断特性を向上させた高強度溶融亜鉛めっき鋼板が開示されているが、表層軟質層（脱炭層）の形成による曲げ性の向上や車体衝突時の耐破断特性の向上、および、鋼板端部のプレス成形性については全く考慮されていない。

特許文献2では、鋼板内部での主体組織を軟質なフェライトとし、未再結晶フェライトを少量に制限することにより延性を向上させ、鋼板表層での脱炭層の形成により耐遅れ破壊特性およびその異方性を改善させた高強度溶融亜鉛めっき鋼板が開示されているが、表層軟質層（脱炭層）の形成による曲げ性の向上や車体衝突時の耐破断特性の向上、および、鋼板端部のプレス成形性については全く考慮されていない。

特許文献3では、鋼板内部でのM-A生成により延性を向上させ、鋼板表層での軟質層（脱炭フェライト層）の形成により曲げ性を向上させた溶融亜鉛めっき鋼板および合金化溶融亜鉛めっき鋼板が開示されているが、鋼板端部のプレス成形性については全く考慮されていない。

特許文献4では、鋼板内部のプレス成形性である延性と、鋼板端部のプレス成形性である伸びフランジ性をともに向上させた高強度溶融亜鉛めっき鋼板が開示されているが、表層軟質層（脱炭層）の形成による曲げ性の向上や車体衝突時の耐破断特性の向上については全く考慮されていない。

以上より、特許文献1～4に開示される鋼板は、TSが780MPa以上であり、かつ、高いYSと、優れた鋼板内部のプレス成形性（鋼板の曲げ性と張出し成形性）と、優れた鋼板端部のプレス成形性（鋼板端部（せん断断面）の曲げ性）と、衝突時の耐破断特性（曲げ破断特性および軸圧壊特性）を有するものとは言えない。

[0012] 本発明は、上記の現状に鑑み開発されたものであって、引張強さTSが780MPa以上1180MPa未満であり、かつ、高い降伏応力YSと、優れた鋼板内部のプレス成形性（鋼板の曲げ性と張出し成形性）と、優れた鋼板端部のプレス成形性（鋼板端部（せん断断面）の曲げ性）を有する鋼板およびその製造方法を提供することを目的とする。

また、本発明は、上記の鋼板を素材とする部材およびその製造方法を提供することを目的とする。

[0013] ここでいう鋼板には亜鉛めっき鋼板も含まれており、亜鉛めっき鋼板は、溶融亜鉛めっき鋼板（以下、GIともいう）または合金化溶融亜鉛めっき鋼

板（以下、GAともいう）である。

[0014] ここで、引張強さTSは、JIS Z 2241（2011）に準拠する引張試験で測定される。

また、高い降伏応力YSと、優れた鋼板内部のプレス成形性（鋼板の曲げ性と張出し成形性）と、優れた鋼板端部のプレス成形性（鋼板端部（せん断断面）の曲げ性）を有するとは、以下を満たすことを指す。

降伏応力YSが高いとは、JIS Z 2241（2011）に準拠する引張試験で測定されるYSが、当該引張試験で測定されるTSに応じて、以下の（A）または（B）式を満足することを指す。

（A） $780\text{MPa} \leq TS < 980\text{MPa}$ の場合、 $550\text{MPa} \leq YS$

（B） $980\text{MPa} \leq TS < 1180\text{MPa}$ の場合、 $700\text{MPa} \leq YS$

[0015] また、鋼板の曲げ性に優れるとは、JIS Z 2248（2022）に準拠し、曲げ半径0.5mmの90度V曲げ試験を行い、曲げ稜線端部以外に形成される曲げ稜線に沿って進展する割れ長さ（V曲げ端面以外割れ長さ）が200μm以下であり、

密着曲げ試験を行い、曲げ稜線に沿って0.5mm以上の割れが発生しない割れ限界のスペーサー板厚が3.0mm以下であり、

スペーサー3.0mmの密着曲げ試験を行い、圧縮応力を受けた曲げ稜線部における板厚方向に進展する割れ深さ（密着曲げ内部割れ深さ）が200μm以下であり、且つ

密着曲げ+直交90度V曲げ試験を行い、曲げ稜線に沿って0.5mm以上の割れが発生しない曲げ半径を割れ限界の曲げ半径（ハンカチ曲げ境界曲げ半径）とした時、割れ限界の曲げ半径が5.0mm以下であることを指す。

曲げ半径0.5mmの90度V曲げ試験、密着曲げ試験および密着曲げ+直交90度V曲げ試験の詳細な測定方法は、後述の実施例において記載する通りである。

[0016] また、鋼板内部の張出し成形性に優れるとは延性に優れることであり、JIS Z 2241（2011）に準拠する引張試験で測定される全伸び（

E I) が、当該引張試験で測定されるTSに応じて、以下の(A)または(B)式を満足することを指す。

(A) $780\text{MPa} \leq \text{TS} < 980\text{MPa}$ の場合、 $17.0\% \leq E I$

(B) $980\text{MPa} \leq \text{TS} < 1180\text{MPa}$ の場合、 $11.0\% \leq E I$

[0017] また、鋼板端部(せん断断面)の曲げ性に優れるとは、JIS Z 2248(2022)に準拠し、曲げ半径0.5mmの90度V曲げ試験を行い、曲げ稜線端部から稜線方向に進展する割れ長さ(V曲げ端面割れ長さ)が200 μm 以下であることを指す。

課題を解決するための手段

[0018] 本発明者らは、前記の目的を達成すべく、鋭意検討を重ねた。

その結果、鋼板の素地鋼板の成分組成を適正に調整し、かつ、鋼板の素地鋼板が、板厚1/4位置のビッカース硬さに対して、ビッカース硬さが84%以下である表層軟質層を有し、表層軟質層は、以下の式(1)を満たし、表層軟質層中の組織として、

フェライトの面積率：50.0%以上100.0%以下であり、

フェライト以外の組織の内、フレッシュマルテンサイトの面積率をベイナイトとフレッシュマルテンサイトと焼戻しマルテンサイト(残留オーステナイトを除く)の合計の面積率で除した値：0.5以下であり、

素地鋼板の板厚1/4位置の組織として、

フェライトの面積率：76.5%以下(0.0%を含む)であり、ベイニティックフェライトと焼戻しマルテンサイト(残留オーステナイトを除く)の合計の面積率：20.0%以上90.0%以下であり、残留オーステナイトの体積率：3.5%以上10.0%以下であり、フレッシュマルテンサイトの面積率：10.0%以下(0.0%を含む)であり、

引張強さが780MPa以上1180MPa未満であり、高い降伏応力YSと、優れた鋼板内部のプレス成形性(鋼板の曲げ性と張出し成形性)と、優れた鋼板端部のプレス成形性(鋼板端部(せん断断面)の曲げ性)とを有する鋼板が得られることを知見した。

$$20 \leq X \leq 120 - 3800 \times [Sb] - 1900 \times [Sn] \quad \dots$$

(1)

但し、式(1)において、Xは表層軟質層厚さ(μm)であり、[Sb]、[Sn]はそれぞれ鋼中のSb、Snの含有量(質量%)である。

[0019] 本発明は、前記の知見に基づき、さらに検討を加えて完成されたものである。

[0020] すなわち、本発明の要旨構成は次のとおりである。

[1] 質量%で、

C : 0.050%以上0.400%以下、

Si : 0.20%以上3.00%以下、

Mn : 1.00%以上3.50%未満、

P : 0.001%以上0.100%以下、

S : 0.0001%以上0.0200%以下、

Al : 0.005%以上2.000%以下、

N : 0.0100%以下、

Sb : 0.200%以下(0%を含む)、および

Sn : 0.200%以下(0%を含む)

を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有する素地鋼板を有し、

前記素地鋼板の表面から板厚1/4位置におけるビッカース硬さに対して、ビッカース硬さが84%以下である表層軟質層を有し、

前記表層軟質層は、以下の式(1)を満たし、

前記表層軟質層中の組織として、

フェライトの面積率が50.0%以上100.0%以下であり、

フェライトの面積率が100.0%未満である場合、フレッシュマルテンサイトの面積率をベイニティックフェライトとフレッシュマルテンサイトと焼戻しマルテンサイト(残留オーステナイトを除く)との合計の面積率で除した値が0.5以下であり、

前記素地鋼板の板厚 1 / 4 位置の組織として、

フェライトの面積率が 76.5%以下 (0.0%を含む) であり、

ベイニティックフェライトと焼戻しマルテンサイト (残留オーステナイトを除く) の合計の面積率が 20.0%以上 90.0%以下であり、

残留オーステナイトの面積率が 3.5%以上 10.0%以下であり、

フレッシュマルテンサイトの面積率が 10.0%以下 (0.0%を含む) であり、

引張強さが 780MPa 以上 1180MPa 未満である、鋼板。

$$20 \leq X \leq 120 - 3800 \times [Sb] - 1900 \times [Sn] \quad \dots$$

(1)

但し、式 (1) において、X は表層軟質層厚さ (μm) であり、[Sb]、[Sn] はそれぞれ鋼中の Sb、Sn の含有量 (質量%) である。

[2] 前記成分組成は、さらに、質量%で、

Nb : 0.200%以下、

Ti : 0.200%以下、

V : 0.200%以下、

B : 0.0100%以下、

Cr : 1.000%以下、

Ni : 1.000%以下、

Mo : 1.000%以下、

Cu : 1.000%以下、

Ta : 0.100%以下、

W : 0.500%以下、

Mg : 0.0200%以下、

Zn : 0.0200%以下、

Co : 0.0200%以下、

Zr : 0.1000%以下、

Ca : 0.0200%以下、

Se : 0.0200%以下、
Te : 0.0200%以下、
Ge : 0.0200%以下、
As : 0.0500%以下、
Sr : 0.0200%以下、
Cs : 0.0200%以下、
Hf : 0.0200%以下、
Pb : 0.0200%以下、
Bi : 0.0200%以下および
REM : 0.0200%以下

のうちから選ばれる少なくとも1種を含有する、前記〔1〕に記載の鋼板。

〔3〕前記素地鋼板の片面または両面において、めっき層を有し、前記めっき層が溶融亜鉛めっき層である、前記〔1〕または〔2〕に記載の鋼板。

〔4〕前記素地鋼板の片面または両面において、めっき層を有し、前記めっき層が合金化溶融亜鉛めっき層である、前記〔1〕または〔2〕に記載の鋼板。

〔5〕前記〔1〕～〔4〕のいずれかに記載の鋼板を用いてなる、部材。

〔6〕前記〔1〕または〔2〕に記載の成分組成を有する鋼スラブに熱間圧延を施して熱延鋼板とする、熱間圧延工程と、

該熱間圧延工程後、前記熱延鋼板を酸洗する酸洗工程と、

該酸洗工程後の鋼板に対して、圧下率が20%以上80%以下である冷間圧延を施す冷間圧延工程と、

該冷間圧延工程後の鋼板に対して、昇温し、焼鈍温度Ac1(°C)以上900°C以下、焼鈍時間:20秒以上、および露点-10°C以上の雰囲気下で、式(2)および式(3)を満たす条件で焼鈍する、焼鈍工程と、

該焼鈍工程後の鋼板を100°C以上300°C以下の冷却停止温度まで冷却する、冷却工程と、

該冷却工程後の鋼板を、370°C以上460°C以下の再加熱保持温度域ま

で再加熱して、10秒以上保持する、第一保持工程と、

該第一保持工程後の鋼板に、前記再加熱保持温度域で 2.0kgf/mm^2 以上の張力を付与する、表層ひずみ導入工程と、

該表層ひずみ導入工程後の鋼板を、 300°C 以上 460°C 以下で10秒以上保持する第二保持工程と、を含む、

鋼板の製造方法。

$$2400 \leq Y \leq 20000 \quad \dots \text{式 (2)}$$

$$Y = [\{ (T - A_{c1}) \times t_1 \} / 2] + \{ (T - A_{c1}) \times t_2 \} \quad \dots \text{(3)}$$

ここで、式(3)中、 T ：焼鈍温度($^\circ\text{C}$)であり、 t_1 は、焼鈍工程の昇温時における 650°C から焼鈍温度 T までの時間(s)であり、 t_2 ：焼鈍時間(s)であり、 A_{c1} ： A_{c1} ($^\circ\text{C}$)である。

[7] 前記焼鈍工程後、鋼板に溶融亜鉛めっき処理を施し、溶融亜鉛めっき層を形成する、溶融亜鉛めっき工程を含む、前記[6]に記載の鋼板の製造方法。

[8] 前記焼鈍工程後、鋼板に合金化溶融亜鉛めっき処理を施し、合金化溶融亜鉛めっき層を形成する、合金化溶融亜鉛めっき工程を含む、前記[6]に記載の鋼板の製造方法。

[9] 前記[1]～[4]のいずれかに記載の鋼板に、成形加工、接合加工の少なくとも一方を施して部材とする工程を含む、部材の製造方法。

発明の効果

[0021] 本発明によれば、引張強さ TS が 780MPa 以上 1180 未満であり、かつ、高い降伏応力 YS と、優れた鋼板内部のプレス成形性(鋼板の曲げ性と張出し成形性)と、優れた鋼板端部のプレス成形性(鋼板端部(せん断断面)の曲げ性)とを有する鋼板が得られる。

また、本発明の鋼板を素材とする部材は高強度であり、自動車の衝撃エネルギー吸収部材などに極めて有利に適用することができる。

図面の簡単な説明

[0022] [図1]図1は、組織の同定に使用したSEMによる組織画像の一例である。

[図2]図2(a)は90度V曲げ後のサンプルの模式図であり、図2(b)は、図2(a)に示すサンプルをZ方向(負方向)に視た図である。

[図3-1]図3-1(a)および(b)は、90度V曲げでの端面割れを説明するための模式図である。

[図3-2]図3-2(a)は、90度V曲げで発生した端面割れの割れ長さの測定方法を説明するための模式図であり、図3-2(b)は、割れ長さの測定に用いるプロファイル波形の一例を示す図である。

[図4-1]図4-1(a)は、密着曲げ試験を行う際の割れ限界のスペーサー板厚の測定方法を説明するための図であり、図4-1(b)は、密着曲げ試験を行った際に圧縮応力を受けた曲げ稜線部における板厚方向に進展する割れ深さの測定方法を説明するための図である。

[図4-2]図4-2(c)は、密着曲げ試験を行った際に圧縮応力を受けた曲げ稜線部における板厚方向に進展する割れ深さの測定を行うための観察断面の切り出し方法を説明するための図であり、図4-2(d)は、上記観察断面において、圧縮応力を受けた曲げ稜線部における板厚方向に進展する割れ深さの測定方法を説明するための図である。

発明を実施するための形態

[0023] 本発明を、以下の実施形態に基づき説明する。

[0024] [1. 鋼板]

本発明の鋼板は、質量%で、C:0.050%以上0.400%以下、Si:0.20%以上3.00%以下、Mn:1.00%以上3.50%未満、P:0.001%以上0.100%以下、S:0.0001%以上0.0200%以下、Al:0.005%以上2.000%以下、N:0.0100%以下、Sb:0.200%以下(0%を含む)、およびSn:0.200%以下(0%を含む)を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有する素地鋼板を有し、

素地鋼板の表面から板厚1/4位置におけるピッカース硬さに対して、ピ

ッカーズ硬さが84%以下である表層軟質層を有し、

表層軟質層は、以下の式(1)を満たし、

表層軟質層中の組織として、

フェライトの面積率が50.0%以上100.0%以下であり、

フェライトの面積率が100.0%未満である場合、フレッシュマルテンサイトの面積率をベイナイトとフレッシュマルテンサイトと焼戻しマルテンサイト(残留オーステナイトを除く)との合計の面積率で除した値が0.5以下であり、

素地鋼板の板厚1/4位置の組織として、

フェライトの面積率が76.5%以下(0.0%を含む)であり、

ベイニティックフェライトと焼戻しマルテンサイト(残留オーステナイトを除く)の合計の面積率が20.0%以上90.0%以下であり、

残留オーステナイトの面積率が3.5%以上10.0%以下であり、

フレッシュマルテンサイトの面積率が10.0%以下(0.0%を含む)であり、

引張強さが780MPa以上1180MPa未満であり、高い降伏応力YSと、優れた鋼板内部のプレス成形性(鋼板の曲げ性と張出し成形性)と、優れた鋼板端部のプレス成形性(鋼板端部(せん断断面)の曲げ性)を有する。

$$20 \leq X \leq 120 - 3800 \times [Sb] - 1900 \times [Sn] \quad \dots$$

(1)

但し、式(1)において、Xは表層軟質層厚さ(μm)であり、[Sb]、[Sn]はそれぞれ鋼中のSb、Snの含有量(質量%)である。

[0025] 成分組成

まず、本発明の一実施形態に従う鋼板の素地鋼板の成分組成について説明する。なお、成分組成における単位はいずれも「質量%」であるが、以下、特に断らない限り、単に「%」で示す。

[0026] C : 0.050%以上0.400%以下

Cは、フレッシュマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、ベイニティックフェライトおよび残留オーステナイトを適正量生成させて、780MPa以上1180MPa未満のTSと、高いYSを確保するために有効な元素である。ここで、C含有量が0.050%未満では、フェライトの面積率が増加して、TSを780MPa以上とすることが困難になる。また、YSの低下も招く。

一方、C含有量が0.400%を超えると、フレッシュマルテンサイトの面積率が過度に増加し、TSを1180MPa未満とすることが困難になる。また、フレッシュマルテンサイトが90度V曲げ試験時、密着曲げ試験時、密着曲げ+直交90度V曲げ試験時にボイド生成の起点となるため、所望の鋼板の曲げ性およびせん断端面の曲げ性を達成できない。さらに、残留オーステナイトの面積率、および残留オーステナイト中の固溶C量が過度に増加する。そして、せん断加工を受けた時に残留オーステナイトの加工誘起変態によって生成したフレッシュマルテンサイトの硬度が大幅に増加し、その後のボイドの生成および亀裂進展が促進され、所望のせん断端面の曲げ性を達成することがより困難である。

したがって、C含有量は、0.050%以上0.400%以下とする。C含有量は、好ましくは0.100%以上である。また、C含有量は、好ましくは0.300%以下である。C含有量は、より好ましくは0.200%以下である。

[0027] Si : 0.20%以上3.00%以下

Siは、焼鈍後の冷却保持中の炭化物生成を抑制し、残留オーステナイトの生成を促進する。すなわち、Siは、残留オーステナイトの面積率に影響する元素である。ここで、Si含有量が0.20%未満では、残留オーステナイトの面積率が減少し、延性が低下する。

一方、Si含有量が3.00%を超えると、フェライトの面積率の過度の増加に伴い、焼鈍中のオーステナイト中のC濃度が過度に増加し、所望のせん断端面の曲げ性を達成できない。

したがって、Si含有量は、0.20%以上3.00%以下とする。Si含有量は、好ましくは2.00%以下である。Si含有量は、より好ましくは1.50%以下である。

また、Si含有量は、好ましくは0.50%以上である。

[0028] Mn : 1.00%以上3.50%未満

Mnは、ベイニティックフェライトや焼戻しマルテンサイトなどの面積率を調整する元素である。ここで、Mn含有量が1.00%未満では、フェライトの面積率が過度に増加して、TSを780MPa以上とすることが困難になる。また、YSの低下も招く。

一方、Mn含有量が3.50%以上となると、マルテンサイト変態開始温度 M_s （以下単に、 M_s 点又は M_s ともいう。）が低下し、冷却工程で生成するマルテンサイトが減少する。その結果、最終冷却時に生成するマルテンサイトが増加し、その時に生成するマルテンサイトが十分に焼戻されず、硬質なフレッシュマルテンサイトの面積率が増加する。フレッシュマルテンサイトは90度V曲げ試験時、密着曲げ試験時、密着曲げ+直交90度V曲げ試験時にボイド生成の起点となり、フレッシュマルテンサイトの面積率が10.0%を超えることで、所望の鋼板の曲げ性およびせん断端面の曲げ性を達成できない。

したがって、Mn含有量は、1.00%以上3.50%未満とする。Mn含有量は、好ましくは2.00%以上である。また、Mn含有量は、好ましくは3.00%以下である。

[0029] P : 0.001%以上0.100%以下

Pは、固溶強化の作用を有し、鋼板のTSおよびYSを上昇させる元素である。このような効果を得るため、P含有量を0.001%以上にする。一方、P含有量が0.100%を超えると、Pが旧オーステナイト粒界に偏析して粒界を脆化させる。そのため、鋼板にせん断加工を施した後、ボイドの生成量が増加し、所望のせん断端面の曲げ性が達成できない。

したがって、P含有量は、0.001%以上0.100%以下とする。P

含有量は、好ましくは0.003%以上である。

P含有量は、好ましくは0.030%以下である。P含有量は、好ましくは0.010%以下であり、より好ましくは0.005%以下である。

[0030] S : 0.0001%以上0.0200%以下

Sは、鋼中で硫化物として存在する。特に、S含有量が0.0200%を超えると、鋼板にせん断加工を施した後、ボイドの生成量が増加し、所望のせん断端面の曲げ性を達成できない。

したがって、S含有量は0.0200%以下とする。S含有量は、好ましくは0.0080%以下である。S含有量は、より好ましくは0.0050%以下である。

また、生産技術上の制約から、S含有量は0.0001%以上とする。S含有量は、好ましくは0.0003%以上であり、より好ましくは0.0005%以上である。

[0031] Al : 0.005%以上2.000%以下

Alは、焼鈍後の冷却保持中の炭化物生成を抑制するとともに、残留オーステナイトの生成を促進する。すなわち、Alは、残留オーステナイトの面積率に影響を及ぼす元素である。このような効果を得るために、Al含有量を0.005%以上とする。

一方、Al含有量が2.000%を超えると、フェライトの面積率が過度に増加して、TSを780MPa以上とすることが困難になる。また、YSの低下も招く。加えて、焼鈍中のオーステナイト中のC濃度が過度に増加し、所望のせん断端面の曲げ性が達成できない。

