

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号  
特許第7666640号  
(P7666640)

(45)発行日 令和7年4月22日(2025.4.22)

(24)登録日 令和7年4月14日(2025.4.14)

(51)国際特許分類	F I
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 0 1 T
C 2 2 C 38/06 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 0 1 W
C 2 2 C 38/60 (2006.01)	C 2 2 C 38/06
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 2 C 38/60
	C 2 1 D 9/46 J
請求項の数 6 (全62頁) 最終頁に続く	

(21)出願番号	特願2023-565463(P2023-565463)	(73)特許権者	000001258
(86)(22)出願日	令和5年2月27日(2023.2.27)		J F E スチール株式会社
(86)国際出願番号	PCT/JP2023/006926		東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号
(87)国際公開番号	WO2023/218732	(74)代理人	100184859
(87)国際公開日	令和5年11月16日(2023.11.16)		弁理士 磯村 哲朗
審査請求日	令和6年4月11日(2024.4.11)	(74)代理人	100123386
(31)優先権主張番号	特願2022-78347(P2022-78347)		弁理士 熊坂 晃
(32)優先日	令和4年5月11日(2022.5.11)	(74)代理人	100196667
(33)優先権主張国・地域又は機関	日本国(JP)		弁理士 坂井 哲也
早期審査対象出願		(74)代理人	100130834
			弁理士 森 和弘
		(72)発明者	王 芳怡
			東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号
			J F E スチール株式会社内
		(72)発明者	川崎 由康
			最終頁に続く

(54)【発明の名称】 鋼板、部材およびそれらの製造方法

(57)【特許請求の範囲】

【請求項 1】

素地鋼板からなり、または前記素地鋼板と亜鉛めっき層および/もしくは金属めっき層とからなる鋼板であって、  
前記素地鋼板は、  
質量%で、

- C : 0 . 0 5 0 % 以上 0 . 3 3 2 % 以下、
- S i : 0 . 7 5 % 超 3 . 0 0 % 以下、
- M n : 2 . 0 0 % 以上 3 . 5 0 % 未満、
- P : 0 . 0 0 1 % 以上 0 . 1 0 0 % 以下、
- S : 0 . 0 0 0 1 % 以上 0 . 0 2 0 0 % 以下、
- A l : 0 . 0 1 0 % 以上 2 . 0 0 0 % 以下および
- N : 0 . 0 1 0 0 % 以下

を含有し、残部が F e および不可避的不純物からなる成分組成を有し、  
前記素地鋼板は、

- ベイニティックフェライトの面積率： 3 . 0 % 以上 2 0 . 0 % 以下、
- 焼戻しマルテンサイトの面積率： 4 0 . 0 % 以上 9 0 . 0 % 以下、
- 残留オーステナイトの面積率： 3 . 8 % 以上 1 5 . 0 % 以下、
- 残留オーステナイト中の炭素濃度： 0 . 6 0 質量% 以上 1 . 3 0 質量% 以下、
- フレッシュマルテンサイトの面積率： 1 0 . 0 % 以下、

焼戻しマルテンサイト中の炭化物の密度：8.0個/μm<sup>2</sup>以下、  
 ベイニティックフェライト、焼戻しマルテンサイト、残留オーステナイトおよびフレッシュマルテンサイト以外の残部組織がフェライト、下部ベイナイト、パーライト、炭化物のうちから選ばれるいずれか1つ以上からなり、前記残部組織の面積率：27.8%以下、前記パーライトの面積率：5.0%以下、  
 である鋼組織を有し、  
 前記素地鋼板の拡散性水素量が0.50質量ppm以下であり、  
 さらに、V-VDA曲げ試験を最高荷重点まで行い、  
 L断面において、  
 き裂の長さが400μm以下であり、  
 さらに、VDA曲げの曲げ外側の曲げ頂点を始点とし板厚方向に50μmの位置まで存在する開始線の各位置から、前記開始線の垂直方向両側夫々に50μmまでの位置に形成される領域において、  
 ベイニティックフェライトの板厚方向の平均粒径に関し、加工後の平均粒径に対する加工前の平均粒径の割合が5.0以下であり、  
 引張強さが1180MPa以上であり、  
 さらに任意選択的に、以下の(A)、(B)および(C)のうちから選ばれる1つ以上を満たす、鋼板。  
 (A)前記鋼板の片面または両面において最表層として亜鉛めっき層を備える。  
 (B)前記素地鋼板は、素地鋼板表面から板厚方向に200μm以下の領域を表層とした際、  
 前記表層に、板厚1/4位置のピッカース硬さに対して、ピッカース硬さが85%以下である表層軟質層を有し、  
 前記素地鋼板表面から前記表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置および板厚方向深さの1/2位置の夫々における板面の50μm×50μmの領域において、300点以上のナノ硬度を測定したとき、  
 前記素地鋼板表面から前記表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置の板面のナノ硬度が7.0GPa以上の測定数割合が、前記表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置の全測定数に対して0.10以下であり、  
 さらに、前記素地鋼板表面から前記表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置の板面のナノ硬度の標準偏差が1.8GPa以下であり、  
 さらに、前記素地鋼板表面から前記表層軟質層の板厚方向深さの1/2位置の板面のナノ硬度の標準偏差が2.2GPa以下である。  
 (C)前記鋼板の片面または両面において、前記素地鋼板の上に形成された金属めっき層を有する。

10

20

30

【請求項2】

前記素地鋼板の成分組成が、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、  
 Sb：0.200%以下、  
 Sn：0.200%以下、  
 Cu：1.000%以下、  
 Ta：0.100%以下、  
 W：0.500%以下、  
 Mg：0.0200%以下、

40

50

Zn : 0 . 0 2 0 0 % 以下、  
 Co : 0 . 0 2 0 0 % 以下、  
 Zr : 0 . 1 0 0 0 % 以下、  
 Ca : 0 . 0 2 0 0 % 以下、  
 Se : 0 . 0 2 0 0 % 以下、  
 Te : 0 . 0 2 0 0 % 以下、  
 Ge : 0 . 0 2 0 0 % 以下、  
 As : 0 . 0 5 0 0 % 以下、  
 Sr : 0 . 0 2 0 0 % 以下、  
 Cs : 0 . 0 2 0 0 % 以下、  
 Hf : 0 . 0 2 0 0 % 以下、  
 Pb : 0 . 0 2 0 0 % 以下、  
 Bi : 0 . 0 2 0 0 % 以下および  
 REM : 0 . 0 2 0 0 % 以下

10

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】

請求項1または2に記載の鋼板を用いてなる、部材。

【請求項4】

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、熱延工程と、

20

該熱延鋼板を酸洗する酸洗工程と、

該酸洗工程後の鋼板を、焼鈍温度： $(Ac_1 + 0.4 \times (Ac_3 - Ac_1))$  以上900 以下、且つ焼鈍時間：20秒以上で焼鈍する、焼鈍工程と、

該焼鈍工程後の鋼板を400 以上600 以下の第一冷却停止温度まで冷却する、第一冷却工程と、

該第一冷却工程後の鋼板を100 以上300 以下の第二冷却停止温度まで25.0 /秒以下の平均冷却速度で冷却し、

該冷却時、前記鋼板に対して、300 以上450 以下の温度域で2.0kgf/mm<sup>2</sup>以上の張力を一回以上付与し、

その後、

30

前記鋼板を、1パス当たり直径500mm以上1500mm以下のロールにロール1/4周分接触させながら4パス以上付与する処理、および

前記鋼板を、1パス当たり直径500mm以上1500mm以下のロールにロール1/2周分接触させながら、2パス以上付与する処理を行う、第二冷却工程と、

該第二冷却工程後の前記鋼板を、焼戻し温度：300 超500 以下の温度域まで加熱し、且つ前記温度域で焼戻し時間：20秒以上900秒以下保持する再加熱処理を行い、該再加熱処理時、以下の式(1)で示す炭化物制御パラメータCPを10000以上15000以下とする、再加熱工程と、を含み、

あるいはさらに以下の(a)、(b)および(c)から選ばれる1つ以上を満たす、

ベイニティックフェライトの面積率：3.0%以上20.0%以下、焼戻しマルテンサイトの面積率：40.0%以上90.0%以下、残留オーステナイトの面積率：3.8%以上15.0%以下、残留オーステナイト中の炭素濃度：0.60質量%以上1.30質量%以下、フレッシュマルテンサイトの面積率：10.0%以下、焼戻しマルテンサイト中の炭化物の密度：8.0個/μm<sup>2</sup>以下、ベイニティックフェライト、焼戻しマルテンサイト、残留オーステナイトおよびフレッシュマルテンサイト以外の残部組織がフェライト、下部ベイナイト、パーライト、炭化物のうちから選ばれるいずれか1つ以上からなり、前記残部組織の面積率：27.8%以下、前記パーライトの面積率：5.0%以下である鋼組織を有し、

40

前記素地鋼板の拡散性水素量が0.50質量ppm以下であり、

さらに、V-VDA曲げ試験を最高荷重点まで行い、L断面において、き裂の長さが4

50

00 μm以下であり、さらに、VDA曲げの曲げ外側の曲げ頂点を始点とし板厚方向に50 μmの位置まで存在する開始線の各位置から、前記開始線の垂直方向両側夫々に50 μmまでの位置に形成される領域において、ベイニティックフェライトの板厚方向の平均粒径に関し、加工後の平均粒径に対する加工前の平均粒径の割合が5.0以下であり、

引張強さが1180MPa以上である鋼板の製造方法。

$$CP = (T + 273) \times (k + 1.2 \times \log t) \quad \dots \text{式}(1)$$

ここで、T：焼戻し温度( )、k：C含有量に依存した材料定数、t：焼戻し時間(秒)であり、

$$k = -6 \times C_M + 17.8 \text{ であり、}$$

$C_M$ ：第二冷却工程で生成するマルテンサイト中の炭素量(質量%)である。

(a) 前記酸洗工程後、且つ前記焼鈍工程前の鋼板に、冷間圧延して冷延鋼板を得る、冷延工程を含む。

(b) 前記第一冷却工程後、かつ前記第二冷却工程前の前記鋼板に亜鉛めっき処理を施し、前記鋼板に亜鉛めっき層を形成する亜鉛めっき工程を含む。

(c) 前記酸洗工程の後、かつ前記焼鈍工程の前に、前記鋼板の片面または両面において、金属めっきを施し金属めっき層を形成する金属めっき工程を含む。

#### 【請求項5】

前記焼鈍工程における焼鈍を、露点-30以上の雰囲気下で行う、請求項4に記載の鋼板の製造方法。

#### 【請求項6】

請求項1または2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。

#### 【発明の詳細な説明】

#### 【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】

近年、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。

#### 【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、質量%で表して、Cを0.04~0.22%、Siを1.0%以下、Mnを3.0%以下、Pを0.05%以下、Sを0.01%以下、Alを0.01~0.1%及びNを0.001~0.005%含有し、残部Fe及び不可避免的不純物からなる成分組成を有するとともに、主相であるフェライト相と、第二相であるマルテンサイト相から構成され、かつマルテンサイト相の最大粒径が2 μm以下で、その面積率が5%以上であることを特徴とする伸びフランジ性と耐衝突特性に優れた高強度鋼板が開示されている。

#### 【0005】

また、特許文献2には、表面層を厚さ0.1 μm以上研削除去された冷延鋼板上にNiを0.2 g/m<sup>2</sup>以上2.0 g/m<sup>2</sup>以下プレめっきされた冷延鋼板の表面に熔融亜鉛めっき層を有する熔融亜鉛めっき鋼板であって、質量%で、C：0.05%以上、0.4%以下、Si：0.01%以上、3.0%以下、Mn：0.1%以上、3.0%以下、P：0.04%以下、S：0.05%以下、N：0.01%以下、Al：0.01%以上、2.0%以下、Si+Al>0.5%、を含有し、残部Fe及び不可避免的不純物からなり、

10

20

30

40

50

ミクロ組織が、体積分率で主相としてフェライトを40%以上含有し、残留オーステナイトを8%以上、下記に規定する3種類のマルテンサイト[1][2][3]のマルテンサイト[3]を含む2種以上と1%以上のベイナイト及び0~10%のパーライトを含有し、且つ、前記3種類のマルテンサイト[1][2][3]がそれぞれ、体積分率で、マルテンサイト[1]:0%以上、50%以下、マルテンサイト[2]:0%以上、20%未満、マルテンサイト[3]:1%以上、30%以下、である鋼板の表面に、Feを7%未満含有し、残部がZn、Alおよび不可避免的不純物からなる溶融亜鉛めっき層を有し、引張強度TS(MPa)、全伸び率EL(%)、穴拡げ率(%)としてTS×ELが18000MPa・%以上、TS×(%)が35000MPa・%以上であり、引張強度980MPa以上有することを特徴とするめっき密着性と成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板(マルテンサイト[1]:C濃度(CM1)が0.8%未満で、硬さHv1が、 $Hv1 / (-982.1 \times CM1^2 + 1676 \times CM1 + 189) \geq 0.60$ 、マルテンサイト[2]:C濃度(CM2)が0.8%以上で、硬さHv2が、 $Hv2 / (-982.1 \times CM2^2 + 1676 \times CM2 + 189) \geq 0.60$ 、マルテンサイト[3]:C濃度(CM3)が0.8%以上で、硬さHv3が、 $Hv3 / (-982.1 \times CM3^2 + 1676 \times CM3 + 189) \geq 0.80$ が開示されている。

10

#### 【0006】

また、特許文献3には、質量%で、C:0.15%以上0.25%以下、Si:0.50%以上2.5%以下、Mn:2.3%以上4.0%以下、P:0.100%以下、S:0.02%以下、Al:0.01%以上2.5%以下、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、面積率で、焼戻しマルテンサイト相:30%以上73%以下、フェライト相:25%以上68%以下、残留オーステナイト相:2%以上20%以下、他の相:10%以下(0%を含む)であり、かつ、該他の相としてマルテンサイト相:3%以下(0%を含む)、ベイニティックフェライト相:5%未満(0%を含む)を有し、前記焼戻しマルテンサイト相の平均結晶粒径が8μm以下、前記残留オーステナイト相中のC量が0.7質量%未満である鋼板組織を有する高強度溶融亜鉛めっき鋼板が開示されている。

20

#### 【先行技術文献】

#### 【特許文献】

#### 【0007】

【文献】特許第3887235号公報

【文献】特許第5953693号公報

【文献】特許第6052472号公報

#### 【発明の概要】

#### 【発明が解決しようとする課題】

#### 【0008】

ところで、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590MPa級の鋼板の適用に留まっているのが現状である。

#### 【0009】

すなわち、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(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、単にプレス成形が難しくなるのみならず、衝突試験を模擬した軸圧壊試験で当該部材が割れてしまう、換言すれば、YSの値から想定されるほどには実際の衝撃吸収エネルギーが高くない。そのため、前記の衝撃エネルギー吸収部材は、TSが590MPa級である鋼板の適用に留まっているのが現状である。

40

#### 【0010】

50

実際、特許文献 1 ~ 3 に開示される鋼板も、 $T S : 1180 \text{ MPa}$  以上であり、かつ、高い  $Y S$  と、優れたプレス成形性（延性、穴広げ性および曲げ性）と、圧壊時の耐破断特性（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。

【0011】

本発明は、前記の現状に鑑み開発されたものであって、引張強さ  $T S$  が  $1180 \text{ MPa}$  以上であり、かつ、高い降伏応力  $Y S$  と、優れたプレス成形性（延性、穴広げ性および曲げ性）と、圧壊時の耐破断特性（曲げ破断特性および軸圧壊特性）を有する鋼板を、その有利な製造方法とともに、提供することを目的とする。

また、本発明は、前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。

10

【0012】

ここでいう鋼板には亜鉛めっき鋼板も含まれており、亜鉛めっき鋼板とは、溶融亜鉛めっき鋼板（以下、 $G I$ ともいう）または合金化溶融亜鉛めっき鋼板（以下、 $G A$ ともいう）である。

【0013】

ここで、引張強さ  $T S$  は、 $J I S Z 2241 (2011)$  に準拠する引張試験で測定される。

また、高い降伏応力  $Y S$  と、優れたプレス成形性（延性、穴広げ性および曲げ性）と、圧壊時の耐破断特性（曲げ破断特性および軸圧壊特性）を有するとは、以下を満たすことを指す。

20

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

(A)  $1180 \text{ MPa} < T S < 1320 \text{ MPa}$  の場合、 $750 \text{ MPa} < Y S$

(B)  $1320 \text{ MPa} < T S$  の場合、 $850 \text{ MPa} < Y S$

【0014】

また、延性に優れるとは、 $J I S Z 2241 (2011)$  に準拠する引張試験で測定される全伸び ( $E L$ ) が、当該引張試験で測定される  $T S$  に応じて、以下の (A) または (B) 式を満足することを指す。

(A)  $1180 \text{ MPa} < T S < 1320 \text{ MPa}$  の場合、 $12.0\% < E L$

(B)  $1320 \text{ MPa} < T S$  の場合、 $10.0\% < E L$

30

【0015】

また、穴広げ性に優れるとは、 $J I S Z 2256 (2020)$  に準拠する穴広げ試験で測定される限界穴広げ率 ( ) が  $30\%$  以上であることを指す。

【0016】

また、曲げ性に優れるとは、ドイツ自動車工業会で規定された  $V D A$  規格 ( $V D A 238 - 100$ ) に準拠する曲げ試験で測定される荷重最大時の曲げ角度 ( ) が  $80^\circ$  以上であることを指す。

【0017】

また、曲げ破断特性に優れるとは、 $V - V D A$  曲げ試験で測定される荷重最大時のストローク ( $S_{Fmax}$ ) が  $26.0 \text{ mm}$  以上であることを指す。

40

【0018】

また、軸圧壊特性に優れるとは、軸圧壊試験後に破断（外観割れ）が、図 6 - 1 (b) の下部 2 箇所（図 6 - 1 中、領域  $C \times$  参照）の  $R = 5.0 \text{ mm}$ 、 $200 \text{ mm}$  の領域内で 3 箇所以下であることを指す。

【0019】

上記の  $E L$ 、および は鋼板のプレス成形時の成形しやすさを示す特性である。一方、 $V - V D A$  曲げ試験は衝突試験での曲げ稜線部の変形および破断挙動を模擬した試験であり、 $V - V D A$  曲げ試験で測定される荷重最大時のストローク ( $S_{Fmax}$ ) は部材の割れにくさを示す特性である。

50

## 【課題を解決するための手段】

## 【0020】

さて、本発明者らは、上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、鋼板の該素地鋼板の鋼組織は、ベイニティックフェライトの面積率：3.0%以上20.0%以下、焼戻しマルテンサイト（残留オーステナイトを除く）の面積率：40.0%以上90.0%以下、残留オーステナイトの面積率：3.0%超15.0%以下、残留オーステナイト中の炭素濃度：0.60質量%以上1.30質量%以下、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）、焼戻しマルテンサイト中の炭化物の密度が8.0個/ $\mu\text{m}^2$ 以下、である鋼組織を有し、素地鋼板の拡散性水素量が0.50質量ppm以下であり、さらに、V-VDA曲げ試験を最高荷重点まで行い、V曲げ稜線部およびVDA曲げ稜線部の重複領域におけるL断面において、き裂の長さが400 $\mu\text{m}$ 以下であり、さらに、VDA曲げの曲げ外側の曲げ頂点を始点とし板厚方向に50 $\mu\text{m}$ の位置まで存在する開始線の各位置から、開始線の垂直方向両側夫々に50 $\mu\text{m}$ までの位置に形成される領域において、ベイニティックフェライトの板厚方向の平均粒径に関し、加工後の平均粒径に対する加工前の平均粒径の割合（加工前後での変化量：加工前の平均粒径（nm）/加工後の平均粒径（nm））を5.0以下とすることにより、引張強さTS：1180MPa以上であり、かつ、高いYSと、優れたプレス成形性（延性、穴広げ性および曲げ性）と、圧壊時の耐破断特性（曲げ破断特性および軸圧壊特性）を有する鋼板が得られることを知見した。

10

20

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。

## 【0021】

すなわち、本発明の要旨構成は次のとおりである。

[1]素地鋼板を備える鋼板であって、前記素地鋼板は、質量%で、

C：0.050%以上0.400%以下、

Si：0.75%超3.00%以下、

Mn：2.00%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%以下および

N：0.0100%以下

30

を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる成分組成を有し、

前記素地鋼板は、

ベイニティックフェライトの面積率：3.0%以上20.0%以下、

焼戻しマルテンサイトの面積率：40.0%以上90.0%以下、

残留オーステナイトの面積率：3.0%超15.0%以下、

残留オーステナイト中の炭素濃度：0.60質量%以上1.30質量%以下、

フレッシュマルテンサイトの面積率：10.0%以下、

焼戻しマルテンサイト中の炭化物の密度：8.0個/ $\mu\text{m}^2$ 以下、

40

である鋼組織を有し、

前記素地鋼板の拡散性水素量が0.50質量ppm以下であり、

さらに、V-VDA曲げ試験を最高荷重点まで行い、

L断面において、

き裂の長さが400 $\mu\text{m}$ 以下であり、

さらに、VDA曲げの曲げ外側の曲げ頂点を始点とし板厚方向に50 $\mu\text{m}$ の位置まで存在する開始線の各位置から、前記開始線の垂直方向両側夫々に50 $\mu\text{m}$ までの位置に形成される領域において、