したがって、Alの含有量は、0.005%以上2.000%以下とする。Al含有量は、好ましくは、0.010%以上である。

また、Al含有量は、好ましくは1.000%以下である。Al含有量は、より好ましくは0.100%以下であり、さらに好ましくは0.050%以下である。

[0032] N : 0.0100%以下

Nは、鋼中で窒化物として存在する。特に、N含有量が0.0100%を超えると、鋼板にせん断加工を施した後、ボイドの生成量が増加し、所望のせん断端面の曲げ性を達成できない。

したがって、N含有量は0.0100%以下とする。また、N含有量は、好ましくは0.0050%以下である。

なお、N含有量の下限は特に規定しないが、生産技術上の制約から、N含有量は0.0005%以上が好ましい。N含有量は、より好ましくは0.0010%以上であり、さらに好ましくは0.0020%以上である。

[0033] Sb : 0.200%以下 (0%を含む)

Sbは、焼鈍中に鋼板表面に偏析してめっき性および化成処理性を向上できる有用な元素である。そのため、Sb含有量を0.002%以上とすることが好ましい。Sb含有量は、より好ましくは0.005%以上である。Sb含有量は、より好ましくは0.007%以上であり、さらに好ましくは0.009%以上である。

一方、Sb含有量が0.200%を超えると、めっき性および化成処理性の向上効果は飽和し、鋼板内部のプレス成形性（鋼板内部の曲げ性）、および、耐割れ伝播性の低下を招くおそれがある。したがって、Sbを含有させる場合、Sb含有量は0.200%以下にする。Sb含有量は、より好ましくは0.020%以下である。さらに好ましくは、0.018%以下である。Sb含有量は、より好ましくは0.016%以下であり、さらに好ましくは0.014%以下である。

[0034] Sn : 0.200%以下 (0%を含む)

Snは、Sbと同様、焼鈍中に鋼板表面に偏析してめっき性および化成処理性を向上できる有用な元素である。そのため、Sn含有量を0.002%以上とすることが好ましい。Sn含有量は、より好ましくは0.005%以上である。Sn含有量は、より好ましくは0.007%以上であり、さらに好ましくは0.009%以上である。

一方、Sn含有量が0.200%を超えると、めっき性および化成処理性の

向上効果は飽和し、鋼板内部のプレス成形性（鋼板内部の曲げ性）、および、耐割れ伝播性の低下を招くおそれがある。したがって、Snを含有させる場合、Sn含有量は0.200%以下にすることが必要である。Sn含有量は、より好ましくは0.020%以下であり、さらに好ましくは、0.016%以下である。Sn含有量は、より好ましくは0.014%以下であり、さらに好ましくは0.012%以下である。

[0035] 以上、本発明の一実施形態に従う鋼板の素地鋼板の基本成分組成について説明したが、本発明の一実施形態に従う鋼板の素地鋼板は、上記基本成分を含有し、上記基本成分以外の残部はFe（鉄）および不可避免的不純物を含む成分組成を有する。ここで、本発明の一実施形態に従う鋼板の素地鋼板は、上記基本成分を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有することが好ましい。

[0036] 本発明の一実施形態に従う鋼板の素地鋼板には、上記基本成分に加え、以下に示す任意成分のうちから選択される少なくとも一種を含有させてもよい。なお、以下に示す任意成分は、以下で示す上限量以下で含有していれば、本発明の効果が得られるため、下限は特に設けない。なお、下記の任意元素を後述する好適な下限値未満で含む場合、当該元素は不可避免的不純物として含まれるものとする。

[0037] Nb：0.200%以下、Ti：0.200%以下、V：0.200%以下、B：0.0100%以下、Cr：1.000%以下、Ni：1.000%以下、Mo：1.000%以下、Cu：1.000%以下、Ta：0.100%以下、W：0.500%以下、Mg：0.0200%以下、Zn：0.0200%以下、Co：0.0200%以下、Zr：0.1000%以下、Ca：0.0200%以下、Se：0.0200%以下、Te：0.0200%以下、Ge：0.0200%以下、As：0.0500%以下、Sr：0.0200%以下、Cs：0.0200%以下、Hf：0.0200%以下、Pb：0.0200%以下、Bi：0.0200%以下およびREM：0.0200%以下のうちから選ばれる少なくとも1種

[0038] Nb : 0.200%以下

Nbは、熱間圧延時や焼鈍時に、微細な炭化物、窒化物または炭窒化物を形成することによって、TSおよびYSを上昇させる。このような効果を得るためには、Nb含有量を0.001%以上とすることが好ましい。Nb含有量は、より好ましくは0.005%以上である。Nb含有量は、より好ましくは0.010%以上であり、さらに好ましくは0.020%以上である。

一方、Nb含有量が0.200%を超えると、粗大な析出物や介在物が多量に生成する可能性がある。このような場合に、粗大な析出物や介在物が90度V曲げ試験時、密着曲げ試験時および密着曲げ+直交90度V曲げ試験時に亀裂の起点となる、所望の鋼板の曲げ性およびせん断端面の曲げ性を達成できないおそれがある。したがって、Nbを含有させる場合、Nb含有量は0.200%以下が好ましい。Nb含有量は、より好ましくは0.060%以下である。

[0039] Ti : 0.200%以下

Tiは、Nbと同様、熱間圧延時や焼鈍時に、微細な炭化物、窒化物または炭窒化物を形成することによって、TSおよびYSを上昇させる。このような効果を得るためには、Ti含有量を0.001%以上とすることが好ましい。Ti含有量は、より好ましくは0.005%以上である。Ti含有量は、より好ましくは0.010%以上である。

一方、Ti含有量が0.200%を超えると、粗大な析出物や介在物が多量に生成する可能性がある。このような場合に、粗大な析出物や介在物が90度V曲げ試験時、密着曲げ試験時および密着曲げ+直交90度V曲げ試験時に亀裂の起点となる、所望の鋼板の曲げ性およびせん断端面の曲げ性が達成できないおそれがある。したがって、Tiを含有させる場合、Ti含有量は0.200%以下が好ましい。Ti含有量は、より好ましくは0.060%以下である。Ti含有量は、より好ましくは0.050%以下であり、さらに好ましくは0.030%以下である。

[0040] V : 0.200%以下

Vは、NbやTiと同様、熱間圧延時や焼鈍時に、微細な炭化物、窒化物または炭窒化物を形成することによって、TSおよびYSを上昇させる。このような効果を得るためには、V含有量を0.001%以上とすることが好ましい。V含有量は、より好ましくは0.005%以上である。V含有量は、0.010%以上であることがさらに好ましく、0.020%以上であることがさらに好ましい。

一方、V含有量が0.200%を超えると、粗大な析出物や介在物が多量に生成する場合がある。このような場合に、粗大な析出物や介在物が90度V曲げ試験時、密着曲げ試験時および密着曲げ+直交90度V曲げ試験時に亀裂の起点となり、所望の鋼板の曲げ性およびせん断端面の曲げ性が達成できないおそれがある。したがって、Vを含有させる場合、V含有量は0.200%以下が好ましい。V含有量は、より好ましくは0.060%以下である。

[0041] B : 0.0100%以下

Bは、オーステナイト粒界に偏析することにより、焼入れ性を高める元素である。また、Bは、焼鈍後の冷却時に、フェライトの生成および粒成長を抑制する元素である。このような効果を得るためには、B含有量を0.0001%以上にすることが好ましい。B含有量は、より好ましくは0.0002%以上である。B含有量は、0.0005%以上であることがさらに好ましく、0.0007%以上であることがさらに好ましい。

一方、B含有量が0.0100%を超えると、熱間圧延時に鋼板内部に割れが生じるおそれがある。また、鋼板にせん断加工を施した後、ボイドの生成量が増加し、所望のせん断端面の曲げ性が達成できないおそれがある。

したがって、Bを含有させる場合、B含有量は0.0100%以下とすることが好ましい。B含有量は、より好ましくは0.0050%以下である。B含有量は、より好ましくは0.0020%以下である。

[0042] Cr : 1.000%以下

Crは、焼入れ性を高める元素であるため、Crの添加により焼戻しマル

テンサイトが多量に生成し、780MPa以上のTSと、高いYSが確保できる。このような効果を得るためには、Cr含有量は0.0005%以上にすることが好ましい。また、Cr含有量は、より好ましくは0.010%以上である。Crは、0.030%以上であることがさらに好ましく、0.040%以上であることがさらに好ましい。

一方、Cr含有量が1.000%を超えると、硬質なフレッシュマルテンサイトの面積率が過度に増加し、90度V曲げ試験、密着曲げ試験および密着曲げ+直交90度V曲げ試験でフレッシュマルテンサイトがボイド生成の起点となる。その結果、所望の鋼板の曲げ性およびせん断端面の曲げ性が達成できないおそれがある。したがって、Crを含有させる場合、Cr含有量は1.000%以下にすることが好ましい。また、Cr含有量は、より好ましくは0.800%以下、さらに好ましくは0.700%以下である。Cr含有量は、より好ましくは0.100%以下であり、さらに好ましくは0.080%以下である。

[0043] Ni : 1.000%以下

Niは、焼入れ性を高める元素であるため、Niの添加により焼戻しマルテンサイトが多量に生成し、780MPa以上のTSと、高いYSが確保できる。このような効果を得るためには、Ni含有量を0.005%以上にすることが好ましい。Ni含有量は、より好ましくは、0.020%以上である。Ni含有量は、0.040%以上であることがさらに好ましく、0.060%以上であることがさらに好ましい。

一方、Niの含有量が1.000%を超えると、フレッシュマルテンサイトの面積率が過度に増加し、90度V曲げ試験、密着曲げ試験および密着曲げ+直交90度V曲げ試験でフレッシュマルテンサイトがボイド生成の起点となる。その結果、所望の鋼板の曲げ性およびせん断端面の曲げ性が達成できないおそれがある。したがって、Niを含有させる場合、Ni含有量は1.000%以下とすることが好ましい。Ni含有量は、より好ましくは0.800%以下である。

Ni含有量は、0.600%以下であることがさらに好ましく、0.400%以下であることがさらに好ましい。Ni含有量は、より好ましくは0.200%以下である。

[0044] Mo : 1.000%以下

Moは、焼入れ性を高める元素であるため、Moの添加により焼戻しマルテンサイトが多量に生成し、780MPa以上のTSと、高いYSが確保できる。このような効果を得るためには、Mo含有量を0.010%以上にすることが好ましい。Mo含有量は、より好ましくは、0.030%以上である。

一方、Mo含有量が1.000%を超えると、フレッシュマルテンサイトの面積率が過度に増加し、90度V曲げ試験、密着曲げ試験および密着曲げ+直交90度V曲げ試験でフレッシュマルテンサイトがボイド生成の起点となる。その結果、所望の鋼板の曲げ性およびせん断端面の曲げ性を達成できないおそれがある。したがって、Moを含有させる場合、Mo含有量は1.000%以下にすることが好ましい。Mo含有量は、より好ましくは0.500%以下であり、さらに好ましくは0.450%以下、さらに好ましくは0.400%以下である。Mo含有量は、0.350%以下であることがより好ましく、0.300%以下であることがさらに好ましい。Mo含有量は、より好ましくは0.100%以下であり、さらに好ましくは0.080%以下である。

[0045] Cu : 1.000%以下

Cuは、焼入れ性を高める元素であるため、Cuの添加により焼戻しマルテンサイトが多量に生成し、780MPa以上のTSと、高いYSが確保できる。このような効果を得るためには、Cu含有量を0.005%以上にすることが好ましい。Cu含有量は、0.008%以上であることがさらに好ましく、0.010%以上であることがさらに好ましい。Cu含有量は、より好ましくは0.020%以上である。Cu含有量は、さらに好ましくは0.050%以上であり、さらに好ましくは0.100%以上である。

。

一方、Cu含有量が1.000%を超えると、フレッシュマルテンサイトの面積率が過度に増加し、粗大な析出物や介在物が多量に生成する場合がある。このような場合に、フレッシュマルテンサイトおよび粗大な析出物や介在物が90度V曲げ試験時、密着曲げ試験時および密着曲げ+直交90度V曲げ試験時にボイド生成の起点となり、所望の鋼板の曲げ性およびせん断端面の曲げ性が達成できないおそれがある。したがって、Cuを含有させる場合、Cu含有量は1.000%以下とすることが好ましい。Cu含有量は、より好ましくは0.200%以下である。

[0046] Ta : 0.100%以下

Taは、Ti、NbおよびVと同様に、熱間圧延時や焼鈍時に、微細な炭化物、窒化物または炭窒化物を形成することによって、TSおよびYSを上昇させる。加えて、Taは、Nb炭化物やNb炭窒化物に一部固溶し、(Nb, Ta)(C, N)のような複合析出物を生成する。これにより、析出物の粗大化を抑制し、析出強化を安定化させる。これにより、TS、YSをさらに向上させる。このような効果を得るためには、Ta含有量を0.001%以上とすることが好ましい。Ta含有量は、0.002%以上であることがさらに好ましく、0.004%以上であることがさらに好ましい。

一方、Ta含有量が0.100%を超えると、粗大な析出物や介在物が多量に生成する場合がある。このような場合に、粗大な析出物や介在物が90度V曲げ試験時、密着曲げ試験時および密着曲げ+直交90度V曲げ試験時にボイド生成の起点となる。その結果、所望の鋼板の曲げ性およびせん断端面の曲げ性が達成できないおそれがある。したがって、Taを含有させる場合、Ta含有量は0.100%以下が好ましい。

Ta含有量は、0.090%以下であることがさらに好ましく、0.080%以下であることがさらに好ましい。Ta含有量は、より好ましくは0.050%以下であり、さらに好ましくは0.020%以下である。

[0047] W : 0.500%以下

Wは、焼入れ性を高める元素であるため、Wの添加により焼戻しマルテンサイトが多量に生成し、780MPa以上のTSと、高いYSを確保できる。このような効果を得るためには、W含有量を0.001%以上とすることが好ましい。W含有量は、より好ましくは0.020%以上である。

一方、W含有量が0.500%を超えると、硬質なフレッシュマルテンサイトの面積率が過度に増加し、90度V曲げ試験、密着曲げ試験および密着曲げ+直交90度V曲げ試験でフレッシュマルテンサイトがボイド生成の起点となる。その結果、所望の鋼板の曲げ性およびせん断端面の曲げ性が達成できないおそれがある。したがって、Wを含有させる場合、W含有量は0.500%以下にすることが好ましい。W含有量は、より好ましくは0.450%以下、さらに好ましくは0.400%以下である。W含有量は、0.300%以下であることがさらに好ましい。W含有量は、より好ましくは0.100%以下であり、さらに好ましくは0.050%以下である。

[0048] Mg : 0.0200%以下

Mgは、硫化物や酸化物などの介在物の形状を球状化し、せん断端面の曲げ性を向上させるために有効な元素である。このような効果を得るためには、Mg含有量を0.0001%以上とすることが好ましい。Mg含有量は、0.0005%以上であることがより好ましく、0.0010%以上であることがさらに好ましい。Mg含有量は、より好ましくは0.0020%以上であり、さらに好ましくは0.0030%以上である。

一方、Mg含有量が0.0200%を超えると、粗大な析出物や介在物が多量に生成する場合がある。このような場合に、粗大な析出物や介在物が90度V曲げ試験時、密着曲げ試験時および密着曲げ+直交90度V曲げ試験時にボイド生成の起点となる。その結果、所望の鋼板の曲げ性およびせん断端面の曲げ性を達成できないおそれがある。したがって、Mgを含有させる場合、Mg含有量は0.0200%以下とすることが好ましい。Mg含有量は、0.0180%以下であることがより好ましく、0.0150%以下であることがさらに好ましい。Mg含有量は、より好ましくは0.0100%以

下であり、さらに好ましくは0.0080%以下である。

[0049] Zn : 0.0200%以下

Znは、介在物の形状を球状化し、せん断端面の曲げ性を向上させるために有効な元素である。このような効果を得るためには、Zn含有量は、0.0010%以上にすることが好ましい。Zn含有量は、0.0020%以上であることがより好ましく、0.0030%以上であることがさらに好ましい。

一方、Zn含有量が0.0200%を超えると、粗大な析出物や介在物が多量に生成する場合がある。このような場合に、粗大な析出物や介在物が90度V曲げ試験時、密着曲げ試験時および密着曲げ+直交90度V曲げ試験時にボイド生成の起点となる。その結果、所望の鋼板の曲げ性およびせん断端面の曲げ性を達成できないおそれがある。したがって、Znを含有させる場合、Zn含有量は0.0200%以下とすることが好ましい。Zn含有量は、0.0180%以下であることがより好ましく、0.0150%以下であることがさらに好ましい。Zn含有量は、より好ましくは0.0100%以下であり、さらに好ましくは0.0080%以下である。

[0050] Co : 0.0200%以下

Coは、Znと同様、介在物の形状を球状化し、せん断端面の曲げ性を向上させるために有効な元素である。このような効果を得るためには、Co含有量は、0.0010%以上にすることが好ましい。Co含有量は、0.0020%以上であることがより好ましく、0.0030%以上であることがさらに好ましい。Co含有量は、より好ましくは0.0050%以上である。

一方、Co含有量が0.0200%を超えると、粗大な析出物や介在物が多量に生成する場合がある。このような場合に、粗大な析出物や介在物が90度V曲げ試験時、密着曲げ試験時および密着曲げ+直交90度V曲げ試験時にボイド生成の起点となる。その結果、所望の鋼板の曲げ性およびせん断端面の曲げ性を達成できないおそれがある。したがって、Coを含有させる場

合、C_o含有量は0.0200%以下とすることが好ましい。C_o含有量は、0.0180%以下であることがより好ましく、0.0150%以下であることがさらに好ましい。

[0051] Z_r : 0.1000%以下

Z_rは、Z_nおよびC_oと同様、介在物の形状を球状化し、せん断端面の曲げ性を向上させるために有効な元素である。このような効果を得るためには、Z_r含有量は、0.0010%以上にすることが好ましい。

一方、Z_r含有量が0.1000%を超えると、粗大な析出物や介在物が多量に生成する場合がある。このような場合に、粗大な析出物や介在物が90度V曲げ試験時、密着曲げ試験時および密着曲げ+直交90度V曲げ試験時にボイド生成の起点となる。その結果、所望の鋼板の曲げ性およびせん断端面の曲げ性を達成できないおそれがある。したがって、Z_rを含有させる場合、Z_r含有量は0.1000%以下とすることが好ましい。

Z_r含有量は、0.0300%以下であることがより好ましく、0.0100%以下であることがさらに好ましい。Z_r含有量は、より好ましくは0.0050%以下である。

[0052] C_a : 0.0200%以下

C_aは、鋼中で介在物として存在する。ここで、C_a含有量が0.0200%を超えると、粗大な介在物が多量に生成する場合がある。このような場合に、粗大な析出物や介在物が90度V曲げ試験時、密着曲げ試験時および密着曲げ+直交90度V曲げ試験時にボイド生成の起点となる。その結果、所望の鋼板の曲げ性およびせん断端面の曲げ性を達成できないおそれがある。したがって、C_aを含有させる場合、C_a含有量は0.0200%以下にすることが好ましい。

C_a含有量は、好ましくは0.0020%以下である。なお、C_a含有量の下限は特に限定されるものではないが、C_a含有量は0.0005%以上が好ましい。また、生産技術上の制約から、C_a含有量は0.0010%以上がより好ましい。

[0053] Se : 0.0200%以下、Te : 0.0200%以下、Ge : 0.0200%以下、As : 0.0500%以下、Sr : 0.0200%以下、Cs : 0.0200%以下、Hf : 0.0200%以下、Pb : 0.0200%以下、Bi : 0.0200%以下、REM : 0.0200%以下

Se、Te、Ge、As、Sr、Cs、Hf、Pb、BiおよびREMはいずれも、せん断端面の曲げ性を向上させるために有効な元素である。このような効果を得るためには、Se、Te、Ge、As、Sr、Cs、Hf、Pb、BiおよびREMの含有量はそれぞれ0.0001%以上にするのが好ましい。

一方、Se、Te、Ge、Sr、Cs、Hf、Pb、BiおよびREMの含有量がそれぞれ0.0200%を超えると、および/または、Asの含有量がそれぞれ0.0500%を超えると、粗大な析出物や介在物が多量に生成する可能性がある。このような場合に、粗大な析出物や介在物が90度V曲げ試験時、密着曲げ試験時および密着曲げ+直交90度V曲げ試験時にボイド生成の起点となり、所望の鋼板の曲げ性およびせん断端面の曲げ性が達成できないおそれがある。したがって、Se、Te、Ge、Sr、Cs、Hf、Pb、BiおよびREMのうちの少なくとも1種を含有させる場合、Se、Te、Ge、Sr、Cs、Hf、Pb、BiおよびREMの含有量はそれぞれ0.0200%以下とすることが好ましい。また、Asを含有させる場合、Asの含有量は0.0500%以下とすることが好ましい。

[0054] Se含有量は、0.0005%以上であることがより好ましく、0.0008%以上であることがさらに好ましい。Se含有量は、より好ましくは0.0010%以上であり、さらに好ましくは0.0050%以上である。Se含有量は、0.0180%以下であることがより好ましく、0.0150%以下であることがさらに好ましい。

Te含有量は、0.0005%以上であることがより好ましく、0.0008%以上であることがさらに好ましい。Te含有量は、より好ましくは0.0010%以上であり、さらに好ましくは0.0050%以上である。T

e含有量は、0.0180%以下であることがより好ましく、0.0150%以下であることがさらに好ましい。

Ge含有量は、0.0005%以上であることがより好ましく、0.0008%以上であることがさらに好ましい。Ge含有量は、より好ましくは0.0010%以上であり、さらに好ましくは0.0050%以上である。

Ge含有量は、0.0180%以下であることがより好ましく、0.0150%以下であることがさらに好ましい。

As含有量は、0.0010%以上であることがより好ましく、0.0015%以上であることがさらに好ましい。As含有量は、より好ましくは0.0100%以上であり、さらに好ましくは0.0150%以上である。As含有量は、0.0400%以下であることがより好ましく、0.0300%以下であることがさらに好ましい。

Sr含有量は、0.0005%以上であることがより好ましく、0.0008%以上であることがさらに好ましい。Sr含有量は、より好ましくは0.0010%以上であり、さらに好ましくは0.0050%以上である。Sr含有量は、0.0180%以下であることがより好ましく、0.0150%以下であることがさらに好ましい。

Cs含有量は、0.0005%以上であることがより好ましく、0.0008%以上であることがさらに好ましい。Cs含有量は、より好ましくは0.0010%以上であり、さらに好ましくは0.0050%以上である。Cs含有量は、0.0180%以下であることがより好ましく、0.0150%以下であることがさらに好ましい。

Hf含有量は、0.0005%以上であることがより好ましく、0.0008%以上であることがさらに好ましい。Hf含有量は、より好ましくは0.0010%以上であり、さらに好ましくは0.0050%以上である。Hf含有量は、0.0180%以下であることがより好ましく、0.0150%以下であることがさらに好ましい。

Pb含有量は、0.0005%以上であることがより好ましく、0.00

0.8%以上であることがさらに好ましい。Pb含有量は、より好ましくは0.0010%以上であり、さらに好ましくは0.0050%以上である。Pb含有量は、0.0180%以下であることがより好ましく、0.0150%以下であることがさらに好ましい。

Bi含有量は、0.0005%以上であることがより好ましく、0.0008%以上であることがさらに好ましい。Bi含有量は、0.0180%以下であることがより好ましく、0.0150%以下であることがさらに好ましい。Bi含有量は、より好ましくは0.0100%以下であり、さらに好ましくは0.0050%以下である。

REM含有量は、0.0005%以上であることがより好ましく、0.0008%以上であることがさらに好ましい。REM含有量は、より好ましくは0.0010%以上であり、さらに好ましくは0.0030%以上である。REM含有量は、0.0180%以下であることがより好ましく、0.0150%以下であることがさらに好ましい。REM含有量は、より好ましくは0.0100%以下である。

なお、本発明でいうREMとは、原子番号21番のスキャンジウム (Sc) と原子番号39番のイットリウム (Y)、および原子番号57番のランタン (La) から71番のルテチウム (Lu) までのランタノイドのことを指す。本発明におけるREM濃度とは、上述のREMから選択された1種または2種以上の元素の総含有量である。

REMとしては、特に限定されないが、Sc、Y、CeおよびLaのうちの少なくとも1種以上であることが好ましい。

[0055] すなわち、本発明の鋼板の素地鋼板は、質量%で、C:0.050%以上0.400%以下、Si:0.20%以上3.00%以下、Mn:1.00%以上3.50%未満、P:0.001%以上0.100%以下、S:0.0001%以上0.0200%以下、Al:0.010%以上2.000%以下、N:0.0100%以下、Sb:0.200%以下(0%を含む)、およびSn:0.200%以下(0%を含む)であり、任意選択的に、Nb

: 0.200%以下、Ti: 0.200%以下、V: 0.200%以下、B: 0.0100%以下、Cr: 1.000%以下、Ni: 1.000%以下、Mo: 1.000%以下、Cu: 1.000%以下、Ta: 0.100%以下、W: 0.500%以下、Mg: 0.0200%以下、Zn: 0.0200%以下、Co: 0.0200%以下、Zr: 0.1000%以下、Ca: 0.0200%以下、Se: 0.0200%以下、Te: 0.0200%以下、Ge: 0.0200%以下、As: 0.0500%以下、Sr: 0.0200%以下、Cs: 0.0200%以下、Hf: 0.0200%以下、Pb: 0.0200%以下、Bi: 0.0200%以下およびREM: 0.0200%以下のうちから選ばれる少なくとも1種を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物である、成分組成を有する。

[0056] 鋼組織（素地鋼板の板厚1/4位置の組織）

つぎに、本発明の一実施形態に従う鋼板の鋼組織について説明する。

素地鋼板の板厚1/4位置の組織として、フェライトの面積率が76.5%以下（0.0%を含む）であり、ベイニティックフェライトと焼戻しマルテンサイト（残留オーステナイトを除く）の合計の面積率が20.0%以上90.0%以下であり、残留オーステナイトの面積率が3.5%以上10.0%以下であり、フレッシュマルテンサイトの面積率が10.0%以下（0.0%を含む）である。

以下、それぞれの限定理由について説明する。

[0057] フェライトの面積率：76.5%以下（0.0%を含む）

軟質なフェライトは延性を向上させる相である。しかし、フェライトの面積率が過度に増加し、TSを780MPa以上とすることが困難になる。また、YSの低下も招く。加えて、焼鈍中のオーステナイト中のC濃度が過度に増加し、所望のせん断端面の曲げ性が達成できない。よって、フェライトの面積率は76.5%以下とする。フェライトの面積率は、好ましくは60.0%以下である。

フェライトの面積率の下限については特に限定されず、0.0%であっても

よい。フェライトの面積率は、5.0%以上としてもよく、10.0%以上としてもよい。

[0058] ベイニティックフェライトと焼戻しマルテンサイト（残留オーステナイトを除く）の合計の面積率：20.0%以上90.0%以下

ベイニティックフェライトおよび焼戻しマルテンサイトは、軟質なフェライトと硬質なフレッシュマルテンサイトなどとの中間の硬度を持ち、良好な鋼板の曲げ性、せん断端面の曲げ性を確保するために重要な相である。また、ベイニティックフェライトは、ベイニティックフェライトから未変態オーステナイトへのCの拡散を活用して、適正量の残留オーステナイトを得るためにも有用な相である。焼戻しマルテンサイトは、TSを向上させるのに有効である。そのため、ベイニティックフェライトと焼戻しマルテンサイト（残留オーステナイトを除く）の合計の面積率：20.0%以上とする。好ましくは30.0%以上である。

一方、ベイニティックフェライトと焼戻しマルテンサイト（残留オーステナイトを除く）の合計の面積率が過度に増加すると、延性が低下する。そのため、ベイニティックフェライトと焼戻しマルテンサイト（残留オーステナイトを除く）の合計の面積率を90.0%以下とする。ベイニティックフェライトと焼戻しマルテンサイト（残留オーステナイトを除く）の合計の面積率は、好ましくは87.0%以下である。ベイニティックフェライトと焼戻しマルテンサイト（残留オーステナイトを除く）の合計の面積率は、80.0%以下とすることがより好ましい。

なお、ベイニティックフェライトとは、比較的に高温域で生成する炭化物の少ない上部ベイナイトである。

[0059] 残留オーステナイトの面積率：3.5%以上10.0%以下

良好な延性を得る観点から、残留オーステナイトの面積率は3.5%以上とする。残留オーステナイトの面積率は、好ましくは3.5%超である。

一方、残留オーステナイトの体積率が過度に増加すると、せん断加工を受けた時に加工誘起変態によって生成したフレッシュマルテンサイトがボイド生

成起点となり、所望のせん断端面の曲げ性を達成できない。よって、残留オーステナイトの面積率を10.0%以下とする。残留オーステナイトの面積率は、好ましくは9.0%以下であり、より好ましくは8.0%以下である。

[0060] フレッシュマルテンサイトの面積率：10.0%以下（0.0%を含む）
フレッシュマルテンサイトの面積率が過度に増加すると、90度V曲げ試験、密着曲げ試験および密着曲げ+直交90度V曲げ試験で、フレッシュマルテンサイトがボイド生成起点となり、所望の鋼板の曲げ性およびせん断端面の曲げ性を達成できない場合がある。

良好な鋼板の曲げ性およびせん断端面の曲げ性を確保する観点から、フレッシュマルテンサイトの面積率は10.0%以下とし、好ましくは5.0%以下とする。

なお、フレッシュマルテンサイトの面積率の下限については特に限定されず、0.0%であってもよい。

なお、フレッシュマルテンサイトとは、焼入れままの（焼戻しを受けていない）マルテンサイトである。

[0061] なお、上記以外の残部組織の面積率は10.0%以下とすることが好ましい。残部組織の面積率は、より好ましくは7.0%以下、さらに好ましくは5.0%以下である。また、残部組織の面積率は0.0%であってもよい。

なお、残部組織としては、特に限定されず、例えば、下部ベイナイトやパーライト、セメンタイトなどの炭化物が挙げられる。なお、残部組織の種類は、例えば、SEM（Scanning Electron Microscope；走査電子顕微鏡）による観察で確認することができる。

[0062] 表層軟質層

本発明の一実施形態に伴う鋼板の素地鋼板では、素地鋼板表面に表層軟質層を有することが好ましい。プレス成形時に表層軟質層が曲げ割れ進展の抑制に寄与するため、鋼板の曲げ性がさらに向上する。なお、表層軟質層とは、脱炭層を意味し、板厚1/4位置の断面のビッカース硬さに対して、84

%以下のビッカース硬さの表層領域のことである。

鋼板の曲げ性を向上する効果を得るために、表層軟質層の厚さは $20\ \mu\text{m}$ 以上とする。また、表層軟質層の厚さは、 $120\ \mu\text{m}$ 以下である。

ビッカース硬さは、JIS Z 2244-1 (2020)に基づいて、荷重を $10\ \text{gf}$ として測定する。

$$[0063] \quad \text{表層軟質層厚さ (X)} : 20 \leq X \leq 120 - 3800 \times [Sb] - 1900 \times [Sn] \quad \dots (1)$$

但し、式(1)において、 X は表層軟質層厚さ(μm)であり、 $[Sb]$ 、 $[Sn]$ はそれぞれ鋼中の Sb 、 Sn の含有量(質量%)である。

本発明でいう表層軟質層は、素地鋼板表面から板厚 $1/4$ 位置におけるビッカース硬さに対して、ビッカース硬さが 84% 以下である領域のことである。表層軟質層厚さ(X)は、式(1)を満たす必要がある。

表層軟質層厚さ(X)が $20\ \mu\text{m}$ 未満であると、本発明で意図する所望の曲げ性が得られない場合がある。

一方、表層軟質層厚さ(X)が $(120 - 3800 \times [Sb] - 1900 \times [Sn])\ \mu\text{m}$ を超えると、本発明で意図する高強度と優れたプレス成形性とを両立することができない。よって、表層軟質層厚さ(X)は $20\ \mu\text{m}$ 以上、 $(120 - 3800 \times [Sb] - 1900 \times [Sn])\ \mu\text{m}$ 以下に規定する。

本発明においては、前記したように Sb 、 Sn はめっき性や化成処理性の向上のため必要に応じて添加されるが、 Sb 、 Sn が添加されると前記したこれら元素の表面偏析により曲げ割れに及ぼす表層軟質層厚さ(X)の許容上限が低下する。この理由から、曲げ性を良好とする表層軟質層の上限は $(120 - 3800 \times [Sb] - 1900 \times [Sn])\ \mu\text{m}$ となる。

表層軟質層厚さは、好ましくは $25\ \mu\text{m}$ 以上であり、より好ましくは $30\ \mu\text{m}$ 以上である。

表層軟質層厚さは、好ましくは $100\ \mu\text{m}$ 以下であり、より好ましくは $90\ \mu\text{m}$ 以下である。

[0064] 表層軟質層中の鋼組織

フェライトの面積率：50.0%以上100.0%以下

曲げ加工を受ける際、内部より表層が大きく変形している。したがって、表層にはボイドができやすくなる。本発明において、表層軟質層におけるフェライト量を50.0%以上に制御することで、表層に割れの起点となるボイドができにくく、割れの進展が抑制される。表層軟質層におけるフェライトの面積率は、好ましくは60.0%以上である。

フェライトの面積率は100.0%であってよい。フェライトの面積率は、99.9%以下としてもよく、95.0%以下としてもよく、90.0%以下としてもよい。

[0065] フレッシュマルテンサイトの面積率をベイニティックフェライトとフレッシュマルテンサイトと焼戻しマルテンサイト（残留オーステナイトを除く）との合計の面積率で除した値：0.5以下

表層軟質層におけるフレッシュマルテンサイトの面積率が過度に増加すると、90度V曲げ試験、密着曲げ試験および密着曲げ+直交90度V曲げ試験で、フレッシュマルテンサイトがボイド生成起点となり、所望の鋼板の曲げ性を達成できない。良好な鋼板の曲げ性およびせん断端面の曲げ性を確保する観点から、フェライトの面積率が100.0%未満である場合、表層軟質層におけるマルテンサイトの面積率をフェライト以外の硬質相の面積率で除した値を0.5以下とする。

ここで、フェライト以外の硬質相とは、（ベイニティックフェライトとフレッシュマルテンサイトと焼戻しマルテンサイト（残留オーステナイトを除く）を指す。

なお、表層軟質層におけるマルテンサイトの面積率をフェライト以外の硬質相の面積率で除した値の下限については特に限定されず、0.00であってもよい。

[0066] 例えば、後述する製造方法における表層ひずみ導入工程時の張力の制御により、表層軟質層におけるフレッシュマルテンサイトの面積率をフェライト

以外の硬質相の面積率で除した値を0.5以下に抑制できる。第一保持工程後、 2.0 kg f / mm^2 以上の張力を一回以上付与することで、未変態のオーステナイトが加工誘起変態し、フレッシュマルテンサイトになり、その後の第二保持工程中に焼戻され、最終的に焼戻しマルテンサイトになる。

[0067] ここで、素地鋼板の板厚 $1/4$ 位置および表層軟質層におけるフェライト、ベイニティックフェライト、焼戻しマルテンサイトおよび硬質相（硬質第二相（残留オーステナイト+フレッシュマルテンサイト））の面積率は、以下のように測定する。なお、表層軟質層の組織は、表層軟質層の厚みの $1/2$ の位置において、測定する。

素地鋼板の圧延方向に平行な板厚断面（L断面）が観察面となるように、素地鋼板から試料を切り出す。ついで、ダイヤモンドペーストを用いて試料の観察面を鏡面研磨する。ついで、試料の観察面にコロイダルシリカを用いて仕上げ研磨を施したのち、3 vol. %ナイトールでエッチングして組織を現出させる。

そして、SEM（Scanning Electron Microscope；走査電子顕微鏡）により、加速電圧： 15 kV 、倍率： 5000 倍の条件で、試料の観察面の最表層位置（表層軟質層の厚みの $1/2$ の位置）および板厚 $1/4$ 位置 $\pm 100\text{ }\mu\text{m}$ の範囲内でそれぞれ、 $25.6\text{ }\mu\text{m} \times 17.6\text{ }\mu\text{m}$ の視野を3視野撮影する。最表層位置では亜鉛めっき層を除外し、内部酸化層を含むように撮影する。

得られた組織画像（図1参照）から、以下のようにして、フェライト、ベイニティックフェライト、焼戻しマルテンサイトおよびその他の硬質相（硬質第二相（残留オーステナイト+フレッシュマルテンサイト））を同定する。

[0068] フェライト：黒色を呈した領域であり、形態は塊状である。また、鉄系炭化物をほとんど内包しない。ただし、鉄系炭化物を内包する場合は、フェライトの面積に鉄系炭化物の面積も含むものとする。また、後述するベイニティックフェライトおよび焼戻しマルテンサイトについても同様である。

ベイニティックフェライト：黒色から濃い灰色を呈した領域であり、形態は塊状や不定形などである。また、鉄系炭化物を内包しないか、比較的少数内包する。

焼戻しマルテンサイト：灰色を呈した領域であり、形態は不定形である。また、鉄系炭化物を比較的多数内包する。

硬質第二相（残留オーステナイト＋フレッシュマルテンサイト）：白色から薄い灰色を呈する領域であり、形態は不定形である。また、鉄系炭化物を内包しない。なお、サイズが比較的大きい場合には、他組織との界面から離れるにつれて次第に色が濃くなり、内部は濃い灰色を呈する場合がある。

炭化物：白色を呈する領域であり、形態は点状や線状である。焼戻しマルテンサイト、ベイニティックフェライト、およびフェライトに内包される。

残部組織：上述した下部ベイナイト、パーライトや内部酸化物などが挙げられ、これらの形態等は公知のとおりである。

[0069] ついで、組織画像において同定した各相の領域は以下の手法により算出する。前記の倍率5000倍のSEM像上の、実長 $25.6\mu\text{m} \times 19.2\mu\text{m}$ の領域上に等間隔の 20×20 の格子をおき、各相上にある点数を数えるポイントカウンティング法により、フェライト、ベイニティックフェライト、焼戻しマルテンサイトおよびその他の硬質相（硬質第二相）の面積率を調査する。面積率は倍率5000倍の別々のSEM像で求めた3つの面積率の平均値とする。

[0070] また、残留オーステナイトの面積率は、以下のように測定する。

素地鋼板を板厚方向（深さ方向）に板厚の $1/4$ 位置まで機械研削した後、シュウ酸による化学研磨を行い、観察面とする。ついで、観察面を、X線回折法により観察する。入射X線には $\text{MoK}\alpha$ 線を使用し、bcc鉄の(200)、(211)および(220)各面の回折強度に対するfcc鉄（オーステナイト）の(200)、(220)および(311)各面の回折強度の比を求め、各面の回折強度の比から、残留オーステナイトの体積率を算出する。そして、残留オーステナイトが三次元的に均質であるとみなして、残

留オーステナイトの体積率を、残留オーステナイトの面積率とする。

[0071] また、フレッシュマルテンサイトの面積率は、前記のようにして求めた硬質第二相の面積率から、残留オーステナイトの面積率を減じることにより求める。

[フレッシュマルテンサイトの面積率 (%)] = [硬質第二相の面積率 (%)] - [残留オーステナイトの面積率 (%)]

[0072] また、残部組織の面積率は、100.0%から前記のようにして求めたフェライトの面積率、ベイニティックフェライトの面積率、焼戻しマルテンサイトの面積率、その他の硬質相（硬質第二相）の面積率を減じることにより求める。

[残部組織の面積率 (%)] = 100.0 - [フェライトの面積率 (%)] - [ベイニティックフェライトの面積率 (%)] - [焼戻しマルテンサイトの面積率 (%)] - [硬質第二相の面積率 (%)]

[0073] つぎに、本発明の一実施形態に従う鋼板の機械特性について、説明する。

[0074] 引張強さ (TS) : 780MPa以上1180MPa未満

本発明の一実施形態に従う鋼板の引張強さTSは、780MPa以上1180MPa未満である。

なお、本発明の一実施形態に従う鋼板の所定の降伏応力 (YS)、降伏比 (YR)、鋼板内部の張出し成形性 (全伸び (E1))、鋼板の曲げ性およびせん断端面の曲げ性については上述したとおりである。

降伏応力YSと引張強さTSの比YR (降伏比) は、 $0.70 \leq YR$ を満たすことが好ましい。

[0075] また、引張強さ (TS)、降伏比 (YR)、降伏応力 (YS)、および全伸び (E1) は、実施例において後述するJIS Z 2241 (2011) に準拠する引張試験により、測定する。鋼板の曲げ性については、実施例において後述する密着曲げ試験および密着曲げ+直交90度V曲げ試験により測定する。せん断端面の曲げ性は実施例において後述する90度V曲げ試験により測定する。

[0076] めっき層（溶融亜鉛めっき層、合金化溶融亜鉛めっき層）

本発明の一実施形態に従う鋼板は、素地鋼板の上（素地鋼板表面上）に形成されためっき層を有していてもよく、このめっき層は、素地鋼板の一方の表面の上のみに設けてもよく、両面の上に設けてもよい。

[0077] なお、ここでいうめっき層（亜鉛めっき層）は、Znを主成分（Zn含有量が50.0%以上）とするめっき層を指し、例えば、溶融亜鉛めっき層や合金化溶融亜鉛めっき層が挙げられる。

[0078] ここで、溶融亜鉛めっき層は、例えば、Znと、20.0質量%以下のFe、0.001質量%以上1.0質量%以下のAlにより構成することが好適である。また、溶融亜鉛めっき層には、任意に、Pb、Sb、Si、Sn、Mg、Mn、Ni、Cr、Co、Ca、Cu、Li、Ti、Be、BiおよびREMからなる群から選ばれる1種または2種以上の元素を合計で0.0質量%以上3.5質量%以下含有させてもよい。また、溶融亜鉛めっき層のFe含有量は、より好ましくは7.0質量%未満である。なお、上記の元素以外の残部は、不可避的不純物である。

[0079] また、合金化溶融亜鉛めっき層は、例えば、20質量%以下のFe、0.001質量%以上1.0質量%以下のAlにより構成することが好適である。また、合金化溶融亜鉛めっき層には、任意に、Pb、Sb、Si、Sn、Mg、Mn、Ni、Cr、Co、Ca、Cu、Li、Ti、Be、BiおよびREMからなる群から選ばれる1種または2種以上の元素を合計で0質量%以上3.5質量%以下含有させてもよい。合金化溶融亜鉛めっき層のFe含有量は、より好ましくは7.0質量%以上、さらに好ましくは8.0質量%以上である。また、合金化溶融亜鉛めっき層のFe含有量は、より好ましくは15.0質量%以下、さらに好ましくは12.0質量%以下である。なお、上記の元素以外の残部は、不可避的不純物である。

[0080] 加えて、めっき層（亜鉛めっき層）の片面あたりのめっき付着量は、特に限定されるものではないが、20g/m²以上とすることが好ましい。また、めっき層（亜鉛めっき層）の片面あたりのめっき付着量は、80g/m²以下

とすることが好ましい。

[0081] なお、めっき層（亜鉛めっき層）のめっき付着量は、以下のようにして測定する。

すなわち、10質量%塩酸水溶液1Lに対し、Feに対する腐食抑制剤（朝日化学工業（株）製「イビット700BK」（登録商標））を0.6g添加した処理液を調整する。ついで、該処理液に、供試材となる鋼板（亜鉛めっき鋼板）を浸漬し、めっき層（亜鉛めっき層）を溶解させる。そして、溶解前後での供試材の質量減少量を測定し、その値を、素地鋼板の表面積（めっきで被覆されていた部分の表面積）で除することにより、めっき付着量（ g/m^2 ）を算出する。