ベイニティックフェライトの板厚方向の平均粒径に関し、加工後の平均粒径に対する加工前の平均粒径の割合が5.0以下であり、

50

引張強さが 1180MPa 以上である、鋼板。

[ 2 ] 前記素地鋼板の成分組成が、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、

Sb : 0.200% 以下、

Sn : 0.200% 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 ] 前記鋼板の片面または両面において最表層として亜鉛めっき層を備える、前記 [ 1 ] または [ 2 ] に記載の鋼板。

[ 4 ] 前記素地鋼板は、素地鋼板表面から板厚方向に 200  $\mu\text{m}$  以下の領域を表層とした際、

前記表層に、板厚 1 / 4 位置のピッカース硬さに対して、ピッカース硬さが 85% 以下である表層軟質層を有し、

前記素地鋼板表面から前記表層軟質層の板厚方向深さの 1 / 4 位置および板厚方向深さの 1 / 2 位置の夫々における板面の 50  $\mu\text{m}$   $\times$  50  $\mu\text{m}$  の領域において、300 点以上のナノ硬度を測定したとき、

前記素地鋼板表面から前記表層軟質層の板厚方向深さの 1 / 4 位置の板面のナノ硬度が 7.0 GPa 以上の測定数割合が、前記表層軟質層の板厚方向深さの 1 / 4 位置の全測定数に対して 0.10 以下であり、

さらに、前記素地鋼板表面から前記表層軟質層の板厚方向深さの 1 / 4 位置の板面のナノ硬度の標準偏差が 1.8 GPa 以下であり、

さらに、前記素地鋼板表面から前記表層軟質層の板厚方向深さの 1 / 2 位置の板面のナノ硬度の標準偏差が 2.2 GPa 以下である、前記 [ 1 ] ~ [ 3 ] のいずれかに記載の鋼板。

[ 5 ] 前記鋼板の片面または両面において、前記素地鋼板の上に形成された金属めっき層を有する、前記 [ 1 ] ~ [ 4 ] のいずれかに記載の鋼板。

[ 6 ] 前記 [ 1 ] ~ [ 5 ] のいずれかに記載の鋼板を用いてなる、部材。

10

20

30

40

50

[ 7 ] 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、熱延工程と、

該熱延鋼板を酸洗する酸洗工程と、

該酸洗工程後の鋼板を、焼鈍温度： $(Ac_1 + 0.4 \times (Ac_3 - Ac_1))$  以上 900 以下、且つ焼鈍時間：20 秒以上で焼鈍する、焼鈍工程と、

該焼鈍工程後の鋼板を 400 以上 600 以下の第一冷却停止温度まで冷却する、第一冷却工程と、

該第一冷却工程後の鋼板を 100 以上 300 以下の第二冷却停止温度まで 25.0 / 秒以下の平均冷却速度で冷却し、

該冷却時、前記鋼板に対して、300 以上 450 以下の温度域で 2.0 kgf / mm<sup>2</sup> 以上の張力を一回以上付与し、

10

その後、

前記鋼板を、1 パス当たり直径 500 mm 以上 1500 mm 以下のロールにロール 1 / 4 周分接触させながら 4 パス以上付与する処理、および

前記鋼板を、1 パス当たり直径 500 mm 以上 1500 mm 以下のロールにロール 1 / 2 周分接触させながら、2 パス以上付与する処理を行う、第二冷却工程と、

該第二冷却工程後の前記鋼板を、焼戻し温度：300 超 500 以下の温度域まで加熱し、且つ前記温度域で焼戻し時間：20 秒以上 900 秒以下保持する再加熱処理を行い、該再加熱処理時、以下の式 ( 1 ) で示す炭化物制御パラメータ CP を 10000 以上 15000 以下とする、再加熱工程と、を含み、

20

あるいはさらに

前記酸洗工程後、且つ前記焼鈍工程前の鋼板に、冷間圧延して冷延鋼板を得る、冷延工程を含む、鋼板の製造方法。

$$CP = (T + 273) \times (k + 1.2 \times \log t) \quad \dots \text{式 ( 1 )}$$

ここで、T：焼戻し温度 ( )、k：C 含有量に依存した材料定数、t：焼戻し時間 ( 秒 ) であり、

k = - 6 × C<sub>M</sub> + 17.8 であり、

C<sub>M</sub>：第二冷却工程で生成するマルテンサイト中の炭素量 ( 質量 % ) である。

[ 8 ] 前記第一冷却工程後、かつ前記第二冷却工程前の前記鋼板に亜鉛めっき処理を施し、前記鋼板に亜鉛めっき層を形成する亜鉛めっき工程を含む、前記 [ 7 ] に記載の鋼板の製造方法。

30

[ 9 ] 前記焼鈍工程における焼鈍を、露点 - 30 以上の雰囲気下で行う、前記 [ 7 ] または [ 8 ] に記載の鋼板の製造方法。

[ 10 ] 前記酸洗工程の後、かつ前記焼鈍工程の前に、前記鋼板の片面または両面において、金属めっきを施し金属めっき層を形成する金属めっき工程を含む、前記 [ 7 ] ~ [ 9 ] のいずれかに記載の鋼板の製造方法。

[ 11 ] 前記 [ 1 ] ~ [ 5 ] 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】

【0022】

40

本発明によれば、引張強さ TS が 1180 MPa 以上であり、かつ、高い降伏応力 YS と、優れたプレス成形性 ( 延性、穴広げ性および曲げ性 ) と、圧壊時の耐破断特性 ( 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、かつ、優れた耐衝撃特性を有するので、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】

【0023】

【図 1】図 1 は、組織の同定を説明するための SEM による組織画像である。

【図 2 - 1】図 2 - 1 ( a ) は、実施例の V - VDA 曲げ試験における、V 曲げ加工 ( 一次曲げ加工 ) を説明するための図である。図 2 - 1 ( b ) は、実施例の V - VDA 曲げ試

50

験における、VDA曲げ（二次曲げ加工）を説明するための図である。

【図2-2】図2-2(c)は、V-VDAにおけるV曲げ加工（一次曲げ加工）を施した試験片を示す斜視図である。図2-2(d)は、V-VDAにおけるVDA曲げ（二次曲げ加工）を施した試験片を示す斜視図である。

【図2-3】図2-3(e)は、V-VDAにおけるVDA曲げ（二次曲げ加工）を施した試験片およびL断面観察面を示す斜視図である。図2-3(f)は、V-VDAにおけるVDA曲げ（二次曲げ加工）を施した試験片のL断面観察面において、ベイニティックフェライトの板厚方向の粒径の加工前後での変化量の測定箇所を示す断面図である。

【図2-4】図2-4は、AB領域を説明するための模式図である。

【図3】図3は、V-VDA試験を施した際に得られたストローク-荷重曲線の模式図である。 10

【図4】図4は、本発明で特定するき裂の長さ測定を説明するためのSEMによる組織画像である（実施例の本発明例No.36）。

【図5】図5(a)は、本発明で特定する加工による変形前のベイニティックフェライトの粒径の測定方法を説明するためのSEMによる組織画像である（実施例の本発明例No.35）。図5(b)は、本発明で特定する加工による変形後のベイニティックフェライトの粒径の測定方法を説明するためのSEMによる組織画像である（実施例の本発明例No.35）。

【図6-1】図6-1(a)は、実施例の軸圧壊試験をするために製造した、ハット型部材と、鋼板とをスポット溶接した試験用部材の正面図である。図6-1(b)は、図6-1(a)に示す試験用部材の斜視図である。 20

【図6-2】図6-2(c)は、実施例の軸圧壊試験を説明するための概略図である。

【発明を実施するための形態】

【0024】

本発明を、以下の実施形態に基づき説明する。

【0025】

[1.鋼板]

本発明の鋼板は、素地鋼板を備える鋼板であって、素地鋼板は、質量%で、C:0.050%以上0.400%以下、Si:0.75%超3.00%以下、Mn:2.00%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%以下およびN:0.0100%以下を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、素地鋼板は、ベイニティックフェライトの面積率:3.0%以上20.0%以下、焼戻しマルテンサイトの面積率:40.0%以上90.0%以下、残留オーステナイトの面積率:3.0%超15.0%以下、残留オーステナイト中の炭素濃度:0.60質量%以上1.30質量%以下、フレッシュマルテンサイトの面積率:10.0%以下、焼戻しマルテンサイト中の炭化物の密度:8.0個/ $\mu\text{m}^2$ 以下、である鋼組織を有し、素地鋼板の拡散性水素量が0.50質量ppm以下であり、さらに、V-VDA曲げ試験を最高荷重点まで行い、L断面において、き裂の長さが400 $\mu\text{m}$ 以下であり、さらに、VDA曲げの曲げ外側の曲げ頂点を始点とし板厚方向に50 $\mu\text{m}$ の位置まで存在する開始線の各位置から、開始線の垂直方向両側夫々に50 $\mu\text{m}$ までの位置に形成される領域において、ベイニティックフェライトの板厚方向の平均粒径に関し、加工後の平均粒径に対する加工前の平均粒径の割合が5.0以下であり、引張強さが1180MPa以上である。 30

鋼板は、該鋼板の片面または両面において最表層として亜鉛めっき層を有していてもよい。亜鉛めっき層を有する鋼板は、亜鉛めっき鋼板としてもよい。 40

【0026】

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。 50

## 【 0 0 2 7 】

C : 0 . 0 5 0 % 以上 0 . 4 0 0 % 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、1 1 8 0 M P a 以上の引張強さ T S と、高い Y S 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 . 0 5 0 % 未満では、フェライトの面積率が増加して、T S を 1 1 8 0 M P a 以上とすることが困難になる。また、Y S の低下も招く。

一方、C 含有量が 0 . 4 0 0 % を超えると、残留オーステナイト中の炭素濃度が過度に増加する。そのため、穴広げ試験で鋼板に打抜き加工を受けた時または V - V D A 試験で V 曲げ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の硬度が大幅に増加し、その後のポイドの生成および亀裂進展が促進され、所望の および  $S_{Fmax}$  を達成できない。

10

したがって、C 含有量は、0 . 0 5 0 % 以上 0 . 4 0 0 % 以下とする。C 含有量は、好ましくは 0 . 1 0 0 % 以上である。また、C 含有量は、好ましくは 0 . 3 0 0 % 以下である。

## 【 0 0 2 8 】

S i : 0 . 7 5 % 超 3 . 0 0 % 以下

S i 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、S i は、残留オーステナイトの体積率および残留オーステナイト中の炭素濃度に影響する元素である。ここで、S i 含有量が 0 . 7 5 % 以下では、残留オーステナイトの体積率が減少し、延性が低下する。

20

一方、S i 含有量が 3 . 0 0 % を超えると、フェライトの面積率が過度に増加し、T S を 1 1 8 0 M P a 以上とすることが困難になる。また、Y S の低下も招く。加えて、焼鈍中のオーステナイト中の炭素濃度が過度に増加し、所望の および  $S_{Fmax}$  を達成できない。

したがって、S i 含有量は、0 . 7 5 % 超 3 . 0 0 % 以下とする。S i 含有量は、好ましくは 2 . 0 0 % 以下である。

## 【 0 0 2 9 】

M n : 2 . 0 0 % 以上 3 . 5 0 % 未満

M n 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、M n 含有量が 2 . 0 0 % 未満では、フェライトの面積率が過度に増加して、T S を 1 1 8 0 M P a 以上とすることが困難になる。また、Y S の低下も招く。

30

一方、M n 含有量が 3 . 5 0 % 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、第二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が穴広げ試験時、V D A 曲げ試験時または V - V D A 曲げ試験時にポ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 1 0 % を超えると、所望の および  $S_{Fmax}$  が達成できない。

したがって、M n 含有量は、2 . 0 0 % 以上 3 . 5 0 % 未満とする。M n 含有量は、好ましくは、2 . 5 0 % 以上である。また、M n 含有量は、好ましくは 3 . 2 0 % 以下である。

40

## 【 0 0 3 0 】

P : 0 . 0 0 1 % 以上 0 . 1 0 0 % 以下

P は、固溶強化の作用を有し、鋼板の T S および Y S 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 . 0 0 1 % 以上にする。一方、P 含有量が 0 . 1 0 0 % 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、鋼板に打抜き加工を施した後または V - V D A 曲げ試験で V 曲げ加工を施した後、ポイドの生成量が増加し、所望の および  $S_{Fmax}$  を達成できない。

したがって、P 含有量は、0 . 0 0 1 % 以上 0 . 1 0 0 % 以下とする。P 含有量は、好

50

ましくは0.030%以下である。

【0031】

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、鋼板に打抜き加工を施した後またはV-VDA曲げ試験でV曲げ加工を施した後、ボイドの生成量が増加し、所望の および $S_{Fmax}$ 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。なお、S含有量の下限は生産技術上の制約から、S含有量は0.0001%以上とする。

【0032】

Al：0.010%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体積率および残留オーステナイト中の炭素濃度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0.010%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1180MPa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 および $S_{Fmax}$ を達成できない。

したがって、Al含有量は、0.010%以上2.000%以下とする。Al含有量は、好ましくは0.015%以上である。また、Al含有量は、好ましくは1.000%以下である。

【0033】

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、鋼板に打抜き加工を施した後またはV-VDA曲げ試験でV曲げ加工を施した後、ボイドの生成量が増加し、所望の および $S_{Fmax}$ 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。

【0034】

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。

【0035】

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。

【0036】

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、Sb：0.200%以下、Sn：0.200%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：0.02

10

20

30

40

50

0.0%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

【0037】

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。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場合がある。このような場合に、粗大な析出物や介在物が穴広げ試験時、VDA曲げ試験時またはV-VDA曲げ試験時に亀裂の起点となり、所望の、および $S_{Fmax}$ 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。

10

【0038】

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。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場合がある。このような場合に、粗大な析出物や介在物が穴広げ試験時、VDA曲げ試験時またはV-VDA曲げ試験時に亀裂の起点となり、所望の、および $S_{Fmax}$ 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。

20

【0039】

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、0.030%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穴広げ試験時、VDA曲げ試験時またはV-VDA曲げ試験時に亀裂の起点となり、所望の、および $S_{Fmax}$ 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。

30

【0040】

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。

40

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、鋼板に打抜き加工を施した後またはV-VDA曲げ試験でV曲げ加工を施した後、ポイドの生成量が増加し、所望の、および $S_{Fmax}$ を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。

【0041】

50

Cr : 1 . 0 0 0 % 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、1180MPa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含有量は、0.030%以上であることがさらに好ましく、0.050%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、穴広げ試験、VDA曲げ試験またはV-VDA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、および $S_{Fmax}$ を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。

【0042】

Ni : 1 . 0 0 0 % 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、1180MPa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、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、穴広げ試験、VDA曲げ試験またはV-VDA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、および $S_{Fmax}$ を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。

【0043】

Mo : 1 . 0 0 0 % 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、1180MPa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、穴広げ試験、VDA曲げ試験またはV-VDA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、および $S_{Fmax}$ 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、さらにより好ましくは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。

【0044】

Sb : 0 . 2 0 0 % 以下

Sb は、焼鈍中の鋼板表面近傍でのCの拡散を抑制し、鋼板表面近傍における軟質層の形成を制御するために有効な元素である。鋼板表面近傍に軟質層が過度に増加すると、TSを1180MPa以上とすることが困難になる。また、YSの低下も招く。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。

一方、Sb含有量が0.200%を超えると、鋼板表面近傍に軟質層が形成されず、穴広げ性および曲げ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

10

20

30

40

50

含有量は0.200%以下にすることが好ましい。Sb含有量は、より好ましくは0.020%以下である。

【0045】

Sn: 0.200%以下

Snは、Sbと同様、焼鈍中の鋼板表面近傍でのCの拡散を抑制し、鋼板表面近傍における軟質層の形成を制御するために有効な元素である。鋼板表面近傍に軟質層が過度に増加すると、TSを1180MPa以上とすることが困難になる。また、YSの低下も招く。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。

一方、Sn含有量が0.200%を超えると、鋼板表面近傍に軟質層が形成されず、穴広げ性および曲げ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%以下にすることが好ましい。Sn含有量は、より好ましくは0.020%以下である。

【0046】

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、1180MPa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%以上と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。

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穴広げ試験、VDA曲げ試験時またはV-VDA曲げ試験時にポイドおよび亀裂の起点となる、所望の、およびSFmaxを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の含有量は、より好ましくは0.200%以下である。

【0047】

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穴広げ試験、VDA曲げ試験時またはV-VDA曲げ試験時に亀裂の起点となり、所望の、およびSFmaxを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。

【0048】

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、1180MPa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、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0.030%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、穴広げ試験、VDA曲げ試験またはV-VDA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、および $S_{Fmax}$ を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より好ましい。

【0049】

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、鋼板の穴広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。

10

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穴広げ試験時、VDA曲げ試験時またはV-VDA曲げ試験時に亀裂の起点となり、所望の、および $S_{Fmax}$ 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。

【0050】

Zn：0.0200%以下

Znは、介在物の形状を球状化し、鋼板の穴広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%以上と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。

20

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穴広げ試験、VDA曲げ試験またはV-VDA曲げ試験時に亀裂の起点となり、所望の、および $S_{Fmax}$ が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。

【0051】

Co：0.0200%以下

Coは、Znと同様、介在物の形状を球状化し、鋼板の穴広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%以上と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。

30

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穴広げ試験時、VDA曲げ試験時またはV-VDA曲げ試験時に亀裂の起点となり、所望の、および $S_{Fmax}$ 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、Co含有量は0.0200%以下とすることが好ましい。Co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。

40

【0052】

Zr：0.1000%以下

Zrは、ZnおよびCoと同様、介在物の形状を球状化し、鋼板の穴広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、Zr含有量は、0.0010%以上とすることが好ましい。一方、Zr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穴広げ試験時、VDA曲げ試験時またはV-VDA曲げ試験時に亀裂の起点となり、所望の、および $S_{Fmax}$ を達成できないおそれがある。したがって、Zrを含有させる場合、Zr含有量は0.1000%以下とすることが好ましい。

50

Zr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。

【0053】

Ca: 0.0200%以下

Caは、鋼中で介在物として存在する。ここで、Ca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穴広げ試験、VDA曲げ試験時またはV-VDA曲げ試験時に亀裂の起点となり、所望の、および $S_{Fmax}$ を達成できないおそれがある。したがって、Caを含有させる場合、Ca含有量は0.0200%以下にすることが好ましい。Ca含有量は、好ましくは0.0020%以下である。

Ca含有量は、0.0019%以下であることがより好ましく、0.0018%以下であることがさらに好ましい。

なお、Ca含有量の下限は特に限定されるものではないが、Ca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、Ca含有量は0.0010%以上がより好ましい。

【0054】

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、鋼板の穴広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%以上にすることが好ましい。

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、また、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場合がある。このような場合に、粗大な析出物や介在物が穴広げ試験、VDA曲げ試験またはV-VDA曲げ試験時に亀裂の起点となり、所望の、および $S_{Fmax}$ を達成できないおそれがある。したがって、Se、Te、Ge、As、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、As、Sr、Cs、Hf、Pb、BiおよびREMの含有量はそれぞれ0.0200%以下、Asの含有量は0.0500%以下とすることが好ましい。

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、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、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、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、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、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、0.0180%以下であることがより好まし

10

20

30

40

50

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、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、0.0008%以上であることがさらに好ましい。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。

10

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、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。

なお、本発明でいうREMとは、原子番号21番のスカンジウム(Sc)と原子番号39番のイットリウム(Y)及び、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、Laであることが好ましい。

#### 【0055】

すなわち、本発明の一実施形態に従う鋼板の素地鋼板は、質量%で、C:0.050%以上0.400%以下、Si:0.75%超3.00%以下、Mn:2.00%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%以下およびN:0.0100%以下であり、任意に、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、Sb:0.200%以下、Sn:0.200%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。

20

30

#### 【0056】

##### 鋼組織

つぎに、本発明の一実施形態に従う鋼板の素地鋼板の鋼組織について説明する。

本発明の一実施形態に従う鋼板の素地鋼板の鋼組織は、ベイニティックフェライトの面積率:3.0%以上20.0%以下、焼戻しマルテンサイト(残留オーステナイトを除く)の面積率:40.0%以上90.0%以下、残留オーステナイトの体積率:3.0%超15.0%以下、残留オーステナイト中の炭素濃度:0.60質量%以上1.30質量%以下、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)、焼戻しマルテンサイト中の炭化物の密度が8.0個/ $\mu\text{m}^2$ 以下、であり、素地鋼板の拡散性水素量が0.50質量ppm以下であり、さらに、V-VDA曲げ試験を最高荷重点までを行い、L断面において、き裂の長さが400 $\mu\text{m}$ 以下であり、さらに、VDA曲げの曲げ外側の曲げ頂点を始点とし板厚方向に50 $\mu\text{m}$ の位置まで存在する開始線の各位置から、開始線の垂直方向両側夫々に50 $\mu\text{m}$ までの位置に形成される領域において、ベイニティックフェライトの板厚方向の平均粒径に関し、加工後の平均粒径に対する加工前の平均粒径の比率が5.0以下である。