[0082] なお、本発明の一実施形態に従う鋼板の板厚は、特に限定されないが、好ましくは0.5mm以上であり、より好ましくは0.6mm以上である。さらに好ましくは0.8mm以上である。また、鋼板の板厚は、好ましくは2.3mm以下である。より好ましくは、1.6mm以下である。更に好ましくは1.2mm以下である。

[0083] [2. 鋼板の製造方法]

つぎに、本発明の一実施形態に従う鋼板の製造方法について、説明する。

[0084] 本発明の一実施形態に従う鋼板の製造方法は、上述した成分組成を有する鋼スラブに熱間圧延を施して熱延鋼板とする、熱間圧延工程と、

該熱間圧延工程後、熱延鋼板を酸洗する酸洗工程と、

該酸洗工程後の鋼板に対して、圧下率が20%以上80%以下である冷間圧延を施す冷間圧延工程と、

該冷間圧延工程後の鋼板に対して、昇温し、焼鈍温度 A_{c1} 点（ $^{\circ}\text{C}$ ）以上900 $^{\circ}\text{C}$ 以下、焼鈍時間：20秒以上、および露点-10 $^{\circ}\text{C}$ 以上の雰囲気下で、式（2）および式（3）を満たす条件で焼鈍する、焼鈍工程と、

該焼鈍工程後の鋼板を100 $^{\circ}\text{C}$ 以上300 $^{\circ}\text{C}$ 以下の冷却停止温度まで冷却する、冷却工程と、

該冷却工程後の鋼板を、370 $^{\circ}\text{C}$ 以上460 $^{\circ}\text{C}$ 以下の再加熱保持温度域ま

で再加熱して、10秒以上保持する、第一保持工程と、

該第一保持工程後の鋼板に、再加熱第一保持温度域で 2.0 kg f/mm^2 以上の張力を付与する、表層ひずみ導入工程と、

該表層ひずみ導入工程後の鋼板を、 300°C 以上 460°C 以下で10秒以上保持する第二保持工程と、を含む。

$$2400 \leq Y \leq 20000 \quad \dots \text{式 (2)}$$

$$Y = [\{ (T - A_{c1}) \times t_1 \} / 2] + \{ (T - A_{c1}) \times t_2 \} \quad \dots \text{(3)}$$

ここで、式(3)中、 T ：焼鈍温度($^\circ\text{C}$)であり、 t_1 は、焼鈍工程の昇温時における 650°C から焼鈍温度 T までの時間(s)であり、 t_2 ：焼鈍時間(s)であり、 A_{c1} ： A_{c1} ($^\circ\text{C}$)である。

A_{c1} ($^\circ\text{C}$)： $727.0 - 32.7 \times [\%C] + 14.9 \times [\%Si] + 2.0 \times [\%Mn]$ であり、 $[\%C]$ ：鋼板(鋼スラブ)のC含有量、 $[\%Si]$ ：鋼板(鋼スラブ)のSi含有量、 $[\%Mn]$ ：鋼板(鋼スラブ)のMn含有量である。

なお、上記の各温度は、特に説明がない限り、鋼スラブおよび鋼板の表面温度を意味する。

[0085] まず、上述した成分組成を有する鋼スラブを準備する。例えば、鋼素材を溶製して前記の成分組成を有する溶鋼とする。溶製方法は特に限定されず、転炉溶製や電気炉溶製等、公知の溶製方法を用いることができる。ついで、得られた溶鋼を固めて鋼スラブとする。溶鋼から鋼スラブを得る方法は特に限定されず、例えば、連続鋳造法、造塊法、薄スラブ鋳造法等を用いることができる。マクロ偏析を防止する観点から、連続鋳造法が好ましい。

[0086] [熱間圧延工程]

ついで、鋼スラブに熱間圧延を施して熱延鋼板とする。

熱間圧延は、省エネルギープロセスを適用して行ってもよい。省エネルギープロセスとしては、直送圧延(鋼スラブを室温まで冷却せずに、温片のまま加熱炉に装入し、熱間圧延する方法)や直接圧延(鋼スラブにわずかの

保熱を行った後に直ちに圧延する方法)等が挙げられる。

[0087] 熱間圧延条件については特に限定されず、例えば、以下の条件で行うことができる。

すなわち、鋼スラブを、一旦室温まで冷却し、その後、再加熱してから圧延する。スラブ加熱温度（再加熱温度）は、炭化物の溶解や圧延荷重の低減といった観点から、1100℃以上とすることが好ましい。また、スケールロスの増大を防止するため、スラブ加熱温度は1300℃以下とすることが好ましい。なお、スラブ加熱温度は、鋼スラブ表面の温度を基準とする。

[0088] ついで、鋼スラブに、常法に従い粗圧延を施し、粗圧延板（以下、シートバーともいう）とする。ついで、シートバーに仕上げ圧延を施して、熱延鋼板とする。なお、スラブ加熱温度を低めにした場合は、仕上げ圧延時のトラブルを防止する観点から、仕上げ圧延前にバーヒーター等を用いてシートバーを加熱することが好ましい。仕上げ圧延温度は、圧延負荷を低減するため、800℃以上とすることが好ましい。また、オーステナイトの未再結晶状態での圧下率が高くなると、圧延方向に伸長した異常な組織が発達し、焼鈍板の加工性を低下させるおそれがある。さらに、仕上げ圧延温度を800℃以上にすることにより、熱延鋼板段階の鋼組織、ひいては、最終製品の鋼組織も均一になり易い。なお、鋼組織が不均一になると、曲げ性が低下する傾向がある。一方、仕上げ圧延温度が950℃を超えると、酸化物（スケール）生成量が多くなる。その結果、地鉄と酸化物の界面が荒れて、酸洗および冷間圧延後の鋼板の表面品質が劣化するおそれがある。また、結晶粒が粗大になることで、鋼板の強度や曲げ性を低下させる原因となるおそれもある。以上より、仕上げ圧延温度は、800℃以上の範囲とすることが好ましい。また、仕上げ圧延温度は、950℃以下の範囲とすることが好ましい。

[0089] 仕上げ圧延後、熱延鋼板を巻き取る。巻取温度は、450℃以上とすることが好ましい。また、巻取温度は750℃以下とすることが好ましい。

[0090] なお、熱延時にシートバー同士を接合し、連続的に仕上げ圧延を行ってもよい。また、シートバーを仕上げ圧延前に一旦巻き取っても構わない。また

、熱間圧延時の圧延荷重を低減するために、仕上げ圧延の一部または全部を潤滑圧延としてもよい。潤滑圧延を行うことは、鋼板形状の均一化および材質の均一化の観点からも有効である。なお、潤滑圧延時の摩擦係数は、0.10以上0.25以下の範囲とすることが好ましい。

粗圧延および仕上げ圧延を含む熱延工程（熱間圧延工程）では、一般的に鋼スラブは粗圧延でシートバーとなり、仕上げ圧延によって熱延鋼板となる。ただし、ミル能力等によってはそのような区分けにこだわらず、所定のサイズになれば問題ない。

[0091] [酸洗工程]

熱間圧延工程後、熱延鋼板を酸洗する。酸洗によって、鋼板表面の酸化物を除去することができ、良好な化成処理性やめっき品質が確保される。なお、酸洗は、1回のみ行ってもよく、複数回に分けて行ってもよい。酸洗条件については特に限定されず、常法に従えばよい。

[0092] [冷間圧延工程]

冷間圧延は、例えば、タンデム式の多スタンド圧延やリバース圧延等の、2パス以上のパス数を要する多パス圧延により行う。

冷間圧延の圧下率（累積圧下率）は特に限定されないが、20%以上80%以下とする。冷間圧延の圧下率が20%未満では、焼鈍工程において鋼組織の粗大化や不均一化が生じやすくなり、最終製品においてTSや曲げ性が低下するおそれがある。

一方、冷間圧延の圧下率が80%を超えると、鋼板の形状不良が生じやすくなり、めっきの付着量が不均一になるおそれがある。

また、任意に、冷間圧延後に得られた冷延鋼板に酸洗を施してもよい。

[0093] [焼鈍工程]

ついで、本発明の一実施形態においては、冷間圧延工程後、上記のようにして得られた鋼板を、昇温し、焼鈍温度：Ac1（℃）以上900℃以下、焼鈍時間：20秒以上および露点（焼鈍露点）：-10℃以上の雰囲気下で焼鈍する。なお、焼鈍回数は2回以上でもよいが、エネルギー効率の観点か

ら1回が好ましい。

[0094] 焼鈍温度：Ac1（℃）以上900℃以下

焼鈍温度がAc1点（℃）未満の場合、フェライトとオーステナイトの二相域での加熱中におけるオーステナイトの生成割合が不十分になる。そのため、焼鈍後にフェライトの面積率が過度に増加して、TS、YSが低下する。

一方、焼鈍温度が900℃を超えると、オーステナイトの粒成長が過度に生じ、Ms点が上昇し、炭化物を含む焼戻しマルテンサイトが大量に生成し、面積率で3.5%以上の残留オーステナイトを得ることが困難となり、延性が低下する。

よって、焼鈍温度はAc1点（℃）以上900℃以下とする。焼鈍温度は、好ましくは880℃以下である。なお、焼鈍温度は、焼鈍工程での最高到達温度（均熱温度）である。

[0095] Ac1（℃）は次式により計算する：

$$Ac1（℃）=727.0-32.7\times[\%C]+14.9\times[\%Si]+2.0\times[\%Mn]$$

ここで、[%C]：鋼板（鋼スラブ）のC含有量、[%Si]：鋼板（鋼スラブ）のSi含有量、[%Mn]：鋼板（鋼スラブ）のMn含有量である。

[0096] 焼鈍時間（均熱時間）：20秒以上

焼鈍時間が20秒未満になると、フェライトとオーステナイトの二相域での加熱中におけるオーステナイトの生成割合が不十分になる。そのため、焼鈍後にフェライトの面積率が過度に増加して、TS、YSが低下する。加えて、焼鈍中のオーステナイト中のC濃度が過度に増加し、所望のせん断端面の曲げ性を達成できない。さらに、焼鈍中に20μm以上の表層軟質層厚さを形成できず、所望の鋼板の曲げ性を達成できない。そのため、焼鈍時間は20秒以上とする。焼鈍時間は、好ましくは40秒以上である。

なお、焼鈍時間（均熱時間）とは、（焼鈍温度－40℃）以上焼鈍温度以下の温度域での保持時間である。すなわち、焼鈍時間には、焼鈍温度での保持

時間に加え、焼鈍温度に到達する前後の加熱および冷却における（焼鈍温度－40℃）以上焼鈍温度以下の温度域での滞留時間も含まれる。

[0097] $2400 \leq Y \leq 20000$ ……式(2)

$$Y = [\{ (T - A_{c1}) \times t_1 \} / 2] + \{ (T - A_{c1}) \times t_2 \} \dots (3)$$

ここで、式(3)中、T：焼鈍温度(℃)であり、t₁は、焼鈍工程の昇温時における650℃から焼鈍温度Tまでの時間(s)であり、t₂：焼鈍時間(s)であり、A_{c1}：A_{c1}(℃)である。

本発明においては、焼鈍条件を式(2)および式(3)を満たす条件にして焼鈍することが必要である。式(3)におけるYが2400未満では、本発明で規定される表層軟質層が20μm未満となる。一方、Yが20000を超えでは、本発明で規定される表層軟質層が(120－3800×[S_b]－1900×[S_n])μmを超えとなる。よって、式(3)のYは2400以上、20000以下と定める。

t₁は、30s以上であることが好ましい。また、t₁は80s以下であることが好ましい。

[0098] 焼鈍工程の雰囲気(焼鈍雰囲気)の露点(焼鈍露点)：－10℃以上

本発明の一実施形態においては、焼鈍工程の雰囲気(焼鈍雰囲気)の露点を－10℃以上とすることが好ましい。焼鈍工程における焼鈍雰囲気の露点を－10℃以上にして焼鈍を行うことで、脱炭反応が促進され、表層軟質層をより深く形成できる。焼鈍工程の焼鈍雰囲気の露点は、好ましくは－5℃以上、より好ましくは0℃以上、さらに好ましくは＋10℃以上である。焼鈍工程の焼鈍雰囲気の露点の上限は特に定めないが、生産技術上の制約から、焼鈍工程の焼鈍雰囲気の露点は30℃以下とすることが好ましい。

[0099] [等温保持工程(好適要件)]

上記焼鈍工程後、焼鈍温度から冷却する途中で、必要に応じて、等温保持工程において、ベイナイト変態を促進する目的として400℃以上600℃以下(以下、等温保持温度域ともいう)、80秒未満の等温保持を施しても

よい。

等温保持工程では、ベイニティックフェライトが生成するとともに、生成したベイニティックフェライトから該ベイニティックフェライトに隣接する未変態のオーステナイトへのCの拡散が生じる。その結果、所定量の残留オーステナイトの面積率が確保され、伸びが向上する。

[0100] 等温保持温度域：400℃以上600℃以下

等温保持温度が400℃未満になると、炭化物を多く含む下部ベイナイトおよびマルテンサイトが生成され、未変態オーステナイトへのC拡散が抑制され、所定量の残留オーステナイトの面積率が確保できないおそれがある。一方、等温保持温度が600℃を超えると、未変態オーステナイトがパーライトへ変態し、TSおよび延性が確保できないおそれがある。したがって、等温保持温度は400℃以上600℃以下とすることが好ましい。

[0101] 等温保持温度域での保持時間：80秒未満

等温保持温度域での保持時間が80秒以上になると、ベイニティックフェライトの面積率が過度に増加し、未変態オーステナイト中のC濃度が過度に増加し、所望のせん断端面の曲げ性が達成できないおそれがある。したがって、等温保持温度域での保持時間は80秒未満とすることが好ましい。

[0102] [冷却工程（第一冷却工程）]

ついで、冷却工程では、上記の焼鈍工程後の鋼板を、100℃以上300℃以下の冷却停止温度まで冷却する。平均冷却速度は10℃/s以上、50℃/s以下とすることが好ましく、雰囲気露点は-20℃以下とすることが好ましい。

[0103] 冷却停止温度：100℃以上300℃以下

平均冷却速度：10℃/s以上、50℃/s以下、雰囲気露点：-20℃以下（好適要件）

冷却工程では、上記の焼鈍工程後の鋼板を100℃以上300℃以下の冷却停止温度まで冷却する。

このとき、冷却開始温度は、Ac1（℃）以上900℃以下とすることがで

き、等温保持工程を経る場合には、 400°C 以上 600°C 以下とすることができる。

冷却工程は、後工程である第一保持工程（再加熱保持工程）で生成する焼戻しマルテンサイトの面積率および残留オーステナイトの面積率を所定の範囲に制御するために必要な工程である。ここで、冷却停止温度が 100°C 未満では、当該冷却工程において鋼中に存在する未変態オーステナイトが、ほぼ全量マルテンサイトに変態する。これにより、最終的に焼戻しマルテンサイトの面積率が過度に増加し、面積率で3.5%以上の残留オーステナイトを得ることが困難となり、延性が低下する。

一方、冷却停止温度が 300°C を超えると、焼戻しマルテンサイトの面積率が減少し、フレッシュマルテンサイトの面積率が増加する。その結果、 90° 度V曲げ試験、密着曲げ試験および密着曲げ+直交 90° 度V曲げ試験でフレッシュマルテンサイトがボイド生成の起点となり、所望の鋼板の曲げ性およびせん断端面の曲げ性を達成できない。したがって、冷却停止温度は 100°C 以上 300°C 以下とする。冷却停止温度は、好ましくは 120°C 以上である。また、冷却停止温度は、好ましくは 280°C 以下である。

この冷却工程時の平均冷却速度は、 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上であることが好ましい。また、この冷却工程時の平均冷却速度は、 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下であることが好ましい。この冷却工程で本発明で規定される金属相を得ることができる。ここで、平均冷却速度が $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満となると、冷却工程において全量マルテンサイトに変態する未変態オーステナイトが多くなり、最終的に面積率で3.5%以上の残留オーステナイトを得ることが困難となり、延性が低下する場合がある。一方、平均冷却速度が $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ を超えとなると、マルテンサイト変態時の自己緩和が抑制され、板形状が悪化する場合がある。

また、この冷却工程での雰囲気露点： -20°C 以下とすることが好ましい。雰囲気露点が一 20°C を超えた場合、表層軟質層の鋼板の面内方向の厚さのばらつきが大きくなり、本発明で規定される引張強度が得られなくなる場合がある。以上より、この冷却工程での雰囲気露点は -20°C 以下とす

ることが好ましい。

上記の平均冷却速度 ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$) は、冷却工程における冷却開始温度 ($^{\circ}\text{C}$) と冷却停止温度 ($^{\circ}\text{C}$) との差を冷却時間 (s) で割ることにより得られる。

[0104] [第一保持工程 (第一再加熱保持工程)]

ついで、第一保持工程 (第一再加熱保持工程) では、鋼板を 370°C 以上 460°C 以下の温度域 (再加熱保持温度域とも記すが、以下、第二保持工程の再加熱保持温度域と区別するため、第一再加熱保持温度域とも記す) まで再加熱して、 10 秒以上保持する。

[0105] 再加熱保持温度 (第一再加熱保持温度) : 370°C 以上 460°C 以下

再加熱保持工程では、冷却工程後に残存するオーステナイト中に C を濃化させることにより、所定量の残留オーステナイトの面積率を確保しながら、最終組織中のフレッシュマルテンサイトの面積率を低減する。

再加熱保持温度 (第一再加熱保持温度) が 370°C 未満になると、冷却工程後に残存するオーステナイトの中の C 濃化が不十分であり、面積率で 3.5% 以上の残留オーステナイトを得ることが困難となり、延性が低下する。一方、再加熱保持温度 (第一再加熱保持温度) が 460°C を超えると、未変態オーステナイトに C が過度に濃化し、後述の表層ひずみ導入工程で表層における未変態オーステナイトが加工誘起変態せず、残留オーステナイトまたはフレッシュマルテンサイトになる。そして、表層軟質層において、フレッシュマルテンサイトの面積率をベイニティックフェライトとフレッシュマルテンサイトと焼戻しマルテンサイトの合計の面積率で除した値が 0.5 を超えてしまう。したがって、再加熱保持温度 (第一再加熱保持温度) は、 370°C 以上 460°C 以下とする。

[0106] 再加熱保持温度域 (第一再加熱保持温度域) での保持時間 : 10 秒以上

再加熱保持温度域での保持時間が 10 秒未満になると、冷却工程後に残存するオーステナイトの中の C 濃化が不十分であり、面積率で 3.5% 以上の残留オーステナイトを得ることが困難となり、延性が低下する可能性がある。したがって、第一再加熱保持温度域での保持時間は 10 秒以上とする。

[0107] [表層ひずみ導入工程]

表層ひずみ導入工程では、第一保持工程（再加熱保持工程）と第二保持工程の間に、 $2.0 \text{ kg f} / \text{mm}^2$ 以上の張力を付与することで、表層にひずみ導入を行う。

$2.0 \text{ kg f} / \text{mm}^2$ 以上の張力を一回以上付与することで鋼板の表層組織中の未変態オーステナイトが加工誘起変態してマルテンサイトになり、さらに、その後の第二保持工程で焼戻しマルテンサイトになる。その結果、所望の鋼板の曲げ性が得られる。

ここで、張力は、鋼板が接触しながら通過するロール左右のロードセルの荷重（ kg f ）の合計値を、鋼板の断面積（＝板厚（ mm ）×板幅（ mm ））（ mm^2 ）で割ることで得られる。なお、ロードセルの配置は、張力方向と平行にする必要がある。

また、ロードセルの配置位置は、ロール両端部から 200 mm 位置とすることが好ましい。また、用いるロールの胴長は、 $1500 \sim 2500 \text{ mm}$ とすることが好ましい。

また、この張力は、好ましくは $2.2 \text{ kg f} / \text{mm}^2$ 以上であり、より好ましくは $2.4 \text{ kg f} / \text{mm}^2$ 以上である。また、この張力は、好ましくは $15.0 \text{ kg f} / \text{mm}^2$ 以下であり、より好ましくは $10.0 \text{ kg f} / \text{mm}^2$ 以下である。ここで、張力の単位としては、 $1 \text{ kg f} / \text{mm}^2$ を $9.8 \text{ N} / \text{mm}^2$ として、 $\text{kg f} / \text{mm}^2$ から N / mm^2 に換算することができる。

[0108] [第二保持工程]

ついで、第二保持工程では、鋼板を 300°C 以上 460°C 以下で 10 秒以上保持する。

なお、ここでいう保持には、 300°C 以上 460°C 以下の範囲内で、 10 秒以上冷却すること（徐冷すること）も含む。

[0109] 第二保持温度（再加熱保持温度域（第二再加熱保持温度域））： 300°C 以上 460°C 以下

第二保持工程では、表層ひずみ導入工程で表層に生成したマルテンサイト

を焼戻す。その結果、表層におけるフレッシュマルテンサイトの面積率をベイニティックフェライトとフレッシュマルテンサイトと焼戻しマルテンサイト（残留オーステナイトを除く）の合計の面積率で除した値が0.5以下になり、所望の鋼板の曲げ性が得られる。

第二保持温度が300℃未満になると、表層ひずみ導入工程で表層に生成したマルテンサイトが焼戻されず、表層におけるフレッシュマルテンサイトの面積率をベイニティックフェライトとフレッシュマルテンサイトと焼戻しマルテンサイトの合計の面積率で除した値が0.5を超える。