40

#### 【0057】

以下、それぞれの限定理由について説明する。

50

## 【 0 0 5 8 】

ベイニティックフェライトの面積率：3.0%以上20.0%以下

ベイニティックフェライトは、軟質なフェライトや硬質なフレッシュマルテンサイトなどと比較すると、中間の硬度を有し、良好な穴広げ性、曲げ性、曲げ破断特性および軸圧壊特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の面積率および残留オーステナイト中の炭素濃度を得るためにも有用な相である。そのため、ベイニティックフェライトの面積率は3.0%以上とする。

ベイニティックフェライトの面積率は、好ましくは5.0%以上であり、より好ましくは8.0%以上である。

一方、ベイニティックフェライトの面積率が過度に増加すると、強度が低下し、かつ、残留オーステナイトの面積率が所定量超えになる。そのため、ベイニティックフェライトの面積率は20.0%以下とする。

ベイニティックフェライトの面積率は、好ましくは18.0%以下であり、より好ましくは15.0%以下である。

なお、ベイニティックフェライトとは、比較的的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。

## 【 0 0 5 9 】

焼戻しマルテンサイト（残留オーステナイトを除く）の面積率：40.0%以上90.0%以下

焼戻しマルテンサイトは、軟質なフェライトや、硬質なフレッシュマルテンサイトなどと比較すると、中間の硬度を有し、良好な穴広げ性、曲げ性、曲げ破断特性および軸圧壊特性を確保するために重要な相である。また、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、焼戻しマルテンサイトの面積率は、40.0%以上とする。焼戻しマルテンサイトの面積率は、好ましくは60.0%以上である。一方、焼戻しマルテンサイトの面積率が過度に増加すると、延性が低下する。そのため、焼戻しマルテンサイトの面積率は90.0%以下とする。

焼戻しマルテンサイトの面積率は、好ましくは85.0%以下であり、より好ましくは80.0%以下である。

## 【 0 0 6 0 】

残留オーステナイトの面積率：3.0%超15.0%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3.0%超とする。残留オーステナイトの面積率は、好ましくは5.0%以上である。一方、残留オーステナイトの面積率が過度に増加すると、穴広げ試験で鋼板が打抜き加工を受けた時、またはV-VDA試験でV曲げ加工を受けた時、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  $\sigma_{Fmax}$  を達成できない。よって、残留オーステナイトの面積率は15.0%以下とする。残留オーステナイトの面積率は、好ましくは12.0%以下であり、より好ましくは10.0%以下である。

## 【 0 0 6 1 】

例えば、後述する製造方法における第二冷却工程時の張力の制御により残留オーステナイトの面積率を15.0%以下に抑制できる。第一冷却工程後（亜鉛めっき処理を施す場合は、亜鉛めっき処理後（必要に応じて、合金化処理後））に2.0kgf/mm<sup>2</sup>以上の張力を一回以上付与し、その後、鋼板を、1パス当たり直径500mm以上1500mm以下のロールにロール1/4周分接触させながら4パス以上付与する処理、および、鋼板を、1パス当たり直径500mm以上1500mm以下のロールにロール1/2周分接触させながら、2パス以上付与する処理を行うことで、不安定な残留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、その後の冷却中に焼戻され、最終的に焼戻しマルテンサイトになる。

## 【 0 0 6 2 】

残留オーステナイト中の炭素濃度：0.60質量%以上1.30質量%以下

残留オーステナイト中の炭素濃度は、変形時に残留オーステナイトがマルテンサイトに変態する安定度に影響する指標である。残留オーステナイト中の炭素濃度が0.60質量%未満では、残留オーステナイトが不安定であり、応力付与後、塑性変形する前に加工誘起マルテンサイト変態が生じるため、所要の伸びが得られなくなる。一方、残留オーステナイト中の炭素濃度が1.30質量%を超えると、穴広げ試験で鋼板に打抜き加工を受けた時、またはV-VDA試験でV曲げ加工を受けた時に残留オーステナイトから生成するフレッシュマルテンサイトの硬度が大きく上昇し、ボイドの生成および連結が促進され、所望の  $\sigma_{Fmax}$  を達成できない。したがって、残留オーステナイト中の炭素濃度は0.60質量%以上1.30質量%以下とする。残留オーステナイト中の炭素濃度は、好ましくは0.80質量%以上とする。また、残留オーステナイト中の炭素濃度は、好ましくは1.20質量%以下とする。

10

## 【0063】

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、穴広げ試験、VDA曲げ試験またはV-VDA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  $\sigma_{Fmax}$  を達成できない。また、フレッシュマルテンサイト面積率の増加にともない鋼板中の拡散性水素量が増加し、穴広げ性および曲げ性がさらに低下する。良好な穴広げ性および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、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。

20

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。

## 【0064】

焼戻しマルテンサイト中の炭化物の密度（個数密度）：8.0個/ $\mu\text{m}^2$ 以下

本発明において、焼戻しマルテンサイト中の炭化物の密度が8.0個/ $\mu\text{m}^2$ を超えると、穴広げ試験、VDA曲げ試験またはV-VDA曲げ試験において、炭化物に起因するボイドの数が増加することによりき裂の発生および進展が助長され、その結果所望の  $\sigma_{Fmax}$  を達成できない。そのため、焼戻しマルテンサイト中の炭化物の密度は8.0個/ $\mu\text{m}^2$ 以下とする。焼戻しマルテンサイト中の炭化物の密度は、好ましくは7.0個/ $\mu\text{m}^2$ 以下であり、より好ましくは6.0個/ $\mu\text{m}^2$ 以下である。また、下限は特に限定されないが、焼戻しマルテンサイト中の炭化物の密度は、好ましくは1.0個/ $\mu\text{m}^2$ 以上であり、より好ましくは2.0個/ $\mu\text{m}^2$ 以上である。

30

## 【0065】

なお、上記以外の残部組織としては、例えば、フェライトや下部ベイナイト、パーライト、セメンタイトなどの炭化物が挙げられる。1180MPa以上のTSと、高いYSを確保するために、パーライトの面積率は5.0%以下とすることが好ましい。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。

## 【0066】

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、素地鋼板の板厚1/4位置において、以下のように測定する。

40

すなわち、素地鋼板の圧延方向に平行な板厚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、3vol.%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：15kV、倍率：5000倍の条件で、試料の観察面の25.6 $\mu\text{m}$ ×17.6 $\mu\text{m}$ の視野を3視野撮影する。

得られた組織画像から、以下のようにして、ベイニティックフェライト、焼戻しマルテ

50

ンサイト、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）および残部組織を同定する。

【0067】

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。

10

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。前述した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。

セメンタイト：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。

下部ベイナイトやパーライトなど：これらの形態等は公知のとおりである。

【0068】

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23.1μm×17.6μm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第二相の面積率を算出する。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。

20

【0069】

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。

すなわち、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MoK<sub>α</sub>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。

30

【0070】

残留オーステナイト中の炭素濃度の分布については、上記X線回折法で測定されたfcc鉄（オーステナイト）の(220)面の回折ピークを用いて、残留オーステナイトの格子定数を求める。ついで、下記式より残留オーステナイト中の炭素濃度を求める。

$$C = \left( (A - (3.572 + 0.0012 \times [Mn\%] - 0.00157 \times [Si\%] + 0.0056 \times [Al\%])) \right) / 0.033$$

ここで、A：残留オーステナイトの格子定数、

40

C：残留オーステナイト中の炭素濃度、[Mn%]、[Si%]、[Al%]：それぞれ鋼板中のMn、Si、Alの含有量（質量%）である。

【0071】

また、フレッシュマルテンサイトの面積率は、上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%から上記のようにして求めた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を減じること

50

により求める。

[ 残部組織の面積率 ( % ) ] = 1 0 0 . 0 - [ 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 ( % ) ]

【 0 0 7 3 】

焼戻しマルテンサイト中の炭化物の密度は以下のようにして測定する。

上記の組織分率測定に使用したSEMによる組織画像を手塗で焼戻しマルテンサイトおよび炭化物を色分けして抽出し、焼戻しマルテンサイトまたは炭化物のみの画像とする。ここで、直径（円相当径）100nm以上の炭化物を対象とする。その後、オープンソースのImageJを用いて、焼戻しマルテンサイトの面積および焼戻しマルテンサイト中の炭化物の数を求める。焼戻しマルテンサイト中の炭化物の数をその焼戻しマルテンサイトの面積で除した値が焼戻しマルテンサイト中の炭化物の密度であり、別々のSEM像でランダムに10個の焼戻しマルテンサイトを抽出して平均した値を焼戻しマルテンサイト中の炭化物の密度とする。

10

なお、1個の炭化物については、SEM像において、外周が焼戻しマルテンサイトに囲まれて、途切れることなく一体形成された粒状の領域を1個として測定する。

【 0 0 7 4 】

拡散性水素量：0.50質量ppm以下

より優れた穴広げ性および曲げ性を得る観点から、素地鋼板の拡散性水素量は0.50質量ppm以下とすることが好ましい。また、素地鋼板の拡散性水素量は、より好ましくは0.30質量ppm以下である。なお、素地鋼板の拡散性水素量の下限は特に規定されず、0質量ppmであってもよい。また、生産技術上の制約から、素地鋼板の拡散性水素量は0.01質量ppm以上がより好ましい。

20

【 0 0 7 5 】

ここで、素地鋼板の拡散性水素量は、以下のようにして測定する。

鋼板から長さが30mm、幅が5mmの試験片を採取し、鋼板に亜鉛めっき層が形成されている場合には、亜鉛めっき層をアルカリ除去する。ついで、昇温脱離分析法により、試験片から放出される水素量を測定する。具体的には、試験片を、室温（-5～55）から300℃までを昇温速度200℃/hで連続加熱した後、室温まで冷却する。この際、当該連続加熱における室温から210℃までの温度域で、試験片から放出される水素量（積算水素量）を測定する。そして、測定した水素量を、試験片（亜鉛めっき層除去後で、連続加熱前の試験片）の質量で除し、質量ppm単位に換算した値を、素地鋼板の拡散性水素量とする。拡散性水素量の測定は、鋼板の製造完了後に行うことが好ましい。水素量の測定は、鋼板の製造完了後1週間以内に行うことがより好ましい。

30

なお、室温は世界各国での生産を踏まえた場合、現地での1年間での気温の変化の範囲内とする。一般的には、10～50℃の範囲であることが好ましい。

【 0 0 7 6 】

なお、鋼板を成形加工や接合加工した後の製品（部材）については、一般的な使用環境におかれた該製品から試験片を切り出して上記と同様の要領で素地鋼板部分の拡散性水素量を測定し、その値が0.50質量ppm以下であれば、成形加工や接合加工をする前の素材段階の鋼板の素地鋼板の拡散性水素量も0.50質量ppm以下であったとみなせる。

40

【 0 0 7 7 】

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。プレス成形時および車体衝突時に表層軟質層が曲げ割れ進展の抑制に寄与するため、耐曲げ破断特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、85%以下のビッカース硬さの表層領域のことである。

ここで、表層軟質層は、素地鋼板表面から板厚方向に200μm以下の領域で形成されている。表層軟質層の形成される領域は、素地鋼板表面から板厚方向に、好ましくは150μm以下であり、より好ましくは120μm以下である。なお、表層軟質層の厚さの下

50

限については、特に定めないが、表層軟質層の厚さは、 $8\ \mu\text{m}$ 以上であることが好ましく、 $11\ \mu\text{m}$ 以上であることがより好ましい。また、表層軟質層は、好ましくは $30\ \mu\text{m}$ 以上であり、より好ましくは $40\ \mu\text{m}$ 以上である。

また、上記のビッカース硬さを測定する素地鋼板の板厚 $1/4$ 位置は、非表層軟質層（本発明で規定される表層軟質層の硬さの条件を満たさない層）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。

#### 【0078】

##### 表層軟質層のナノ硬度

素地鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの $1/4$ 位置および板厚方向深さの $1/2$ 位置の夫々における板面の $50\ \mu\text{m} \times 50\ \mu\text{m}$ の領域において、 $300$ 点以上のナノ硬度を測定したとき、素地鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの $1/4$ 位置の板面のナノ硬度が $7.0\ \text{GPa}$ 以上の測定数割合が、表層軟質層の板厚方向深さの $1/4$ 位置の全測定数に対して $0.10$ 以下

10

本発明において、プレス成形時の優れた曲げ性と衝突時の優れた曲げ破断特性を得るためには、素地鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの $1/4$ 位置及び板厚方向深さの $1/2$ 位置の夫々における板面の $50\ \mu\text{m} \times 50\ \mu\text{m}$ の領域において、 $300$ 点以上のナノ硬度を測定したとき、素地鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの $1/4$ 位置の板面のナノ硬度が $7.0\ \text{GPa}$ 以上の測定数割合が、表層軟質層の板厚方向深さの $1/4$ 位置の全測定数に対して $0.10$ 以下であることが好ましい。ナノ硬度が $7.0\ \text{GPa}$ 以上の割合が $0.10$ 以下の場合、硬質な組織（マルテンサイトなど）、介在物などの割合が小さいことを意味し、硬質な組織（マルテンサイトなど）、介在物などのプレス成形時および衝突時のポイドの生成や連結、さらには亀裂の進展をより抑制することが可能となり、優れた $R/t$ 、および $S_{Fmax}$ が得られる。

20

#### 【0079】

鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの $1/4$ 位置の板面のナノ硬度の標準偏差が $1.8\ \text{GPa}$ 以下であり、さらに、鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの $1/2$ 位置の板面のナノ硬度の標準偏差が $2.2\ \text{GPa}$ 以下

本発明において、プレス成形時の優れた曲げ性と衝突時の優れた曲げ破断特性を得るためには、鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの $1/4$ 位置の板面のナノ硬度の標準偏差が $1.8\ \text{GPa}$ 以下であり、さらに、鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの $1/2$ 位置の板面のナノ硬度の標準偏差が $2.2\ \text{GPa}$ 以下であることが好ましい。鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの $1/4$ 位置の板面のナノ硬度の標準偏差が $1.8\ \text{GPa}$ 以下であり、さらに、鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの $1/2$ 位置の板面のナノ硬度の標準偏差が $2.2\ \text{GPa}$ 以下の場合、ミクロ領域における組織硬度差が小さいことを意味するため、ミクロ領域における組織硬度差が小さいため、プレス成形時または衝突時のポイドの生成・連結および亀裂の進展をより抑制することが可能となり、優れた $R/t$ 、および $S_{Fmax}$ が得られる。

30

素地鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの $1/4$ 位置の板面のナノ硬度の標準偏差の好ましい範囲は、 $1.7\ \text{GPa}$ 以下であることが好ましい。素地鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの $1/4$ 位置の板面のナノ硬度の標準偏差は、より好ましくは、 $1.3\ \text{GPa}$ 以下である。下限は特に限定されないが、素地鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの $1/4$ 位置の板面のナノ硬度の標準偏差は、 $0.5\ \text{GPa}$ 以上としてもよい。素地鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの $1/2$ 位置の板面のナノ硬度の標準偏差のより好ましい範囲は、 $2.1\ \text{GPa}$ 以下である。素地鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの $1/2$ 位置の板面のナノ硬度の標準偏差は、より好ましくは、 $1.7\ \text{GPa}$ 以下である。下限は特に限定されないが、素地鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの $1/2$ 位置の板面のナノ硬度の標準偏差は、 $0.6\ \text{GPa}$ 以上としてもよい。

40

#### 【0080】

ここで、板厚方向深さの $1/4$ 位置、 $1/2$ 位置の板面のナノ硬度とは、以下の方法に

50

より測定される硬度である。

めっき層が形成されている場合は、めっき層剥離後、素地鋼板の表面から表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置の位置 - 5  $\mu\text{m}$ の位置まで機械研磨を実施し、素地鋼板の表面から表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置までダイヤモンドおよびアルミナでのバフ研磨を実施し、さらにコロイダルシリカ研磨を実施する。ここで、剥離するめっき層は、亜鉛めっき層が形成されている場合は、亜鉛めっき層であり、金属めっき層が形成されている場合は、金属めっき層であり、亜鉛めっき層および金属めっき層が形成されている場合は、亜鉛めっき層および金属めっき層である。

Hysitron社のtribo-950を用い、バーコピッチ形状のダイヤモンド圧子により、荷重：500  $\mu\text{N}$ 、測定領域：50  $\mu\text{m}$   $\times$  50  $\mu\text{m}$ 、打点間隔：2  $\mu\text{m}$ の条件でナノ硬度を測定する。

10

次いで、表層軟質層の板厚方向深さの1/2位置まで機械研磨、ダイヤモンドおよびアルミナでのバフ研磨およびコロイダルシリカ研磨を実施する。Hysitron社のtribo-950を用い、バーコピッチ形状のダイヤモンド圧子により、荷重：500  $\mu\text{N}$ 、測定領域：50  $\mu\text{m}$   $\times$  50  $\mu\text{m}$ 、打点間隔：2  $\mu\text{m}$ の条件でナノ硬度を測定する。

板厚方向深さの1/4位置で300点以上のナノ硬度を測定し、また、板厚方向深さの1/2位置でも300点以上のナノ硬度を測定する。

例えば、表層軟質層厚さが100  $\mu\text{m}$ の場合、1/4位置は表層軟質層の表面から25  $\mu\text{m}$ 位置となり、1/2位置は表層軟質層の表面から50  $\mu\text{m}$ 位置となる。この25  $\mu\text{m}$ 位置で300点以上のナノ硬度を測定し、また、50  $\mu\text{m}$ 位置でも300点以上のナノ硬度を測定する。

20

#### 【0081】

金属めっき層（第一めっき層）

さらに、本発明の一実施形態に伴う鋼板は、素地鋼板の片面または両面の表面上において、金属めっき層（第一めっき層、プレめっき層）（なお、金属めっき層（第一めっき層）は、溶融亜鉛めっき層、合金化溶融亜鉛めっき層の亜鉛めっき層を除く）を有することが好ましい。金属めっき層は金属電気めっき層とすることが好ましく、以下では、金属電気めっき層を例に説明する。

金属電気めっき層が鋼板表面に形成されることで、プレス成形時および車体衝突時に最表層の前記金属電気めっき層が曲げ割れ発生の抑制に寄与するため、耐曲げ破断特性がさらに向上する。

30

本発明では、露点を - 5 超とすることで、軟質層の厚みをより大きくすることができ、軸圧壊特性を非常に優れたものとするのが可能になる。この点、本発明では、金属めっき層を有することで、露点を - 5 以下として、軟質層厚みが小さくても、軟質層厚みが大きい場合と同等の軸圧壊特性を得られる。

#### 【0082】

金属電気めっき層の金属種としては、Cr、Mn、Fe、Co、Ni、Cu、Ga、Ge、As、Ru、Rh、Pd、Ag、Cd、In、Sn、Sb、Os、Ir、Pt、Au、Hg、Ti、Pb、Biのいずれでもかまわないが、Feであることがより好ましい。以下では、Fe系電気めっき層を例に説明するが、他の金属種でも以下のFeにおける条件を同様に採用し得る。

40

#### 【0083】

Fe系電気めっき層の付着量は、0  $\text{g}/\text{m}^2$  超とし、好ましくは2.0  $\text{g}/\text{m}^2$  以上とする。Fe系電気めっき層の片面あたりの付着量の上限は特に限定されないが、コストの観点から、Fe系電気めっき層の片面あたりの付着量を60  $\text{g}/\text{m}^2$  以下とすることが好ましい。Fe系電気めっき層の付着量は、好ましくは50  $\text{g}/\text{m}^2$  以下であり、より好ましくは40  $\text{g}/\text{m}^2$  以下であり、さらに好ましくは30  $\text{g}/\text{m}^2$  以下とする。

#### 【0084】

Fe系電気めっき層の付着量は、以下のとおり測定する。Fe系電気めっき鋼板から10  $\times$  15 mmサイズのサンプルを採取して樹脂に埋め込み、断面埋め込みサンプルとする

50

。同断面の任意の3か所を走査型電子顕微鏡 ( Scanning Electron Microscope ; SEM ) を用いて加速電圧 15 kV で、Fe系めっき層の厚みに応じて倍率 2000 ~ 10000 倍で観察し、3視野の厚みの平均値に鉄の比重を乗じることによって、Fe系電気めっき層の片面あたりの付着量に換算する。