一方、第二保持温度が460℃を超えると、鋼板内部の残留オーステナイトが分解し、所望のE1が得られない。

よって、第二保持温度（第二再加熱保持温度域）は300℃以上460℃以下とする。

[0110] 第二保持温度（第二再加熱保持温度域）での保持時間：10秒以上

第二保持温度（再加熱保持温度域：300℃以上460℃以下）での保持時間が10秒未満になると、表層ひずみ導入工程で表層に生成したマルテンサイトの焼戻しが不十分であり、表層におけるフレッシュマルテンサイトの面積率をベイニティックフェライトとフレッシュマルテンサイトと焼戻しマルテンサイトの合計の面積率で除した値が0.5を超えてしまう。したがって、再加熱保持温度域での保持時間は10秒以上とする。

[0111] [めっき工程（溶融亜鉛めっき工程、合金化溶融亜鉛めっき工程）]

ついで、めっき工程において、鋼板に亜鉛めっき処理を施して、鋼板を亜鉛めっき鋼板とする。亜鉛めっき処理としては、例えば、溶融亜鉛めっき処理や合金化亜鉛めっき処理が挙げられる。

めっき工程における亜鉛めっき処理は、焼鈍工程後に行う。亜鉛めっき処理は、例えば、冷却工程の途中、第一保持工程の途中、第一保持工程後かつ表層ひずみ導入工程前、表層ひずみ導入工程後かつ第二保持工程前、第二保持工程の途中、または第二保持工程後に行うことが考えられる。

[0112] 溶融亜鉛めっき処理の場合、鋼板を440℃以上500℃以下の亜鉛めっ

き浴（溶融亜鉛めっき浴）中に浸漬させた後、ガスワイピング等によって、めっき付着量を調整することが好ましい。溶融亜鉛めっき浴としては、前記した亜鉛めっき層の組成となれば特に限定されるものではないが、例えば、Al含有量が0.10質量%以上0.23質量%以下であり、残部がZnおよび不可避免的不純物からなる組成のめっき浴を用いることが好ましい。

[0113] また、合金化溶融亜鉛めっき処理の場合、前記の要領で溶融亜鉛めっき処理を施した後、溶融亜鉛めっき鋼板を450℃以上600℃以下の合金化温度に加熱して合金化処理を施すことが好ましい。

合金化温度が450℃未満では、Zn-Fe合金化速度が遅くなり、合金化が困難となる場合がある。

一方、合金化温度が600℃を超えると、未変態オーステナイトがパーライトへ変態し、延性が低下する。なお、合金化温度は、より好ましくは480℃以上である。また、合金化温度は、より好ましくは550℃以下である。

[0114] また、溶融亜鉛めっき鋼板（G1）および合金化亜鉛めっき鋼板（GA）のめっき付着量はいずれも、片面あたり20g/m²以上とすることが好ましい。また、溶融亜鉛めっき鋼板（G1）および合金化亜鉛めっき鋼板（GA）のめっき付着量はいずれも、片面あたり80g/m²以下とすることが好ましい。なお、めっき付着量は、ガスワイピング等により調節することが可能である。

[0115] [第二冷却工程（好適要件）]

ついで、鋼板を、50℃以下の第二冷却停止温度まで冷却することが好ましい。

[0116] 第二冷却停止温度：50℃以下

最終冷却工程の冷却条件は特定に限定されず、常法に従えばよい。冷却方法としては、例えば、ガスジェット冷却、ミスト冷却、ロール冷却、水冷および空冷などを適用することができる。

また、表面の酸化防止の観点から、50℃以下まで冷却することが好ましく、より好ましくは室温程度まで冷却する。平均冷却速度は、例えば、1℃/

秒以上50℃／秒以下が好適である。

[0117] また、上記のようにして得た鋼板に、さらに、調質圧延を施してもよい。調質圧延の圧下率は2.00%を超えると、降伏応力が上昇し、鋼板を部材に成形する際の寸法精度が低下するおそれがある。そのため、調質圧延の圧下率は2.00%以下とすることが好ましい。なお、調質圧延の圧下率の下限は特に限定されるものではないが、生産性の観点から0.05%以上とすることが好ましい。また、調質圧延は上述した各工程を行うための焼鈍装置と連続した装置上（オンライン）で行ってもよいし、各工程を行うための焼鈍装置とは不連続な装置上（オフライン）で行ってもよい。また、調質圧延の圧延回数は、1回でもよく、2回以上であってもよい。なお、調質圧延と同等の伸長率を付与できれば、レベラー等による圧延であっても構わない。

[0118] 前記以外の条件については特に限定されず、常法に従えばよい。生産性の観点から、上記の焼鈍、溶融亜鉛めっき、亜鉛めっきの合金化処理などの一連の処理は、溶融亜鉛めっきラインであるCGL（Continuous Galvanizing Line）で行うのが好ましい。溶融亜鉛めっき後は、めっきの目付け量を調整するために、ワイピングが可能である。なお、上記した条件以外のめっき等の条件は、溶融亜鉛めっきの常法に依ることができる。

[0119] [3. 部材]

つぎに、本発明の一実施形態に従う部材について、説明する。

本発明の一実施形態に従う部材は、上記の鋼板を用いてなる（素材とする）部材である。例えば、素材である鋼板に、成形加工、接合加工の少なくとも一方を施して部材とする。

ここで、上記の鋼板は、TSが780MPa以上1180MPa未満であり、かつ、高いYSと、優れた鋼板内部のプレス成形性（鋼板の曲げ性と張出し成形性）と、優れた鋼板端部のプレス成形性（鋼板端部（せん断断面）の曲げ性）を有する。そのため、本発明の一実施形態に従う部材は、高強度であり、かつ、優れたプレス成形性を有する。したがって、本発明の一実施

形態に従う部材は、自動車分野で使用される衝撃エネルギー吸収部材に適用することが特に好ましい。

[0120] [4. 部材の製造方法]

つぎに、本発明の一実施形態に従う部材の製造方法について、説明する。

本発明の一実施形態に従う部材の製造方法は、上記の鋼板（例えば、上記の鋼板の製造方法により製造された鋼板）に、成形加工、接合加工の少なくとも一方を施して部材とする、工程を有する。

ここで、成形加工方法は、特に限定されず、例えば、プレス加工等の一般的な加工方法を用いることができる。また、接合加工方法も、特に限定されず、例えば、スポット溶接、レーザー溶接、アーク溶接等の一般的な溶接や、リベット接合、かしめ接合等を用いることができる。なお、成形条件および接合条件については特に限定されず、常法に従えばよい。

実施例

[0121] 表1に示す成分組成（残部はFeおよび不可避免の不純物）を有する鋼素材を転炉にて溶製し、連続鋳造法にて鋼スラブとした。表1中、－は不可避免の不純物レベルの含有量を示し、0（ゼロ）として扱う。

表1に示す計算変態点Ac1点（℃）は次式により計算する：

$$Ac1 \text{ 点 } (^\circ\text{C}) = 727.0 - 32.7 \times [\%C] + 14.9 \times [\%Si] + 2.0 \times [\%Mn]$$

ここで、[%C]：鋼板（鋼スラブ）のC含有量、[%Si]：鋼板（鋼スラブ）のSi含有量、[%Mn]：鋼板（鋼スラブ）のMn含有量である。

[0122] 得られた鋼スラブを1200℃に加熱し、加熱後、鋼スラブに粗圧延と、仕上圧延温度を900℃とする仕上げ圧延からなる熱間圧延を施し、熱延鋼板とした。ついで、得られた熱延鋼板に、酸洗および冷間圧延（圧下率：50%）を施し、表3に示す板厚の冷延鋼板とした。ついで、得られた冷延鋼板に、表2に示す条件で、焼鈍工程、等温保持工程、冷却工程、第一保持工程（再加熱保持工程）、表層ひずみ導入工程、および第二保持工程における処理を行い、必要に応じて、めっき工程（熔融亜鉛めっき工程または合金化

溶融亜鉛めっき工程)における処理を行い、鋼板を得た。

なお、めっき工程は、No. 1、5～9、11、14～16、21、23～31、33～36、38、40、44、45、47、51～56、59、61、63、64、66、67においては、第一保持工程後かつ表層ひずみ導入工程前に行い、No. 3、4、10、12、13、17～20、22、32、37、39、41～43、46、48～50、57、58、60、62、65、68においては、冷却工程の途中に行った。

[0123] ここで、めっき工程では、溶融亜鉛めっき処理または合金化溶融亜鉛めっき処理を行い、溶融亜鉛めっき鋼板（以下、G1ともいう）または合金化溶融亜鉛めっき鋼板（以下、GAともいう）を得た。なお、表2では、めっき工程の種類についても、「G1」および「GA」と表示している。また、溶融亜鉛めっき処理および合金化溶融亜鉛めっき処理のいずれも施されていない鋼板は、「CR」と表示している。表2中、CR鋼板またはG1鋼板の場合には、合金化処理を行わないため合金化温度をーと示す。

[0124] 亜鉛めっき浴温は、G1およびGAいずれを製造する場合も、470℃とした。

亜鉛めっき付着量は、G1を製造する場合は、片面あたり45～72 g/m²とし、GAを製造する場合は、片面あたり45 g/m²とした。

なお、最終的に得られた鋼板のめっき層（亜鉛めっき層）の組成は、G1では、Fe：0.1～1.0質量%、Al：0.2～0.33質量%を含有し、残部がZnおよび不可避的不純物であった。また、GAでは、Fe：8.0～12.0質量%、Al：0.1～0.23質量%を含有し、残部がZnおよび不可避的不純物であった。

また、めっき層（亜鉛めっき層）はいずれも、素地鋼板の両面に形成した。

[0125] 得られた鋼板を用いて、上述した要領により、素地鋼板の鋼組織の同定を行った。測定結果を表3に示す。図1に示すように、Fはフェライト、BFはベイニティックフェライト、TMは焼戻しマルテンサイト、RAは残留オ

ーステナイト、FMはフレッシュマルテンサイトである。また、表3中、LBは下部ベイナイト、 θ は炭化物である。

[0126] 表層軟質層の測定方法は、以下の通りである。鋼板の圧延方向に平行な板厚断面（L断面）を湿式研磨により平滑化した後、ビッカース硬度計を用いて、荷重10gf（ 9.8×10^{-2} N）で、鋼板表面から板厚方向に1 μ mの位置より、板厚方向100 μ mの位置まで、1 μ m間隔で測定を行った。その後は板厚中心まで20 μ m間隔で測定を行った。ビッカース硬さが板厚1/4位置の硬度に比して84%以下に減少した領域を軟質層（表層軟質層）と定義し、当該領域の板厚方向の厚さを軟質層の厚さと定義する。

[0127] 表層軟質層の組織は、表層軟質層の厚みの1/2の位置において、素地鋼板の鋼組織の同定と同様の方法で同定を行った。

[0128] また、以下の要領により、引張試験、90度V曲げ試験、密着曲げ試験および密着曲げ+直交90度V曲げ試験を行い、以下の基準により、引張強さ（TS）、降伏応力（YS）、降伏比（YR）、全伸び（EI）、鋼板の曲げ性およびせん断端面の曲げ性を評価した。

[0129] ・TS（引張強度）

○（合格）：780MPa以上1180MPa未満

×（不合格）：780MPa未満または1180MPa以上

[0130] ・YS（降伏応力）

○（合格）：

(A) 780MPa \leq TS<980MPaの場合、550MPa \leq YS

(B) 980MPa \leq TS<1180MPaの場合、700MPa \leq YS

×（不合格）：

(A) 780MPa \leq TS<980MPaの場合、550MPa>YS

(B) 980MPa \leq TS<1180MPaの場合、700MPa>YS

[0131] ・EI（鋼板内部の張出し成形性）

○（合格）：

(A) 780MPa \leq TS<980MPaの場合、17.0% \leq EI

(B) $980 \text{ MPa} \leq TS < 1180 \text{ MPa}$ の場合、 $11.0\% \leq E I$

× (不合格) :

(A) $780 \text{ MPa} \leq TS < 980 \text{ MPa}$ の場合、 $17.0\% > E I$

(B) $980 \text{ MPa} \leq TS < 1180 \text{ MPa}$ の場合、 $11.0\% > E I$

[0132] ・ 曲げ半径 0.5 mm の 90 度 V 曲げ試験を行い、曲げ稜線端部以外に形成される曲げ稜線に沿って進展する割れ長さ (V 曲げ端面以外割れ長さ) (鋼板の曲げ性)

○ (合格) : V 曲げ端面以外割れ長さが 200 μm 以下

× (不合格) : V 曲げ端面以外割れ長さが 200 μm 超

[0133] ・ 曲げ半径 0.5 mm の 90 度 V 曲げ試験を行い、曲げ稜線端部から稜線方向に進展する割れ長さ (V 曲げ端面割れ長さ) (鋼板端部 (せん断断面) の曲げ性)

○ (合格) : V 曲げ端面割れ長さが 200 μm 以下

× (不合格) : V 曲げ端面割れ長さが 200 μm 超

[0134] ・ 密着曲げ試験を行い、曲げ稜線に沿って 0.5 mm 以上の割れが発生しない割れ限界のスペーサー板厚 (密着曲げ境界スペーサー板厚) (鋼板の曲げ性)

○ (合格) : 密着曲げ境界スペーサー板厚が 3.0 mm 以下

× (不合格) : 密着曲げ境界スペーサー板厚が 3.0 mm 超

[0135] ・ スペーサー 3.0 mm の密着曲げ試験を行い、圧縮応力を受けた曲げ稜線部における板厚方向に進展する割れ深さ (密着曲げ内部割れ深さ) (鋼板の曲げ性)

○ (合格) : 密着曲げ内部割れ深さが 200 μm 以下

× (不合格) : 密着曲げ内部割れ深さが 200 μm 超

[0136] ・ 密着曲げ + 直交 90 度 V 曲げ試験を行い、曲げ稜線に沿って 0.5 mm 以上の割れが発生しない割れ限界の曲げ半径 (ハンカチ曲げ境界曲げ半径) (鋼板の曲げ性)

○ (合格) : ハンカチ曲げ境界曲げ半径が 5.0 mm 以下

×（不合格）：ハンカチ曲げ境界曲げ半径が5.0mm超

[0137] (1) 引張試験

引張試験は、JIS Z 2241 (2011) に準拠して行った。すなわち、得られた鋼板のコイル幅1/4位置より、長手方向が素地鋼板の圧延方向に対して直角となるようにJIS 5号試験片を採取した。採取した試験片を用いて、クロスヘッド速度：10mm/minの条件で引張試験を行い、TS、YS、YRおよびEIを測定した。結果を表4に示す。

[0138] (2) 90度V曲げ試験

得られた鋼板のコイル幅1/4位置より100mmC（C方向：鋼板の圧延方向と直角方向に沿った方向）×30mmL（L方向：圧延方向に沿った方向）の短冊試験片を採取した。100mm長さの端面の切り出し加工はせん断加工とし、せん断加工ままの状態（バリを除去する機械加工を施さずに）、バリが曲げ外周側となるように曲げ加工を施した。せん断加工のクリアランスは15%、レーキ角は0度とした。V曲げ加工は、島津製作所社のオートグラフを用いて、ポンチの曲げ半径：R=0.5mm、ポンチの曲げ角度：90度、ポンチのストローク速度：30mm/分で押し込み、押し付け荷重：10ton、押し付け時間：5秒で、L方向曲げ（曲げ稜線長さ：30mmL）を実施した。

[0139] 上記曲げ半径0.5mmの90度V曲げ試験後のサンプルの一例は図2に示す。図2（b）は図2（a）に示すZ方向からサンプルを視た俯瞰図である。曲げ頂点から鋼板表面に沿ってC方向の全幅5mm（曲げ頂点から両側2.5mm）の部分の曲げ稜線とする場合、曲げ稜線最端部からL方向の幅5mmの部分（領域○）を曲げ稜線端部とした。曲げ稜線端部から稜線方向（L方向）に進展する割れ長さY1、曲げ稜線端部以外に形成される曲げ稜線に沿ってL方向に進展する割れ長さY2はそれぞれ以下の方法で測定する。

[0140] 上記曲げ半径0.5mmの90度V曲げ試験後、曲げ稜線端部から稜線方向に進展する割れ長さは、次のように測定した。

V曲げ試験後のサンプルにおける曲げ稜線端部の割れは図3-1(a)に示す。曲げ稜線中央部にある割れの長さを測定する場合、Z方向から板面(b面)を観察するのが一般的である。実際のV曲げ試験後のサンプルは図3-1(b)に示すような鞍形状であるため、b面が大きく変形し割れ長さの測定精度が落ちてしまい、せん断端面の曲げ性を正確に評価できない恐れがある。本発明では以下の測定方法を取ることでより精度よく測定することができる。なお、図3-1(a)に示す符号yは、図2(b)に示す符号Y1(割れ長さY1)に対応する。

曲げ半径0.5mmの90度V曲げ試験後の曲げサンプルのせん断面a面を上にし、曲げ稜線端部をワンショット3D形状測定機(キーエンス社製、VR6000シリーズまたはそれ以上の新型式)で40倍の倍率で撮影した。得られた高さデータをワンショット3D形状測定機付属の解析ソフトを用いて解析した。図3-2(a)に示すように、曲げ稜線に合わせて引張応力を受けた曲げ外側にできるだけ近い位置で円弧型計測線iを引いた。得られたプロファイル波形jの一例は図3-2(b)に示す通りであり、ソフト内の計測ツールを用いて各割れの長さ $(y_1 + y_2) / 2$ を求め、最も長い割れの長さを、曲げ半径0.5mmの90度V曲げ試験後、曲げ稜線端部から稜線方向に進展する割れ長さとした。

[0141] 上記曲げ半径0.5mmの90度V曲げ試験後、曲げ稜線端部以外に形成される曲げ稜線に沿って進展する割れ長さは、実体顕微鏡で25倍の倍率での目視観察により測定した。

[0142] (3) 密着曲げ試験

得られた鋼板のコイル幅1/4位置より60mmC×30mmLの試験片を採取した。60mm長さの両端面を研削で仕上げた後、一次曲げ加工(U曲げ加工)を施し、密着曲げ用の試験片を準備した。U曲げ加工は、油圧式曲げ試験機を用いて、ポンチの曲げ半径がいずれの供試材においても割れが発生しないR=5.0mm、ストローク速度:10mm/s、C方向曲げ(曲げ稜線長さ:30mmL)で実施した。次いで、U曲げ加工後の試験片に

対して密着曲げ加工を行った。密着曲げ加工は、油圧式曲げ試験機を用いた。図4-1(a)に示すように、必要に応じて間にスペーサーq(板厚Z1)を挟み、ストローク速度:10mm/分、押し付け荷重:10ton、押し付け時間を3秒とし、U曲げ加工後の試験片の曲げ稜線と押し付け方向が直角になるようにして実施した。

密着曲げ試験を行ったサンプルにおいて、曲げ頂点から鋼板表面に沿って周方向両側(C方向)の幅Z2($Z2 = (2t + Z1) \times \pi / 2$ 、ここでtはサンプルの板厚)の部分(領域s参照)を曲げ稜線の外側とする場合、曲げ稜線の外側にL方向に延伸して形成される割れのL方向長さY3が0.5mm未満となる(0.5mm以上の割れが発生しない)最小のスペーサー板厚を、割れ限界のスペーサー板厚とした。曲げ稜線外側の割れ長さは、実体顕微鏡で25倍の倍率での目視観察により測定した。

[0143] また、スペーサー3.0mmの密着曲げ試験(スペーサーの板厚を3.0mmとする密着曲げ試験)を行った後、図4-1(b)に示すように、圧縮応力を受けた側(サンプル内面側)に、曲げ頂点から鋼板表面に沿って周方向両側(C方向)の幅Z3(9mm)の部分(領域s参照)を曲げ稜線の内側とする場合、曲げ稜線内側における板厚方向に進展する割れ深さは、次のように測定した。

図4-2(c)に示すように、L方向の1/2位置にある断面kが観察面になるように、上記の密着曲げ後のサンプルから試料を切り出した。

ついで、ダイヤモンドペーストを用いて試料の観察面を鏡面研磨した。そして、SEM(Scanning Electron Microscope; 走査電子顕微鏡)により、加速電圧:15kV、倍率:50倍の条件で、試料の観察面の曲げ頂点となる図4-2(d)の位置mに $2560.0\mu\text{m} \times 1920.0\mu\text{m}$ の視野(図4-2(d)のm)を1視野撮影し、き裂の全貌を観察した。得られたき裂の画像で、き裂の起点と終点の距離Xをき裂の深さとした。このX

をスペーサー3.0mmの密着曲げ試験を行い、圧縮応力を受けた曲げ稜線

部における板厚方向に進展する割れ深さとして評価した。

[0144] (4) 密着曲げ+直交90度V曲げ試験

上記のスペーサー3.0mmの密着曲げ試験を行った後のサンプルを用いて、L方向のV曲げ試験（直交90度V曲げ試験）を行った。V曲げ後の図4-1(a)のr領域（図中、Z2領域）を、ハンカチ曲げ後の曲げ稜線とする場合、曲げ稜線にL方向に延伸して形成される割れにおいて、L方向の長さが0.5mm以上である割れが発生しない割れ限界の曲げ半径を、割れ限界の曲げ半径（ハンカチ曲げ境界曲げ半径）とした。曲げ稜線の割れ長さは、実体顕微鏡で25倍の倍率での目視観察により測定した。

[0145]

[表1]

鋼種	成分組成(質量%)										計算変態点(°C)	備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Sb	Sn	その他		
A	0.107	1.46	2.65	0.012	0.0011	0.032	0.0028	0.005	-	-	751	適合鋼
B	0.058	0.96	2.29	0.005	0.0019	0.030	0.0050	-	0.005	-	744	適合鋼
C	0.304	1.71	1.03	0.011	0.0020	0.032	0.0032	0.012	-	-	745	適合鋼
D	0.170	0.44	2.66	0.018	0.0009	0.020	0.0040	0.006	-	-	733	適合鋼
E	0.106	2.03	2.45	0.017	0.0011	0.023	0.0036	-	-	-	759	適合鋼
F	0.275	0.82	1.88	0.010	0.0008	0.032	0.0029	-	-	-	734	適合鋼
G	0.206	1.32	3.12	0.006	0.0012	0.030	0.0044	0.005	-	-	746	適合鋼
H	0.040	1.65	2.28	0.011	0.0022	0.019	0.0020	0.008	-	-	755	比較鋼
I	0.446	1.10	2.81	0.007	0.0007	0.016	0.0049	0.012	0.014	-	734	比較鋼
J	0.104	0.72	2.29	0.012	0.0018	0.034	0.0028	0.009	-	-	730	比較鋼
K	0.175	2.20	2.35	0.010	0.0015	0.028	0.0045	0.007	-	-	774	比較鋼
L	0.154	1.53	0.83	0.008	0.0005	0.035	0.0048	0.006	-	-	746	比較鋼
M	0.163	1.04	3.55	0.016	0.0020	0.011	0.0036	0.002	-	-	744	比較鋼
N	0.183	1.23	2.55	0.008	0.0010	0.013	0.0023	0.002	-	Ti:0.017	744	適合鋼
O	0.109	0.85	2.71	0.013	0.0012	0.016	0.0027	-	-	Nb:0.023	742	適合鋼
P	0.116	1.47	2.69	0.025	0.0005	0.018	0.0025	-	-	Ti:0.021, B:0.0015	750	適合鋼
Q	0.089	1.51	2.34	0.016	0.0006	0.019	0.0037	0.008	-	Ti:0.015, Mo:0.016, B:0.0017	751	適合鋼
R	0.120	1.52	2.75	0.015	0.0013	0.019	0.0045	0.011	-	Ti:0.019, Mo:0.049, B:0.0011	751	適合鋼
S	0.196	0.60	2.62	0.008	0.0007	0.020	0.0049	-	-	V:0.028	735	適合鋼
T	0.144	0.88	2.66	0.012	0.0018	0.033	0.0039	0.006	-	Cu:0.133	741	適合鋼
U	0.126	1.33	2.94	0.013	0.0019	0.032	0.0047	0.007	-	Cr:0.047	749	適合鋼
V	0.155	1.10	2.60	0.008	0.0007	0.016	0.0040	-	-	Ni:0.112	744	適合鋼
W	0.113	1.15	2.77	0.019	0.0014	0.017	0.0027	0.004	-	Mo:0.042	746	適合鋼
X	0.129	1.04	2.99	0.006	0.0013	0.026	0.0050	0.007	-	-	744	適合鋼
Y	0.179	1.08	2.53	0.005	0.0018	0.015	0.0037	0.006	0.014	-	742	適合鋼
Z	0.137	1.56	2.51	0.025	0.0010	0.032	0.0025	-	0.007	Ta:0.009	751	適合鋼
AA	0.171	0.87	2.58	0.018	0.0021	0.012	0.0030	0.007	0.016	W:0.027	740	適合鋼
AB	0.123	1.37	2.93	0.016	0.0009	0.015	0.0031	-	-	Mg:0.0043	749	適合鋼
AC	0.107	1.29	2.73	0.025	0.0020	0.023	0.0027	0.002	-	Zn:0.0055	748	適合鋼
AD	0.135	0.93	2.57	0.014	0.0014	0.034	0.0023	-	-	Co:0.0092	742	適合鋼
AE	0.167	1.03	2.62	0.018	0.0012	0.012	0.0039	0.003	-	Zr:0.0023	742	適合鋼
AF	0.131	1.06	2.83	0.011	0.0018	0.026	0.0039	0.008	-	Ca:0.0018	744	適合鋼
AG	0.154	1.33	2.82	0.014	0.0024	0.025	0.0043	-	-	Se:0.0088	747	適合鋼
AH	0.136	1.53	2.60	0.013	0.0019	0.032	0.0042	-	-	Te:0.0120	751	適合鋼
AI	0.121	1.14	2.51	0.015	0.0010	0.035	0.0033	-	-	Ge:0.0120	745	適合鋼
AJ	0.190	0.94	2.92	0.010	0.0008	0.028	0.0028	-	-	As:0.0211	741	適合鋼
AK	0.156	1.57	2.73	0.024	0.0019	0.035	0.0025	-	-	Sr:0.0090	751	適合鋼
AL	0.185	1.10	2.96	0.008	0.0008	0.012	0.0023	-	0.007	Cs:0.0150	743	適合鋼
AM	0.147	1.45	2.96	0.008	0.0017	0.032	0.0042	0.005	-	Hf:0.0070	750	適合鋼
AN	0.119	1.41	2.51	0.010	0.0024	0.026	0.0049	0.006	-	Pb:0.0110	749	適合鋼
AO	0.172	1.13	2.88	0.021	0.0024	0.030	0.0038	0.010	0.013	Bi:0.0020	744	適合鋼
AP	0.104	1.23	2.75	0.017	0.0013	0.010	0.0043	0.004	-	Ti:0.019, B:0.0015	747	適合鋼
AQ	0.142	1.12	2.86	0.011	0.0010	0.039	0.0021	0.006	-	REM:0.0050	745	適合鋼
AR	0.395	2.95	3.45	0.095	0.0195	1.955	0.0095	0.018	0.016	-	765	適合鋼
AS	0.054	0.23	1.06	0.002	0.0001	0.006	0.0001	-	-	-	731	適合鋼
AT	0.184	1.61	2.77	0.005	0.0019	0.016	0.0035	-	-	Nb:0.180, Ti:0.180, V:0.180, B:0.0075, Cr:0.950, Ni:0.960, Mo:0.950, Cu:0.900, Ta:0.095, W:0.450, Mg:0.0170, Zn:0.0180, Co:0.0180, Zr:0.0930, Ca:0.0180, Se:0.0190, Te:0.0185, Ge:0.0190, As:0.0400, Sr:0.0180, Cs:0.0185, Hf:0.0185, Pb:0.0190, Bi:0.0190, REM:0.0190	751	適合鋼
AU	0.051	0.25	1.10	0.004	0.0005	0.010	0.0009	0.017	0.015	-	731	適合鋼

・上記以外の残部はFeおよび不可避的不純物である。

[0146]

[表2]

No.	鋼種	焼鈍工程					等温保持工程		冷却工程	第一保持工程		表層ひずみ導入工程	第二保持工程		めっき工程		備考
		焼鈍温度T (°C)	昇温時間t1 (秒)	焼鈍時間 (秒)	焼鈍露点 (°C)	式(3) Y (-)	保持温度 (°C)	保持時間 (秒)	冷却停止温度 (°C)	保持温度 (°C)	保持時間 (秒)	平均張力 (kgf/mm2)	保持温度 (°C)	保持時間 (秒)	種類	合金化温度 (°C)	
1	A	850	187	100	-10	19238	-	-	180	410	50	3.0	410	10	GA	520	本発明例
2	B	800	179	90	-5	10064	-	-	230	420	30	2.7	410	10	CR	-	本発明例
3	C	850	169	100	-10	19451	400	80	110	410	20	3.2	400	40	GA	520	本発明例
4	D	830	100	70	-5	11617	420	90	160	420	60	2.8	300	60	GA	510	本発明例
5	E	870	100	70	-5	13376	-	-	100	380	30	3.1	380	10	GA	510	本発明例
6	F	890	51	90	-10	18033	-	-	200	450	50	2.8	450	10	GA	520	本発明例
7	G	820	201	170	-10	19977	-	-	140	460	50	2.4	410	10	GA	520	本発明例
8	H	880	145	80	-5	19074	-	-	230	420	60	2.7	400	10	GA	510	比較例
9	I	780	179	90	-5	8189	-	-	0	460	50	4.0	390	10	GA	510	比較例
10	J	820	145	80	-10	13720	490	80	210	430	40	3.3	430	20	GA	520	比較例
11	K	890	162	90	-5	19904	-	-	150	390	70	3.8	300	10	GI	-	比較例
12	L	880	100	70	-5	16051	410	50	240	460	50	3.1	320	60	GA	510	比較例
13	M	820	100	70	-10	9100	460	70	110	440	40	2.9	360	40	GA	520	比較例
14	A	750	0	160	-10	89	-	-	180	440	60	3.2	440	10	GI	-	比較例
15	A	970	54	90	-10	18649	-	-	190	450	70	2.3	340	10	GA	520	比較例
16	A	860	10	70	-5	1642	-	-	170	430	50	3.8	310	10	GA	510	比較例
17	A	850	36	180	-15	19696	480	80	170	450	20	2.5	340	40	GA	530	比較例
18	A	880	0	20	-10	2202	420	90	180	370	50	2.2	300	40	GA	520	比較例
19	A	850	62	190	-5	22000	460	70	180	370	70	2.0	370	50	GA	510	比較例
20	A	840	179	90	10	16060	410	60	50	440	40	3.7	370	20	GA	480	比較例
21	A	860	145	80	-5	16668	-	-	350	370	60	2.6	350	10	GA	510	比較例
22	P	840	143	80	-5	13558	480	90	170	150	20	3.3	460	20	GI	-	比較例
23	P	840	205	100	-10	18107	-	-	170	500	70	2.8	450	10	GA	520	比較例
24	P	850	143	80	-5	15082	-	-	180	420	7	2.5	300	10	GA	510	比較例
25	P	850	143	80	20	15082	-	-	180	370	60	1.0	370	10	GA	480	比較例
26	P	860	143	80	-10	16606	-	-	170	420	50	2.9	150	10	GA	520	比較例
27	P	840	143	80	-10	13558	-	-	180	430	50	3.1	500	10	GI	-	比較例
28	P	850	177	90	-10	17783	-	-	180	450	90	3.3	400	7	GA	520	比較例
29	N	830	84	180	-10	18990	-	-	170	410	50	4.0	400	10	GA	520	本発明例
30	O	850	145	80	-5	16531	-	-	200	460	40	3.6	340	10	GA	510	比較例
31	P	850	99	70	-10	11892	-	-	170	400	30	4.0	340	10	GA	520	本発明例
32	Q	800	95	70	-5	5718	400	100	170	380	60	2.8	380	60	GI	-	本発明例
33	R	850	105	70	-5	12107	-	-	170	370	40	3.9	370	10	GA	510	本発明例
34	S	810	145	80	-10	11464	-	-	160	440	30	3.5	420	10	GI	-	本発明例
35	T	830	145	80	-5	13605	-	-	200	380	70	3.9	320	10	GI	-	本発明例
36	U	840	179	90	-5	16427	-	-	160	420	50	3.4	320	10	GA	510	本発明例
37	V	840	100	70	-5	11593	430	80	200	400	40	3.1	400	20	GI	-	本発明例
38	W	860	162	90	-10	19487	-	-	160	370	90	3.7	370	10	GA	520	本発明例
39	X	830	179	90	-10	15406	450	70	200	430	60	3.4	380	40	GI	-	本発明例
40	Y	830	100	70	-5	10538	-	-	150	380	100	3.2	340	10	GA	510	本発明例
41	Z	850	100	70	-10	11922	480	50	150	390	40	2.5	390	40	GA	520	本発明例
42	AA	830	145	80	-5	13787	480	90	190	420	60	2.5	410	50	GI	-	本発明例
43	AB	840	179	90	-5	16306	490	70	200	370	50	3.8	370	50	GA	510	本発明例
44	AC	850	179	90	-5	18295	-	-	180	400	70	3.2	360	10	GA	510	本発明例
45	AD	850	100	70	-10	13027	-	-	170	380	70	2.6	300	10	GA	520	本発明例
46	AE	830	145	80	-5	13391	450	90	140	410	50	3.3	410	30	GA	510	本発明例
47	AF	830	100	70	10	10313	-	-	180	430	50	4.0	390	10	GA	480	本発明例
48	AG	840	84	160	-5	18717	450	70	180	450	20	2.0	320	20	GA	510	本発明例
49	AH	850	100	70	-5	11950	480	50	140	440	20	2.5	300	20	GI	-	本発明例
50	AI	840	179	90	-10	17061	460	80	180	400	30	3.2	310	30	GA	520	本発明例
51	AJ	820	145	80	-10	12095	-	-	160	390	60	3.8	300	10	GI	-	本発明例
52	AK	850	179	90	-10	17833	-	-	180	460	60	3.7	440	10	GA	520	本発明例
53	AL	820	207	100	-5	15617	-	-	130	410	60	2.1	360	10	GA	510	本発明例
54	AM	840	179	90	-10	16222	-	-	190	390	50	2.2	390	10	GA	520	本発明例
55	AN	850	145	80	-5	15370	-	-	180	400	90	2.9	400	10	GA	510	本発明例
56	AO	830	100	70	-10	10337	-	-	150	370	70	3.6	370	10	GA	520	本発明例
57	AP	850	47	160	-10	18817	470	80	180	390	40	3.7	390	40	GI	-	本発明例
58	AQ	830	179	90	-10	15312	450	70	150	400	30	2.8	400	40	GA	520	本発明例
59	AR	800	60	40	5	2454	-	-	160	380	40	2.0	310	30	GA	480	本発明例
60	AS	820	105	90	0	12714	480	70	160	410	70	3.6	320	60	GI	-	本発明例
61	AT	860	95	60	10	11770	-	-	200	380	80	2.8	380	10	GA	480	本発明例
62	AS	840	200	100	10	21844	420	100	150	420	80	3.1	420	10	GA	480	比較例
63	AA	760	40	90	-10	2252	-	-	180	410	60	2.9	390	70	GA	480	比較例
64	AA	770	50	50	-10	2295	-	-	150	400	40	3.9	370	10	GA	500	比較例
65	AA	790	40	20	-10	2019	420	40	160	380	70	3.1	340	60	GA	480	比較例
66	AA	790	50	20	-10	2271	-	-	200	420	50	3.4	420	10	GI	-	比較例
67	AA	800	150	100	10	10582	-	-	180	420	2	2.8	420	10	GA	490	比較例
68	AU	850	190	110	10	24342	450	80	200	410	50	3.0	400	20	GA	480	比較例

[0147]

[表3]

No.	鋼種	板厚 (mm)	素地鋼板 鋼組織(t/4)						残部 組織	表層軟質層				備考
			各相の面積率							式(1) 右辺(*2)	X	F 面積率	FM/ 硬質相(*1)	
			F (%)	BF (%)	TM (%)	BF+TM (%)	RA (%)	FM (%)						
1	A	1.2	16.9	13.7	60.7	74.4	4.9	0.8	LB, θ	101	32	80.0	0.3	本発明例
2	B	1.2	56.4	5.2	22.5	27.7	6.1	9.0	LB, θ	111	28	50.2	0.4	本発明例
3	C	1.2	21.1	6.5	57.7	64.2	6.6	4.2	LB, θ	74	39	83.8	0.4	本発明例
4	D	1.2	10.5	1.6	71.9	73.5	3.6	8.2	LB, θ	97	34	83.8	0.1	本発明例
5	E	1.2	23.0	12.7	51.7	64.4	7.0	4.9	θ	120	33	79.8	0.2	本発明例
6	F	1.2	16.3	10.1	65.4	75.5	4.7	2.0	θ	120	37	93.1	0.4	本発明例
7	G	1.2	20.8	9.6	59.8	69.4	4.2	1.0	LB, θ	101	38	85.1	0.2	本発明例
8	H	1.2	80.4	1.2	0.0	1.2	2.4	14.8	θ	90	39	83.3	0.4	比較例
9	I	1.2	9.3	0.3	32.0	32.3	18.8	36.3	θ	48	26	80.9	0.1	比較例
10	J	1.2	0.0	18.7	74.7	93.4	0.3	1.5	LB, θ	86	28	80.7	0.2	比較例
11	K	1.2	79.1	0.0	0.0	0.0	8.5	11.7	LB, θ	93	41	81.8	0.1	比較例
12	L	1.2	82.2	1.4	0.0	1.4	5.0	10.9	θ	97	43	83.6	0.3	比較例
13	M	1.2	1.4	0.0	58.8	58.8	14.8	21.7	LB, θ	112	21	61.5	0.2	比較例
14	A	1.2	88.2	0.0	0.0	0.0	0.0	8.6	θ	101	18	89.3	0.5	比較例
15	A	1.2	0.0	6.6	79.4	86.0	1.1	5.3	LB, θ	101	35	61.5	0.2	比較例
16	A	1.2	22.9	3.0	56.0	59.0	4.7	9.1	θ	101	12	88.2	0.2	比較例
17	A	1.2	17.7	17.7	55.2	72.9	4.2	0.3	LB, θ	101	11	45.6	0.4	比較例
18	A	1.2	23.2	11.3	50.0	61.3	12.5	2.3	θ	101	16	96.6	0.1	比較例
19	A	1.2	20.4	0.0	69.4	69.4	3.7	4.2	θ	101	129	99.1	0.5	比較例
20	A	1.2	21.4	7.6	59.6	67.2	0.3	4.3	LB, θ	101	62	61.5	0.4	比較例
21	A	1.2	19.8	18.7	26.7	45.4	3.8	30.2	θ	101	37	90.2	0.1	比較例
22	P	1.2	21.7	12.4	46.4	58.8	2.3	15.9	θ	120	32	85.9	0.3	比較例
23	P	1.2	21.8	14.9	55.2	70.1	4.4	1.5	LB, θ	120	32	96.3	0.9	比較例
24	P	1.2	20.3	5.8	63.2	69.0	3.6	6.1	θ	120	41	55.3	0.9	比較例
25	P	1.2	15.8	19.6	50.9	70.5	9.1	1.6	LB, θ	120	76	78.6	0.8	比較例
26	P	1.2	22.8	9.1	52.0	61.1	3.4	9.2	LB, θ	120	33	88.8	0.8	比較例
27	P	1.2	20.1	10.5	65.1	75.6	0.0	0.0	θ	120	27	85.6	0.3	比較例
28	P	1.2	16.8	14.4	62.3	76.7	4.0	1.3	θ	120	38	56.5	0.9	比較例
29	N	1.2	24.0	5.1	62.4	67.5	5.3	2.5	θ	112	37	85.7	0.3	本発明例
30	O	1.2	9.6	18.7	63.5	82.2	5.0	0.8	LB, θ	120	37	91.4	0.4	本発明例
31	P	1.2	17.5	13.9	61.9	75.8	4.0	1.1	θ	120	25	54.5	0.3	本発明例
32	Q	1.2	46.2	8.4	31.6	40.0	6.0	3.7	LB, θ	90	29	86.9	0.4	本発明例
33	R	1.2	17.2	17.8	58.1	75.9	3.5	0.0	LB, θ	78	33	80.8	0.3	本発明例
34	S	1.2	22.0	11.8	56.8	68.6	6.1	0.6	LB, θ	120	22	93.5	0.4	本発明例
35	T	1.2	19.7	19.6	54.6	74.2	4.2	1.9	-	97	33	60.0	0.1	本発明例
36	U	1.2	16.4	18.9	55.7	74.6	5.0	1.9	LB, θ	93	36	79.2	0.3	本発明例
37	V	1.2	22.5	14.9	51.2	66.1	4.2	2.2	LB, θ	120	29	94.4	0.5	本発明例
38	W	1.2	12.9	18.4	59.4	77.8	3.9	2.0	LB, θ	105	35	86.9	0.3	本発明例
39	X	1.2	21.5	8.2	64.8	73.0	4.8	0.7	-	93	35	79.2	0.4	本発明例
40	Y	1.2	19.1	17.8	57.3	75.1	3.8	1.7	θ	71	28	59.9	0.2	本発明例
41	Z	1.2	23.7	6.0	65.5	71.5	3.6	1.0	θ	107	31	60.3	0.4	本発明例
42	AA	1.2	18.2	12.9	58.1	71.0	4.5	1.6	LB, θ	63	32	96.8	0.5	本発明例
43	AB	1.2	21.3	8.6	60.8	69.4	3.6	4.0	θ	120	39	58.5	0.4	本発明例
44	AC	1.2	22.2	10.6	60.6	71.2	4.3	1.2	θ	112	46	58.7	0.4	本発明例
45	AD	1.2	21.1	11.1	58.1	69.2	5.1	0.3	LB, θ	120	29	50.8	0.5	本発明例
46	AE	1.2	17.3	12.6	61.3	73.9	4.2	0.3	LB, θ	109	35	51.2	0.1	本発明例
47	AF	1.2	19.4	16.6	56.8	73.4	3.8	1.8	LB, θ	90	42	55.4	0.2	本発明例
48	AG	1.2	22.2	8.4	61.6	70.0	3.7	0.1	LB, θ	120	42	91.6	0.2	本発明例
49	AH	1.2	15.4	14.7	64.3	79.0	4.0	0.1	θ	120	35	60.8	0.1	本発明例
50	AI	1.2	20.3	6.4	65.8	72.2	3.8	1.0	LB, θ	120	34	79.3	0.3	本発明例
51	AJ	1.2	20.2	6.0	63.9	69.9	6.7	1.7	θ	120	23	93.3	0.2	本発明例
52	AK	1.2	14.4	19.8	56.2	76.0	4.0	1.7	LB, θ	120	38	87.0	0.2	本発明例
53	AL	1.2	16.4	13.2	62.2	75.4	4.5	0.4	LB, θ	107	33	59.2	0.1	本発明例
54	AM	1.2	21.2	13.7	53.4	67.1	6.7	3.9	θ	101	27	50.5	0.4	本発明例
55	AN	1.2	17.4	16.5	58.8	75.3	4.4	0.5	LB, θ	97	36	59.0	0.4	本発明例
56	AO	1.2	21.2	6.7	65.7	72.4	5.1	0.2	θ	57	30	94.9	0.2	本発明例
57	AP	1.2	17.5	17.0	56.9	73.9	3.8	2.0	LB, θ	105	35	81.1	0.3	本発明例
58	AQ	1.2	19.3	15.0	56.6	71.6	4.9	0.7	LB, θ	97	26	95.5	0.4	本発明例
59	AR	1.2	21.5	6.9	52.7	59.6	9.2	8.1	LB, θ	21	21	79.7	0.1	本発明例
60	AS	1.2	19.6	17.5	54.9	72.4	3.8	0.9	LB, θ	120	69	95.3	0.1	本発明例
61	AT	1.2	16.7	12.1	65.3	77.4	4.6	1.1	θ	120	72	86.8	0.2	本発明例
62	AS	1.2	39.4	7.7	43.4	51.1	6.0	1.7	θ	120	128	98.3	0.1	比較例
63	AA	1.2	12.9	10.8	69.8	80.6	4.6	1.0	θ	63	18	51.5	0.3	比較例
64	AA	1.2	21.4	14.2	56.2	70.4	5.2	0.2	LB, θ	63	17	58.6	0.5	比較例
65	AA	1.2	18.9	16.0	58.3	74.3	4.5	1.5	θ	63	19	54.8	0.2	比較例
66	AA	1.2	23.8	9.3	53.6	62.9	6.7	3.1	LB, θ	63	18	70.6	0.1	比較例
67	AA	1.2	19.9	10.7	59.6	70.3	2.8	5.6	θ	63	50	95.9	0.4	比較例
68	AU	1.2	36.6	8.9	48.6	57.5	4.1	1.5	θ	27	100	99.0	0.1	比較例