【 0085 】

Fe系電気めっき層としては、純Feの他、Fe - B合金、Fe - C合金、Fe - P合金、Fe - N合金、Fe - O合金、Fe - Ni合金、Fe - Mn合金、Fe - Mo合金、Fe - W合金等の合金めっき層が使用できる。Fe系電気めっき層の成分組成は特に限定されないが、B、C、P、N、O、Ni、Mn、Mo、Zn、W、Pb、Sn、Cr、VおよびCoからなる群から選ばれる1または2以上の元素を合計で10質量%以下含み、残部はFe及び不可避免的不純物からなる成分組成とすることが好ましい。Fe以外の元素の量を合計で10質量%以下とすることで、電解効率の低下を防ぎ、低コストでFe系電気めっき層を形成することができる。Fe - C合金の場合、Cの含有量は0.08質量%以下とすることが好ましい。

10

【 0086 】

Fe系電気めっき層の下に表層軟質層を有していることがより好ましく、これにより、耐曲げ破断特性を大幅に向上させることができる。Fe系電気めっき層を有する場合、Fe系電気めっき層と素地鋼板の界面から、上述の方法で板厚方向に向かってビッカース硬さ分布を測定し、表層軟質層の板厚方向深さを評価する。

【 0087 】

V - VDA曲げ試験を最高荷重点まで行い、L断面における、き裂の長さ：400  $\mu$ m以下

20

本発明において、上記のき裂長さが400  $\mu$ mを超える鋼板は、鋼板組織中のボイドの形成および進展が速く、耐曲げ破断特性が低下する。そのため、上記のき裂長さを400  $\mu$ m以下とする。上記のき裂長さは、好ましくは300  $\mu$ m以下であり、より好ましくは200  $\mu$ m以下である。下限は特に限定しないが、この値は0  $\mu$ mであってもよい。

【 0088 】

V - VDA曲げ試験を最高荷重点まで行い、L断面において、VDA曲げの曲げ外側の曲げ頂点を始点とし板厚方向に50  $\mu$ mの位置まで存在する開始線の各位置から、開始線の垂直方向両側夫々に50  $\mu$ mまでの位置に形成される領域で、ベイニティックフェライトの板厚方向の平均粒径に関し、加工後の平均粒径に対する加工前の平均粒径の比率 ( 平均粒径の加工前後での変化量 ) : 5.0以下

30

ついで、上記のベイニティックフェライトの板厚方向の粒径の加工前後での変化量について説明する。

図1中、符号BFはベイニティックフェライトを示し、符号Fはフェライトを示し、符号TMは焼炭しマルテンサイトを示す。また、図1中、(TM)は焼炭しマルテンサイト中の炭化物を示し、H1は硬質第二相を示し、X1(BF)はベイニティックフェライト中の島状第二相を示す。

図1に示すように鋼板組織中のベイニティックフェライトBFは炭素分配により、内部に島状の残留オーステナイトが形成される。ベイニティックフェライトBFが加工を受けて変形した場合、ベイニティックフェライトBFと島状残留オーステナイトが加工誘起変態で生成した硬質なフレッシュマルテンサイトの境界にボイドが発生しやすくなる。上記ベイニティックフェライトBFの板厚方向の平均粒径の加工前後での変化量が5.0を超えると、ベイニティックフェライトBFが圧延方向の引張応力を受けて、ボイド数の増加によりき裂の発生および進展が助長され、その結果耐曲げ破断特性が低下する。そのため、上記ベイニティックフェライトの板厚方向の平均粒径の加工前後での変化量は5.0以下とする。上記変化量は好ましくは4.8以下であり、より好ましくは4.5以下である。また、ベイニティックフェライトの平均粒径の加工前後での変化量が0.2未満の場合、圧縮応力を受けたベイニティックフェライトにおいては同様に、ベイニティックフェライト内部にある島状残留オーステナイトが加工誘起変態で生成した硬質なフレッシュマルテ

40

50

ンサイトの境界にボイドが発生しやすいおそれがあり、耐曲げ破断特性が低下するおそれがある。そのため、ベイニティックフェライトの板厚方向の平均粒径の加工前後での変化量は好ましくは0.2以上とする。上記変化量は好ましくは0.3以上であり、より好ましくは0.5以上である。

#### 【0089】

上記のV-VDA曲げ試験は以下のようにして行う。

得られた鋼板から、60mm×65mmの試験片を剪断加工により採取する。ここで、60mmの辺は圧延(L)方向に平行する。曲率半径/板厚：4.2で幅(C)方向を軸に圧延(L)方向に90°曲げ加工(一次曲げ加工)を施し、試験片を準備する。90°曲げ加工(一次曲げ加工)では、図2-1(a)に示すように、V溝を有するダイA1の上に載せた鋼板に対して、パンチB1を押し込んで試験片T1を得る。次に、図2-1(b)に示すように、支持ロールA2の上に載せた試験片T1に対して、曲げ方向が圧延直角方向となるようにして、パンチB2を押し込んで直交曲げ(二次曲げ加工)を施す。図2-1(a)及び図2-1(b)において、符号D1は幅(C)方向、符号D2は圧延(L)方向を示している。

V-VDA試験を施した際に得られたストローク-荷重曲線の模式図を図3に示す。V-VDA試験を最高荷重点Pまで行い、その後、荷重が最高荷重の94.9~99.9%になる時(図3中、符号R参照)に除荷したサンプルを、V-VDA曲げ試験における評価サンプルとする。

#### 【0090】

V-VDA曲げ試験において、鋼板に対してV曲げ加工(一次曲げ加工)を施した試験片T1を図2-2(c)に示す。また、試験片T1に対してVDA曲げ(二次曲げ加工)を施した試験片T2を図2-2(d)に示す。図2-2(d)の試験片T2に破線で示した位置は、上記のV曲げ稜線部であり、VDA曲げを行う前の図2-2(c)の試験片T1に破線で示した位置に対応している。本発明において、V曲げ稜線部およびVDA曲げ稜線部の重複領域とは、図2-2(d)のaと示すVDA曲げ頂点且つ破線の中央位置である。

具体的に、V曲げ稜線部は、V曲げを施され、幅方向に延設されるV曲げ角部(頂点)から両側5mmまでの範囲の領域を指す。また、V曲げ稜線部以外の領域は、V曲げ平坦部である。

また、VDA曲げ稜線部は、VDA曲げを施され、圧延方向に延設されるVDA曲げ角部(頂点)から両側5mmまでの範囲の領域を指す。

V曲げ稜線部およびVDA曲げ稜線部のL断面ALと試験片T2の位置関係を図2-3(e)に点線で示す。D2方向が紙面に垂直であり、D1方向が紙面に平行である時のL断面ALを図2-3(f)に示す。

#### 【0091】

V-VDA曲げ試験を最高荷重点まで行い、V曲げ稜線部およびVDA曲げ稜線部の重複領域におけるL断面(以下AL面ともいう)におけるき裂の長さは以下のように求める。

V-VDA曲げ試験を最高荷重点まで行った鋼板のAL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、3vol.%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：15kV、倍率：200倍の条件で、試料の観察面の曲げ頂点となる箇所に、AL面の対称軸が垂直になるように25.6μm×17.6μmの視野を1視野撮影し、き裂の全貌を観察する。

得られたき裂の画像で、き裂の起点と終点の垂直方向の距離をき裂の長さとする。実際に測定したき裂の画像の一例を図4に示す。図4中、符号D2が圧延(L)方向を示し、符号D4が板厚方向を示す。また、符号Lがき裂の長さを示す。

#### 【0092】

10

20

30

40

50

ついで、V - V D A 曲げ試験を最高荷重点まで行い、V 曲げ稜線部およびV D A 曲げ稜線部の重複領域におけるL 断面においてV D A 曲げの曲げ外側の鋼板表面から0 ~ 50  $\mu$  m、且つV D A 曲げの曲げ頂点を中心とする左右50  $\mu$  mの領域(図2 - 3 (f)の点線で示すA B 領域、以下A B 領域ともいう)において、ベイニティックフェライトの板厚方向の平均粒径の加工前後での変化量の測定方法を説明する。

ここで、まず、A B 領域について、図2 - 4を参照しながら説明する。図2 - 4は、A B 領域を説明するための模式図である。図2 - 4に示すように、A B 領域は、V D A 曲げの曲げ外側の曲げ頂点 $t_0$ を始点とし板厚方向に50  $\mu$  mの位置まで存在する開始線 $L_0$ の各位置から、開始線 $L_0$ の垂直方向両側夫々に50  $\mu$  mまでの位置に形成される領域のことを指す。

上記の変化量の測定方法としては、まず、上記のV - V D A 曲げ試験を最高荷重点まで行った後A L 面を観察面とした試料(以下、変形後の試料ともいう)および上記の鋼板組織の面積率の測定に使用した試料(以下、変形前の試料ともいう)を用いて、SEM (Scanning Electron Microscope; 走査電子顕微鏡)により、加速電圧: 15 kV、倍率: 3000倍の条件で、25.6  $\mu$  m  $\times$  17.6  $\mu$  mの視野を各試料で5視野撮影する。変形後の試料においてはA B 領域内を撮影し、加工を受けて変形したベイニティックフェライト(以下変形後のベイニティックフェライトともいう)を観察する。変形前の試料においては素地鋼板の表面から板厚50  $\mu$  mの位置までを撮影し、変形しないベイニティックフェライト(以下変形前のベイニティックフェライトともいう)を観察する。

得られた組織画像について、手塗で変形後のベイニティックフェライトおよび変形前のベイニティックフェライトをランダムに各10個を抽出し、各ベイニティックフェライトの板厚方向で一番長い箇所を粒径とする。

得られた10個の変形後のベイニティックフェライトおよび10個の変形前のベイニティックフェライトの板厚方向の粒径をそれぞれ平均し、変形前のベイニティックフェライトの板厚方向の平均粒径を変形後のベイニティックフェライトの板厚方向の平均粒径で除した値(加工後の平均粒径に対する加工前の平均粒径の割合: 加工前の平均粒径(nm) / 加工後の平均粒径(nm))をベイニティックフェライトの板厚方向の平均粒径の加工前後での変化量とする。

変形前のベイニティックフェライトおよび変形後のベイニティックフェライトの画像の一例を図5に示す。図5中、符号BF 1は、変形前のベイニティックフェライトを示し、符号BF 2は、変形後のベイニティックフェライトを示す。