(*1) FM/硬質相: フレッシュマルテンサイトの面積率をベイニティックフェライトとフレッシュマルテンサイトと焼戻しマルテンサイト(残留オーステナイトを除く)との合計の面積率で除した値

(*2) 式(1): $20 \leq X \leq 120 - 3800 \times [\text{Sb}] - 1900 \times [\text{Sn}]$ ([Sb]: 鋼中のSb含有量(質量%), [Sn]: 鋼中のSn含有量(質量%))

[0148] [表4]

No.	鋼種	YS (MPa)	YR (-)	TS (MPa)	EI (%)	V曲げ 端面以外 割れ長さ (μm)	V曲げ 端面 割れ長さ (μm)	密着曲げ 境界 スパーサー板厚 (mm)	密着曲げ 内部割れ 深さ (μm)	ハンカチ曲げ 境界 曲げ半径 (mm)	備考
1	A	962	0.93	1036	14.5	0	110	0.0	130	1.5	本発明例
2	B	681	0.87	782	21.3	0	40	0.0	66	0.0	本発明例
3	C	818	0.72	1128	16.2	0	141	0.0	178	1.0	本発明例
4	D	869	0.88	991	12.4	0	116	0.0	179	0.5	本発明例
5	E	988	0.90	1098	16.7	0	113	0.0	179	2.0	本発明例
6	F	837	0.81	1037	14.3	0	126	0.0	120	0.0	本発明例
7	G	1022	0.87	1171	14.6	0	108	0.0	149	0.5	本発明例
8	H	404	0.65	620	26.5	0	56	0.0	103	0.0	比較例
9	I	1242	0.83	1498	10.5	201	214	4.0	240	5.5	比較例
10	J	820	0.83	982	10.2	0	111	0.0	108	1.5	比較例
11	K	589	0.69	856	30.3	139	248	0.5	57	0.0	比較例
12	L	352	0.64	552	28.5	0	160	1.5	36	4.0	比較例
13	M	904	0.74	1224	11.8	203	208	3.5	233	6.0	比較例
14	A	470	0.68	686	26.0	0	49	0.0	186	0.0	比較例
15	A	1079	0.96	1119	9.7	86	106	0.5	54	3.0	比較例
16	A	906	0.89	1012	16.4	220	143	4.0	269	6.0	比較例
17	A	956	0.93	1032	14.2	212	110	3.5	247	6.0	比較例
18	A	938	0.92	1019	11.2	209	112	3.5	336	5.5	比較例
19	A	503	0.68	735	26.4	122	111	2.5	55	0.0	比較例
20	A	931	0.92	1014	10.1	118	111	0.5	39	2.5	比較例
21	A	742	0.73	1022	14.2	205	211	4.0	231	5.5	比較例
22	P	1013	0.95	1069	6.1	0	108	0.0	186	1.0	比較例
23	P	1032	0.95	1089	13.9	207	108	4.5	208	6.5	比較例
24	P	1030	0.95	1090	16.1	201	108	4.5	201	5.5	比較例
25	P	1077	0.96	1122	15.6	221	106	4.0	236	6.5	比較例
26	P	1027	0.95	1085	17.7	210	108	4.5	253	6.0	比較例
27	P	705	0.66	1071	9.3	0	107	0.0	170	1.0	比較例
28	P	1065	0.96	1111	12.2	212	106	4.5	210	5.5	比較例
29	N	925	0.83	1111	20.4	0	123	0.0	115	0.5	本発明例
30	O	905	0.88	1029	15.7	0	113	0.0	187	0.0	本発明例
31	P	1042	0.94	1114	13.6	98	108	1.5	49	4.0	本発明例
32	Q	704	0.81	871	19.0	0	128	0.0	195	0.0	本発明例
33	R	951	0.90	1056	17.3	0	114	0.0	111	1.5	本発明例
34	S	841	0.82	1021	13.6	0	127	0.0	135	0.0	本発明例
35	T	867	0.84	1036	16.0	121	122	0.5	66	2.5	本発明例
36	U	1027	0.89	1158	14.4	0	113	0.0	199	2.0	本発明例
37	V	890	0.82	1088	14.5	0	123	0.0	148	0.0	本発明例
38	W	961	0.88	1088	14.8	0	115	0.0	110	0.5	本発明例
39	X	948	0.90	1057	13.3	0	115	0.0	107	2.0	本発明例
40	Y	919	0.84	1098	15.1	113	121	2.5	62	4.5	本発明例
41	Z	935	0.82	1136	14.1	119	121	0.5	37	3.0	本発明例
42	AA	885	0.83	1069	14.4	0	124	0.0	117	0.0	本発明例
43	AB	996	0.88	1133	14.4	131	116	0.5	63	3.0	本発明例
44	AC	910	0.87	1050	13.9	120	120	2.5	50	5.0	本発明例
45	AD	837	0.84	997	14.2	104	123	2.5	68	4.5	本発明例
46	AE	929	0.86	1074	15.2	121	119	2.5	53	5.0	本発明例
47	AF	932	0.87	1067	14.1	99	118	1.5	60	3.5	本発明例
48	AG	989	0.86	1146	13.6	0	116	0.0	185	0.0	本発明例
49	AH	1006	0.87	1162	14.0	126	117	0.5	47	2.5	本発明例
50	AI	856	0.85	1004	13.7	0	124	0.0	192	2.0	本発明例
51	AJ	986	0.89	1111	13.8	0	114	0.0	146	0.0	本発明例
52	AK	1073	0.91	1176	16.1	0	114	0.0	101	1.0	本発明例
53	AL	1048	0.90	1164	13.6	108	111	0.5	41	2.5	本発明例
54	AM	1045	0.90	1166	14.2	106	118	2.5	49	5.0	本発明例
55	AN	929	0.84	1103	16.3	105	118	0.5	36	3.0	本発明例
56	AO	989	0.91	1084	14.2	0	115	0.0	122	0.0	本発明例
57	AP	831	0.80	1041	15.2	0	114	0.0	113	1.5	本発明例
58	AQ	963	0.89	1076	13.9	0	114	0.0	123	0.0	本発明例
59	AR	837	0.83	1005	14.2	49	122	1.0	80	2.5	本発明例
60	AS	929	0.85	1099	15.2	0	121	0.5	56	1.5	本発明例
61	AT	932	0.87	1067	14.1	43	117	0.0	40	1.0	本発明例
62	AS	540	0.74	727	17.6	0	116	0.0	11	0.0	比較例
63	AA	1006	0.88	1149	14.0	212	117	2.0	198	4.5	比較例
64	AA	856	0.83	1027	13.7	111	122	3.5	169	4.0	比較例
65	AA	986	0.91	1082	13.8	111	112	2.5	298	4.5	比較例
66	AA	1073	0.92	1173	16.1	111	111	2.5	189	5.5	比較例
67	AA	1048	0.92	1134	10.6	108	110	2.0	106	3.0	比較例
68	AU	544	0.71	770	19.0	0	56	0.0	20	0.0	比較例

[0149] 表 1 ～ 4 中、下線部は本発明の適正範囲外を示す。

表 4 に示すように、発明例ではいずれも、引張強さ (TS)、降伏応力 (YS)、全伸び (EI) が合格であり、V 曲げ端面以外の割れ長さ、V 曲げ端面の割れ長さ、密着曲げスペーサー厚、密着曲げ内部割れ深さ、ハンカチ曲げ境界曲げ半径はいずれも規定範囲内であった。

一方、比較例では、引張強さ (TS)、降伏応力 (YS)、全伸び (EI)、V 曲げ端面以外の割れ長さ、V 曲げ端面の割れ長さ、密着曲げスペーサー厚、密着曲げ内部割れ深さ、ハンカチ曲げ境界曲げ半径の少なくとも 1 つが十分ではなかった。

符号の説明

- [0150] F フェライト
FM フレッシュマルテンサイト
RA 残留オーステナイト
BF ベイニティックフェライト
TM 焼戻しマルテンサイト

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.050%以上0.400%以下、

Si : 0.20%以上3.00%以下、

Mn : 1.00%以上3.50%未満、

P : 0.001%以上0.100%以下、

S : 0.0001%以上0.0200%以下、

Al : 0.005%以上2.000%以下、

N : 0.0100%以下、

Sb : 0.200%以下 (0%を含む)、および

Sn : 0.200%以下 (0%を含む)

を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有する素地鋼板を有し、

前記素地鋼板の表面から板厚1/4位置におけるビッカース硬さに対して、ビッカース硬さが84%以下である表層軟質層を有し、

前記表層軟質層は、以下の式(1)を満たし、

前記表層軟質層中の組織として、

フェライトの面積率が50.0%以上100.0%以下であり、

フェライトの面積率が100.0%未満である場合、フレッシュマルテンサイトの面積率をベイニティックフェライトとフレッシュマルテンサイトと焼戻しマルテンサイト(残留オーステナイトを除く)との合計の面積率で除した値が0.5以下であり、

前記素地鋼板の板厚1/4位置の組織として、

フェライトの面積率が76.5%以下(0.0%を含む)であり、

ベイニティックフェライトと焼戻しマルテンサイト(残留オーステナイトを除く)の合計の面積率が20.0%以上90.0%以下であり、

残留オーステナイトの面積率が3.5%以上10.0%以下であり、

フレッシュマルテンサイトの面積率が10.0%以下(0.0%を含む)であり、

引張強さが780MPa以上1180MPa未満である、鋼板。

$$20 \leq X \leq 120 - 3800 \times [Sb] - 1900 \times [Sn]$$

・・・(1)

但し、式(1)において、Xは表層軟質層厚さ(μm)であり、[Sb]、[Sn]はそれぞれ鋼中のSb、Snの含有量(質量%)である。

[請求項2]

前記成分組成は、さらに、質量%で、

Nb: 0.200%以下、

Ti: 0.200%以下、

V: 0.200%以下、

B: 0.0100%以下、

Cr: 1.000%以下、

Ni: 1.000%以下、

Mo: 1.000%以下、

Cu: 1.000%以下、

Ta: 0.100%以下、

W: 0.500%以下、

Mg: 0.0200%以下、

Zn: 0.0200%以下、

Co: 0.0200%以下、

Zr: 0.1000%以下、

Ca: 0.0200%以下、

Se: 0.0200%以下、

Te: 0.0200%以下、

Ge : 0.0200%以下、
As : 0.0500%以下、
Sr : 0.0200%以下、
Cs : 0.0200%以下、
Hf : 0.0200%以下、
Pb : 0.0200%以下、
Bi : 0.0200%以下および
REM : 0.0200%以下

のうちから選ばれる少なくとも1種を含有する、請求項1に記載の鋼板。

[請求項3] 前記素地鋼板の片面または両面において、めっき層を有し、前記めっき層が溶融亜鉛めっき層である、請求項1または2に記載の鋼板。

[請求項4] 前記素地鋼板の片面または両面において、めっき層を有し、前記めっき層が合金化溶融亜鉛めっき層である、請求項1または2に記載の鋼板。

[請求項5] 請求項1～4のいずれかに記載の鋼板を用いてなる、部材。

[請求項6] 請求項1または2に記載の成分組成を有する鋼スラブに熱間圧延を施して熱延鋼板とする、熱間圧延工程と、

該熱間圧延工程後、前記熱延鋼板を酸洗する酸洗工程と、

該酸洗工程後の鋼板に対して、圧下率が20%以上80%以下である冷間圧延を施す冷間圧延工程と、

該冷間圧延工程後の鋼板に対して、昇温し、焼鈍温度Ac1(°C)以上900°C以下、焼鈍時間:20秒以上、および露点-10°C以上の雰囲気下で、式(2)および式(3)を満たす条件で焼鈍する、焼鈍工程と、

該焼鈍工程後の鋼板を100°C以上300°C以下の冷却停止温度まで冷却する、冷却工程と、

該冷却工程後の鋼板を、370°C以上460°C以下の再加熱保持温

度域まで再加熱して、10秒以上保持する、第一保持工程と、

該第一保持工程後の鋼板に、前記再加熱保持温度域で2.0kgf/mm²以上の張力を付与する、表層ひずみ導入工程と、

該表層ひずみ導入工程後の鋼板を、300℃以上460℃以下で10秒以上保持する第二保持工程と、を含む、

鋼板の製造方法。

$$2400 \leq Y \leq 20000 \quad \dots (2)$$

$$Y = [\{ (T - A_{c1}) \times t_1 \} / 2] + \{ (T - A_{c1}) \times t_2 \} \dots (3)$$

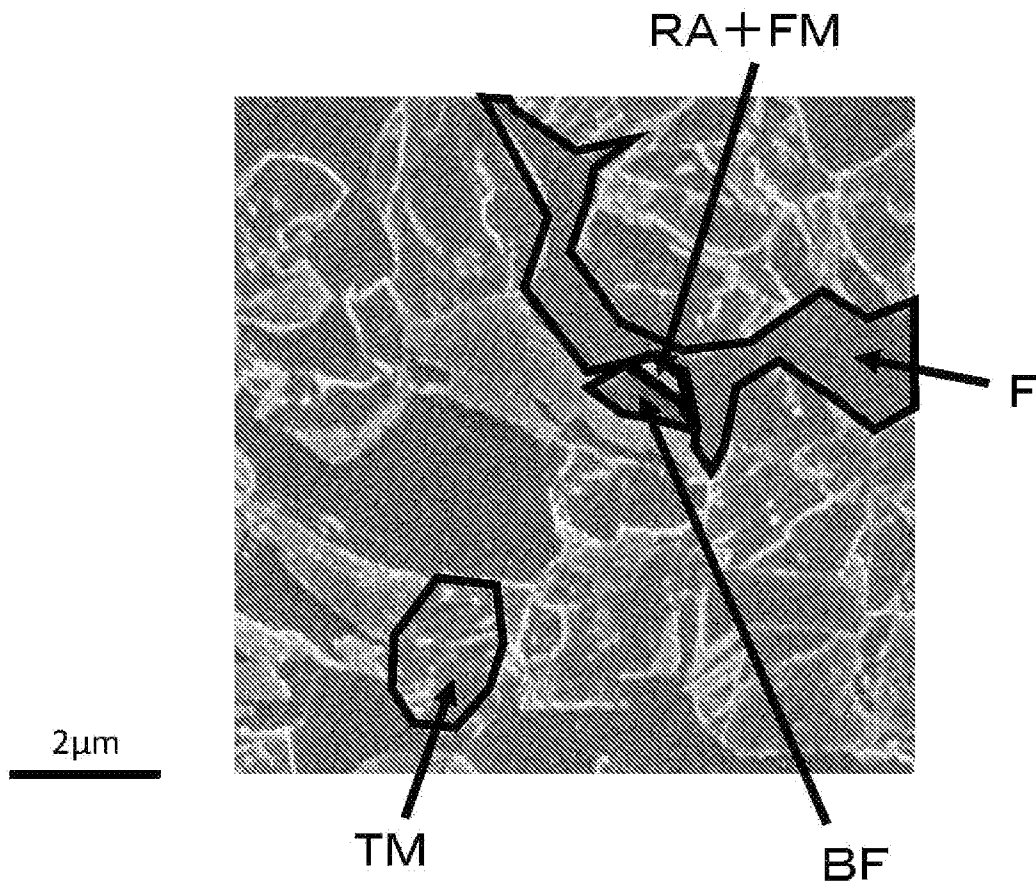
ここで、式(3)中、T：焼鈍温度(℃)であり、t₁は、焼鈍工程の昇温時における650℃から焼鈍温度Tまでの時間(s)であり、t₂：焼鈍時間(s)であり、A_{c1}：A_{c1}(℃)である。

[請求項7] 前記焼鈍工程後、鋼板に溶融亜鉛めっき処理を施し、溶融亜鉛めっき層を形成する、溶融亜鉛めっき工程を含む、請求項6に記載の鋼板の製造方法。

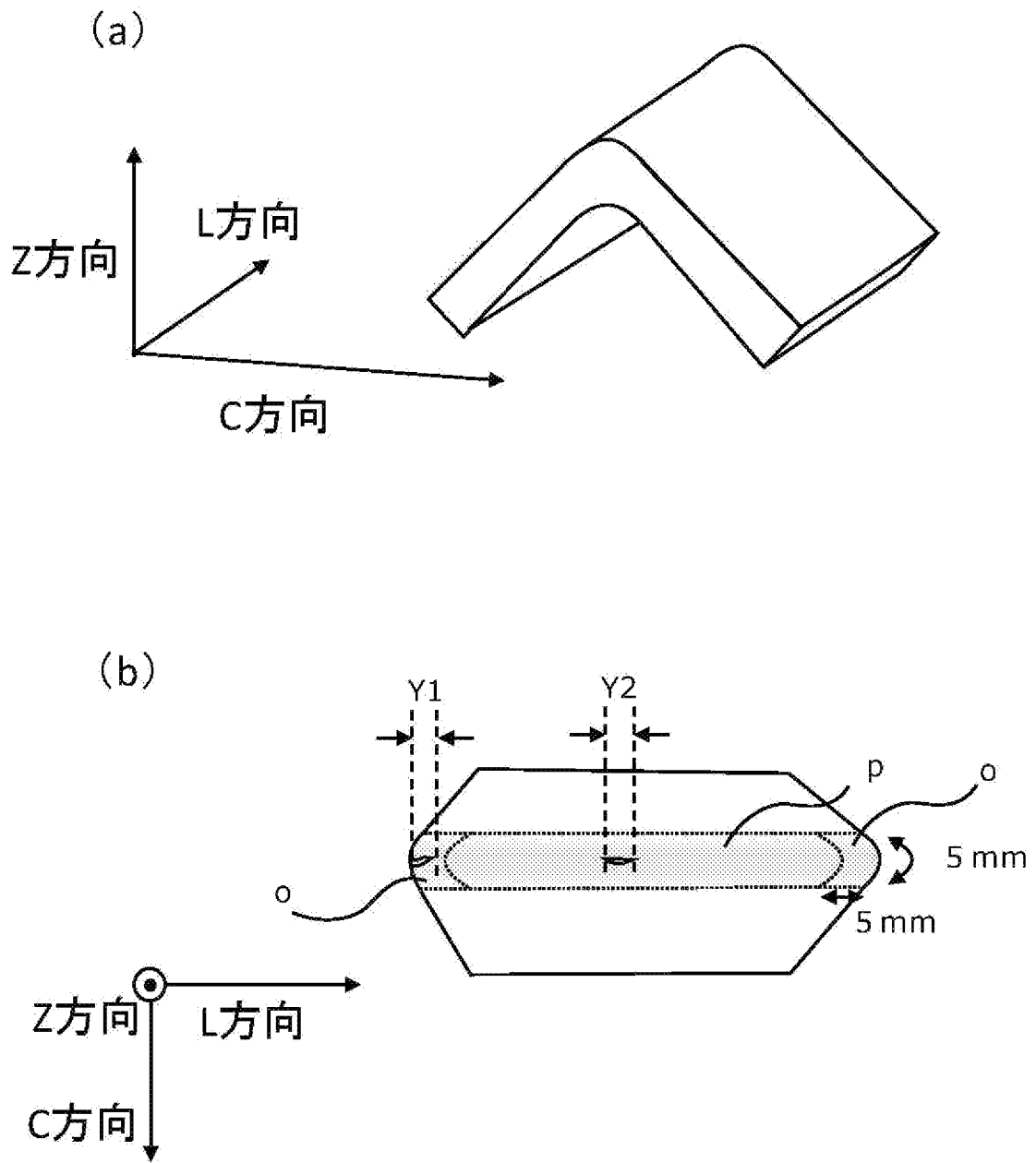
[請求項8] 前記焼鈍工程後、鋼板に合金化溶融亜鉛めっき処理を施し、合金化溶融亜鉛めっき層を形成する、合金化溶融亜鉛めっき工程を含む、請求項6に記載の鋼板の製造方法。

[請求項9] 請求項1～4のいずれかに記載の鋼板に、成形加工、接合加工の少なくとも一方を施して部材とする工程を含む、部材の製造方法。

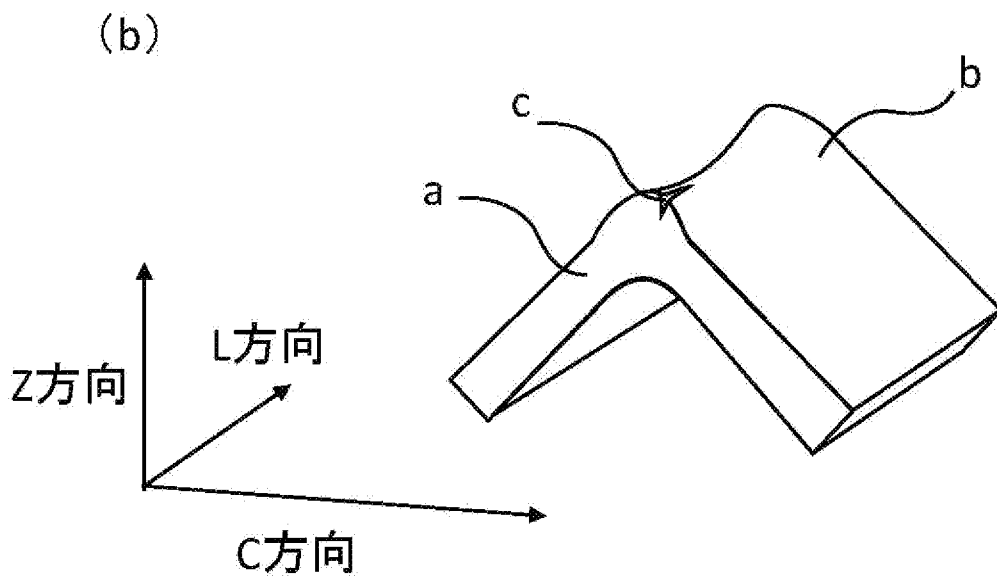
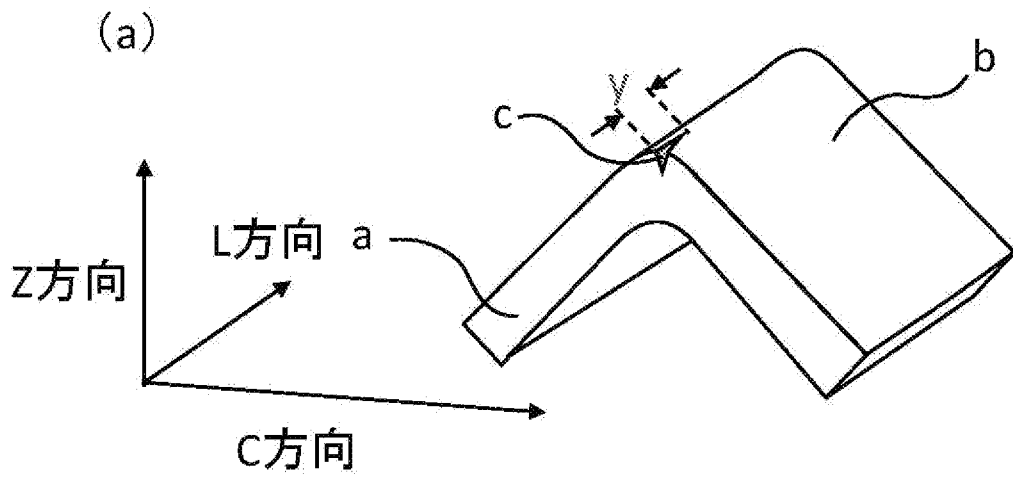
[図1]



[图2]

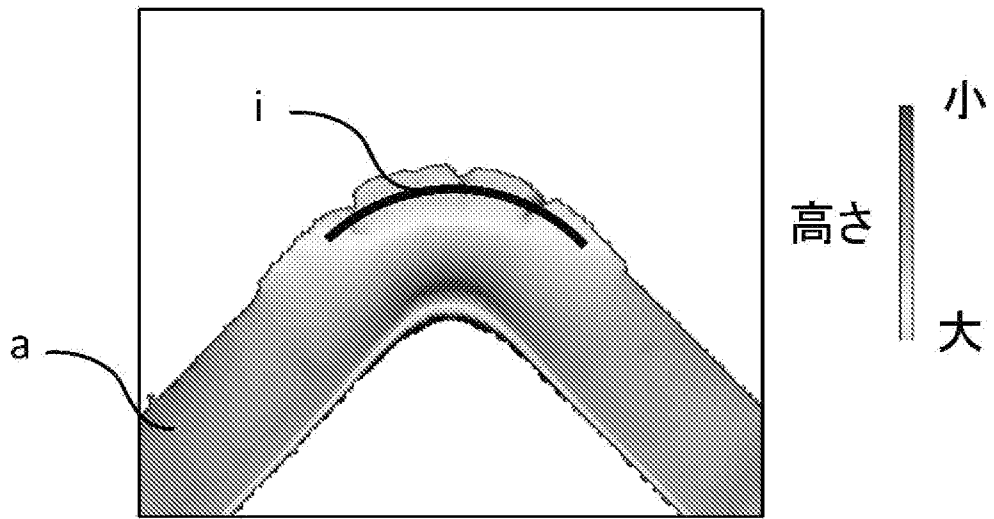


[图3-1]

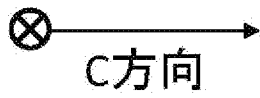


[図3-2]

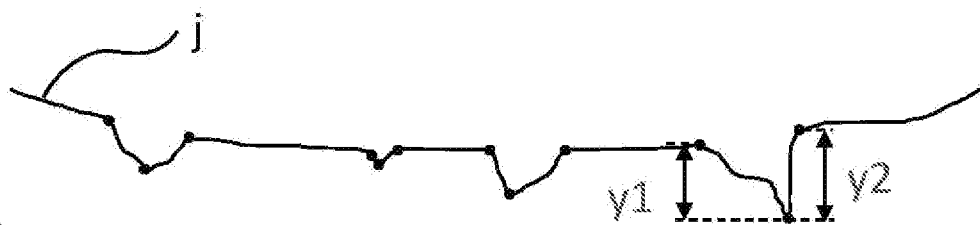
(a)



L方向



(b)

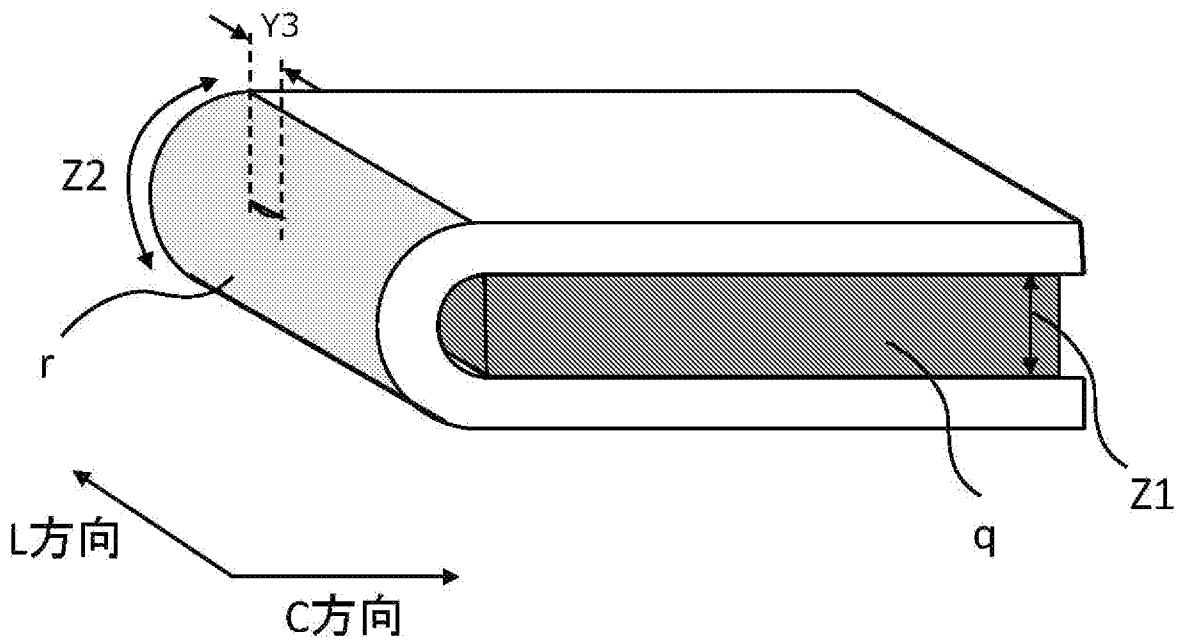


L方向

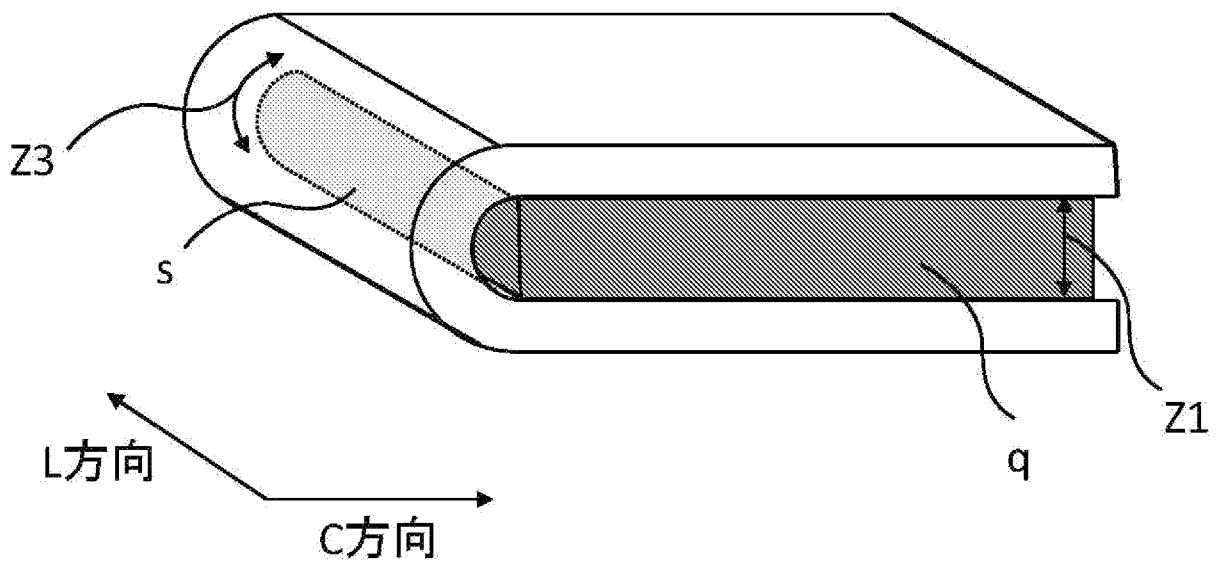
C方向

[図4-1]

(a)

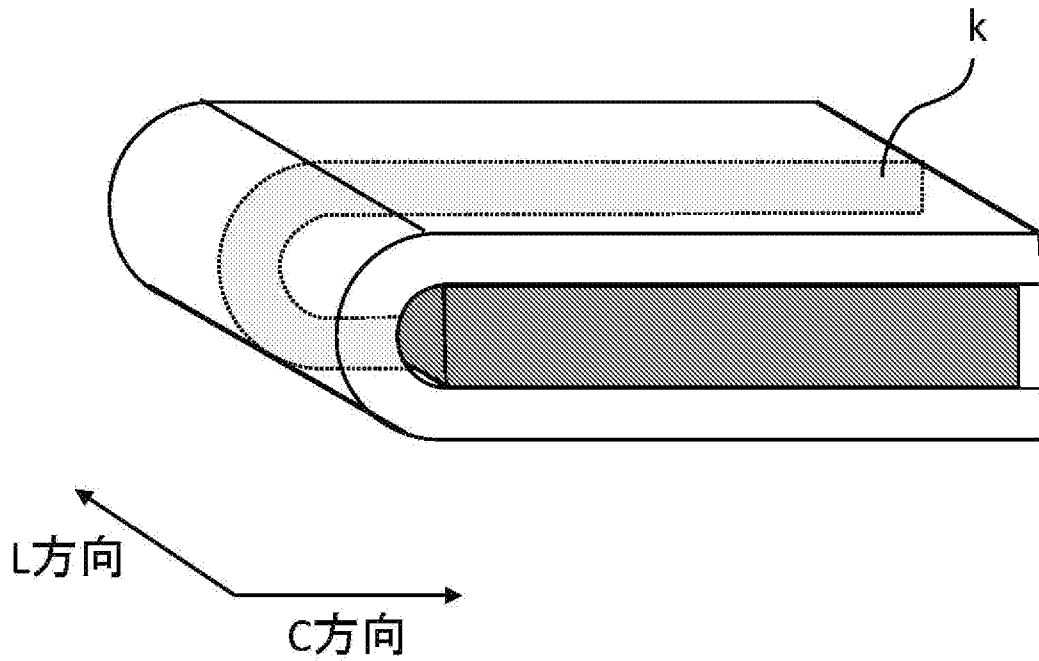


(b)

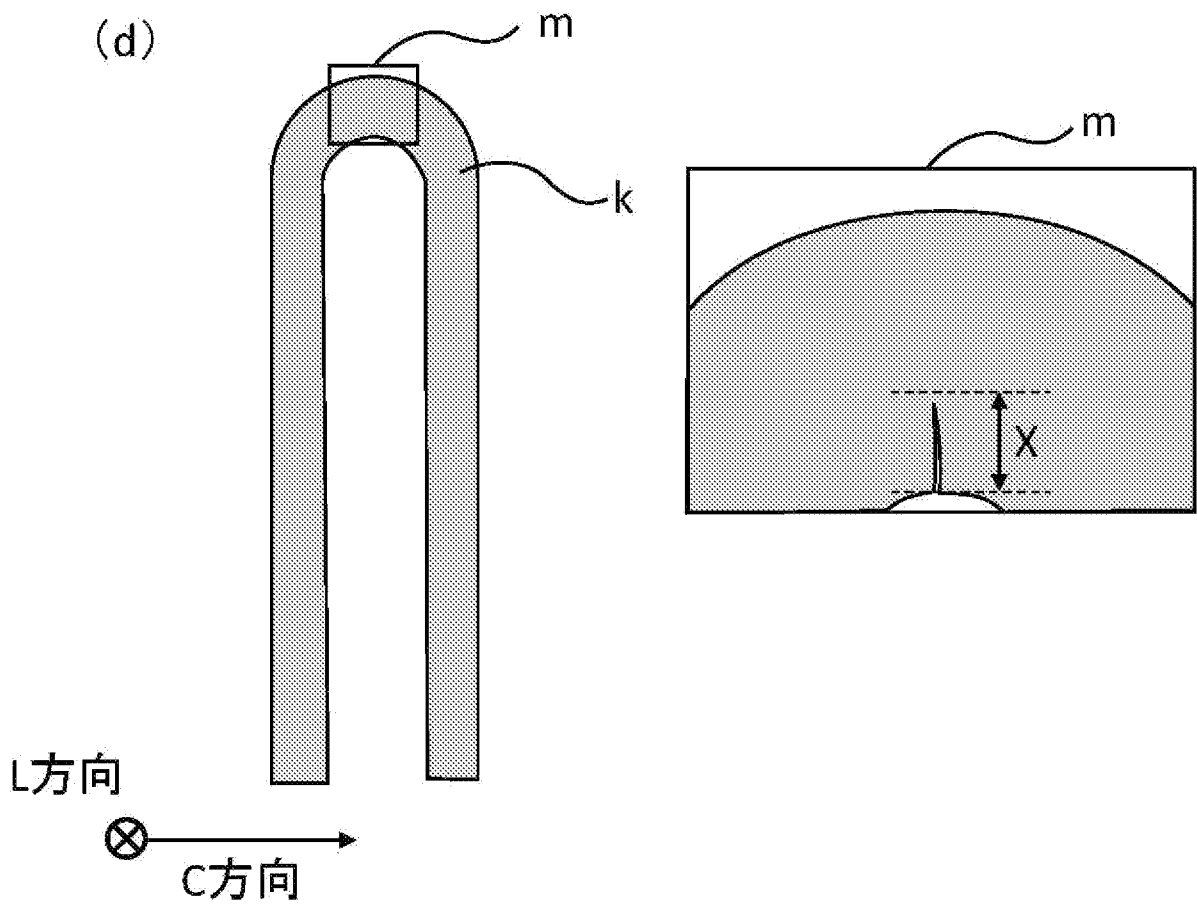


[図4-2]

(c)



(d)



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2024/035463

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER		
<p><i>C22C 38/00</i>(2006.01)i; <i>C21D 1/26</i>(2006.01)i; <i>C21D 9/46</i>(2006.01)i; <i>C21D 9/56</i>(2006.01)i; <i>C22C 18/00</i>(2006.01)i; <i>C22C 18/04</i>(2006.01)i; <i>C22C 38/60</i>(2006.01)i FI: C22C38/00 301S; C22C38/00 301T; C22C38/60; C21D9/46 G; C21D9/46 J; C21D9/56 101C; C21D1/26 N; C22C18/00; C22C18/04</p> <p>According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC</p>		
B. FIELDS SEARCHED		
Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) C22C38/00; C21D1/26; C21D9/46; C21D9/56; C22C18/00; C22C18/04; 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 2017/145329 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 31 August 2017 (2017-08-31)	1-9
A	WO 2021/200579 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 07 October 2021 (2021-10-07)	1-9
A	WO 2022/131581 A1 (POSCO) 23 June 2022 (2022-06-23)	1-9
A	WO 2023/112461 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 22 June 2023 (2023-06-22)	1-9
<input type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input checked="" type="checkbox"/> See patent family annex.		
<p>* Special categories of cited documents:</p> <p>“A” document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance</p> <p>“D” document cited by the applicant in the international application</p> <p>“E” earlier application or patent but published on or after the international filing date</p> <p>“L” document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)</p> <p>“O” document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means</p> <p>“P” document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed</p> <p>“T” later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention</p> <p>“X” document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone</p> <p>“Y” document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art</p> <p>“&” document member of the same patent family</p>		
Date of the actual completion of the international search 06 December 2024		Date of mailing of the international search report 17 December 2024
Name and mailing address of the ISA/JP Japan Patent Office (ISA/JP) 3-4-3 Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915 Japan		Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/JP2024/035463

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
WO	2017/145329	A1	31 August 2017	US 2018/0312954 EP 3378965 KR 10-2018-0102157 CN 108699664	A1 A1 A A
WO	2021/200579	A1	07 October 2021	US 2023/0129828 EP 4130323 KR 10-2022-0145390 CN 115349028	A1 A1 A A
WO	2022/131581	A1	23 June 2022	US 2023/0416890 EP 4265794 KR 10-2022-0085495	A1 A1 A
WO	2023/112461	A1	22 June 2023	EP 4389925 KR 10-2024-0069745 CN 118215753	A1 A A

<p>A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC））</p> <p>C22C 38/00(2006.01)i; C21D 1/26(2006.01)i; C21D 9/46(2006.01)i; C21D 9/56(2006.01)i; C22C 18/00(2006.01)i; C22C 18/04(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i FI: C22C38/00 301S; C22C38/00 301T; C22C38/60; C21D9/46 G; C21D9/46 J; C21D9/56 101C; C21D1/26 N; C22C18/00; C22C18/04</p>																	
<p>B. 調査を行った分野</p> <p>調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC））</p> <p>C22C38/00; C21D1/26; C21D9/46; C21D9/56; C22C18/00; C22C18/04; C22C38/60</p> <p>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</p> <table border="0"> <tr> <td>日本国実用新案公報</td> <td>1922 - 1996年</td> </tr> <tr> <td>日本国公開実用新案公報</td> <td>1971 - 2024年</td> </tr> <tr> <td>日本国実用新案登録公報</td> <td>1996 - 2024年</td> </tr> <tr> <td>日本国登録実用新案公報</td> <td>1994 - 2024年</td> </tr> </table> <p>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）</p>			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							
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																
<p>C. 関連すると認められる文献</p> <table border="1"> <thead> <tr> <th>引用文献の カテゴリー*</th> <th>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</th> <th>関連する 請求項の番号</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>A</td> <td>WO 2017/145329 A1（新日鐵住金株式会社）31.08.2017（2017-08-31）</td> <td>1-9</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>WO 2021/200579 A1（JFEスチール株式会社）07.10.2021（2021-10-07）</td> <td>1-9</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>WO 2022/131581 A1（POSCO）23.06.2022（2022-06-23）</td> <td>1-9</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>WO 2023/112461 A1（JFEスチール株式会社）22.06.2023（2023-06-22）</td> <td>1-9</td> </tr> </tbody> </table>			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 2017/145329 A1（新日鐵住金株式会社）31.08.2017（2017-08-31）	1-9	A	WO 2021/200579 A1（JFEスチール株式会社）07.10.2021（2021-10-07）	1-9	A	WO 2022/131581 A1（POSCO）23.06.2022（2022-06-23）	1-9	A	WO 2023/112461 A1（JFEスチール株式会社）22.06.2023（2023-06-22）	1-9
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 2017/145329 A1（新日鐵住金株式会社）31.08.2017（2017-08-31）	1-9															
A	WO 2021/200579 A1（JFEスチール株式会社）07.10.2021（2021-10-07）	1-9															
A	WO 2022/131581 A1（POSCO）23.06.2022（2022-06-23）	1-9															
A	WO 2023/112461 A1（JFEスチール株式会社）22.06.2023（2023-06-22）	1-9															
<p><input type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。</p> <p><input checked="" type="checkbox"/> パテントファミリーに関する別紙を参照。</p>																	
<p>* 引用文献のカテゴリー</p> <p>“A” 特に関連のある文献ではなく、一般的技术水準を示すもの</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“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）</p> <p>“O” 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“&” 同一パテントファミリー文献</p>																	
<p>国際調査を完了した日</p> <p>06.12.2024</p>	<p>国際調査報告の発送日</p> <p>17.12.2024</p>																
<p>名称及びあて先</p> <p>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</p>	<p>権限のある職員（特許庁審査官）</p> <p>河野 一夫 4K 9833</p> <p>電話番号 03-3581-1101 内線 3435</p>																

国際調査報告
 パテントファミリーに関する情報

国際出願番号

PCT/JP2024/035463

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
WO	2017/145329	A1	31.08.2017	US	2018/0312954	A1	
				EP	3378965	A1	
				KR	10-2018-0102157	A	
				CN	108699664	A	

WO	2021/200579	A1	07.10.2021	US	2023/0129828	A1	
				EP	4130323	A1	
				KR	10-2022-0145390	A	
				CN	115349028	A	

WO	2022/131581	A1	23.06.2022	US	2023/0416890	A1	
				EP	4265794	A1	
				KR	10-2022-0085495	A	

WO	2023/112461	A1	22.06.2023	EP	4389925	A1	
				KR	10-2024-0069745	A	
				CN	118215753	A	