なお、1個のベイニティックフェライトについては、SEM像において、外周が他の組織に囲まれて、途切れることなく一体形成された粒状の領域を1個として測定する。

【0093】

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。

【0094】

引張強さ(TS): 1180 MPa以上

本発明の一実施形態に従う鋼板の引張強さTSは、1180 MPa以上である。上限は特に規定しないが、引張強さTSは、1470 MPa未満であることが好ましい。

なお、本発明の一実施形態に従う鋼板の降伏応力(YS)、全伸び(EL)、限界穴広げ率( )、V D A 曲げ試験での限界曲げ角度( )およびV - V D A 曲げ試験での荷重最大時のストローク(S<sub>Fmax</sub>)の基準値、ならびに軸圧壊破断有無については上述したとおりである。

【0095】

また、引張強さ(TS)、降伏応力(YS)および全伸び(EL)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。限界穴広げ率( )は、実施例において後述するJIS Z 2256(2020)に準拠する穴広げ試験により、測定する。V D A 曲げ試験での限界曲げ角度( )は、実施例において後述するV D A 238 - 100に準拠するV D A 曲げ試験により、測定する。V - V D A

10

20

30

40

50

曲げ試験での荷重最大時のストローク ( $S_{Fmax}$ ) は実施例において後述する V - V D A 曲げ試験により、測定する。軸圧壊破断有無は実施例において後述する軸圧壊試験により、測定する。

【0096】

亜鉛めっき層（第二めっき層）

本発明の一実施形態に従う鋼板は、最表層として素地鋼板の上（素地鋼板上または金属めっき層が形成された場合は金属めっき層表面上）に形成された亜鉛めっき層を有していてもよく、この亜鉛めっき層は、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。

すなわち、本発明の鋼板は、素地鋼板を有し、該素地鋼板上に第二めっき層（亜鉛めっき層）が形成されていてよく、また、素地鋼板を有し、該素地鋼板上に金属めっき層（第一めっき層（亜鉛めっき層の第二めっき層を除く））と第二めっき層（亜鉛めっき層）とが順に形成されていてよい。

亜鉛めっき層を有する鋼板は、亜鉛めっき鋼板としてもよい。

【0097】

なお、ここでいう亜鉛めっき層は、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、熔融亜鉛めっき層や合金化熔融亜鉛めっき層が挙げられる。

【0098】

ここで、熔融亜鉛めっき層は、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、熔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、熔融亜鉛めっき層の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、不可避免的不純物である。

【0099】

また、合金化熔融亜鉛めっき層は、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、合金化熔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。合金化熔融亜鉛めっき層の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、合金化熔融亜鉛めっき層の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、不可避免的不純物である。

【0100】

加えて、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、 $20\text{ g/m}^2$ 以上とすることが好ましい。また、亜鉛めっき層の片面あたりのめっき付着量は、 $80\text{ g/m}^2$ 以下とすることが好ましい。

【0101】

なお、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、供試材となる鋼板を浸漬し、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（ $\text{g/m}^2$ ）を算出する。

【0102】

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。

板厚は、より好ましくは0.8mm超である。板厚は、さらに好ましくは0.9mm以上

10

20

30

40

50

である。板厚は、より好ましくは1.0 mm以上である。板厚は、さらに好ましくは1.2 mm以上である。

また、鋼板の板厚は、好ましくは3.5 mm以下である。板厚は、より好ましくは2.3 mm以下である。

また、本発明の鋼板の板幅は、特に限定されないが、500 mm以上とすることが好ましく、750 mm以上とすることがより好ましい。また、鋼板の板幅は、1600 mm以下とすることが好ましく、1450 mm以下とすることがより好ましい。

【0103】

[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。

10

【0104】

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、熱延工程と、該熱延鋼板を酸洗する酸洗工程と、該酸洗工程後の鋼板を、焼鈍温度： $(Ac_1 + 0.4 \times (Ac_3 - Ac_1))$  以上900 以下、且つ焼鈍時間：20秒以上で焼鈍する、焼鈍工程と、該焼鈍工程後の鋼板を400 以上600 以下の第一冷却停止温度まで冷却する、第一冷却工程と、該第一冷却工程後の鋼板を100 以上300 以下の第二冷却停止温度まで25.0 /秒以下の平均冷却速度で冷却し、該冷却時、鋼板に対して、300 以上450 以下の温度域で2.0 kgf/mm<sup>2</sup>以上の張力を一回以上付与し、その後、鋼板を、1パス当たり直径500 mm以上1500 mm以下のロールにロール1/4周分接触させながら4パス以上付与する処理、および鋼板を、1パス当たり直径500 mm以上1500 mm以下のロールにロール1/2周分接触させながら、2パス以上付与する処理を行う、第二冷却工程と、該第二冷却工程後の鋼板を、焼戻し温度：300 超500 以下の温度域まで加熱し、且つ上記温度域で焼戻し時間：20秒以上900秒以下保持する再加熱処理を行い、該再加熱処理時、以下の式(1)で示す炭化物制御パラメータCPを10000以上15000以下とする、再加熱工程と、を含み、あるいはさらに酸洗工程後、且つ焼鈍工程前の鋼板に、冷間圧延して冷延鋼板を得る、冷延工程を含む。

20

$$CP = (T + 273) \times (k + 1.2 \times \log t) \quad \dots \text{式(1)}$$

ここで、T：焼戻し温度( )、k：C含有量に依存した材料定数、t：焼戻し時間(秒)であり、

30

$k = -6 \times C_M + 17.8$ であり、

$C_M$ ：第二冷却工程で生成するマルテンサイト中の炭素量(質量%)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。

【0105】

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、造塊法または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。

40

【0106】

[熱延工程]

ついで、熱延工程において、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、温片のままに加熱炉に装入し、熱間圧延する方法)または直接圧延(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)などが挙げられる。

【0107】

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。

50

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。

#### 【0108】

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など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。そのため、仕上げ圧延温度は、950以上の範囲とすることが好ましい。以上より、仕上げ圧延温度は、800以上950以上の範囲とすることが好ましい。

#### 【0109】

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。

#### 【0110】

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。

#### 【0111】

##### 〔酸洗工程〕

熱延工程後の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。

#### 【0112】

##### 〔冷延工程〕

ついで、必要に応じて、熱延鋼板に冷間圧延を施して冷延鋼板とする。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%以上とすることが好ましい。また、冷間圧延の圧下率は80%以下とすることが好ましい。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、亜鉛めっきの付着量が不均一になるおそれがある。

10

20

30

40

50

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。

【0113】

[金属めっき(金属電気めっき、第一めっき)工程]

本発明の一実施形態においては、熱延工程後(酸洗工程後、また、冷間圧延を施す場合は、酸洗工程後の冷延工程後)、かつ焼鈍工程の前の鋼板の片面もしくは両面において、金属めっきを施し、金属めっき層(第一めっき層)を形成する第一めっき工程を含んでいてもよい。

例えば、上記のようにして得られた熱延鋼板または冷延鋼板の表面に金属電気めっき処理を施して、焼鈍前金属電気めっき層が少なくとも片面に形成された焼鈍前金属電気めっき鋼板としてもよい。なお、ここでいう金属めっきは、亜鉛めっき(第二めっき)を除く。金属電気めっき処理方法は特に限定されないが、前述したように素地鋼板上に形成させる金属めっき層としては、金属電気めっき層とすることが好ましいため、金属電気めっき処理を施すことが好ましい。

例えば、Fe系電気めっき浴では硫酸浴、塩酸浴あるいは両者の混合などが適用できる。また、焼鈍前金属電気めっき層の付着量は、通電時間等によって調整することができる。なお、焼鈍前金属電気めっき鋼板とは、金属電気めっき層が焼鈍工程を経ていないことを意味し、金属電気めっき処理前の熱延鋼板、熱延後酸洗処理板または冷延鋼板について予め焼鈍された態様を除外するものではない。

【0114】

ここで、電気めっき層の金属種としては、Cr、Mn、Fe、Co、Ni、Cu、Ga、Ge、As、Ru、Rh、Pd、Ag、Cd、In、Sn、Sb、Os、Ir、Pt、Au、Hg、Ti、Pb、Biのいずれでもかまわないが、Feであることがより好ましいため、Fe系電気めっきの製造方法を以下に述べるが、他の金属系電気めっきでも以下のFe系電気めっきにおける条件を同様に採用し得る。

【0115】

通電開始前のFe系電気めっき浴中のFeイオン含有量は、 $Fe^{2+}$ として0.5 mol/L以上とすることが好ましい。Fe系電気めっき浴中のFeイオン含有量が、 $Fe^{2+}$ として0.5 mol/L以上であれば、十分なFe付着量を得ることができる。また、十分なFe付着量を得るために、通電開始前のFe系電気めっき浴中のFeイオン含有量は、2.0 mol/L以下とすることが好ましい。

【0116】

また、Fe系電気めっき浴中にはFeイオンと、B、C、P、N、O、Ni、Mn、Mo、Zn、W、Pb、Sn、Cr、V及びCoからなる群から選ばれる少なくとも一種の元素とを含有することができる。Fe系電気めっき浴中でこれらの元素の合計含有量は、焼鈍前Fe系電気めっき層中でこれらの元素の合計含有量が10質量%以下となるようにすることが好ましい。なお、金属元素は金属イオンとして含有すればよく、非金属元素はホウ酸、リン酸、硝酸、有機酸等の一部として含有することができる。また、硫酸鉄めっき液中には、硫酸ナトリウム、硫酸カリウム等の伝導度補助剤や、キレート剤、pH緩衝剤が含まれていてもよい。

【0117】

Fe系電気めっき浴のその他の条件についても特に限定しない。Fe系電気めっき液の温度は、定温保持性を考えると、30以上とすることが好ましく、85以下が好ましい。Fe系電気めっき浴のpHも特に規定しないが、水素発生による電流効率の低下を防ぐ観点から1.0以上とすることが好ましく、また、Fe系電気めっき浴の電気伝導度を考慮すると、3.0以下が好ましい。電流密度は、生産性の観点から10 A/dm<sup>2</sup>以上とすることが好ましく、Fe系電気めっき層の付着量制御を容易にする観点から150 A/dm<sup>2</sup>以下とすることが好ましい。通板速度は、生産性の観点から5 mpm以上とすることが好ましく、付着量を安定的に制御する観点から150 mpm以下とすることが好ましい。

【0118】

10

20

30

40

50

なお、Fe系電気めっき処理を施す前の処理として、鋼板表面を清浄化するための脱脂処理および水洗、さらには、鋼板表面を活性化するための酸洗処理および水洗を施すことができる。これらの前処理に引き続いてFe系電気めっき処理を実施する。脱脂処理および水洗の方法は特に限定されず、通常の方法を用いることができる。酸洗処理においては、硫酸、塩酸、硝酸、およびこれらの混合物等各種の酸が使用できる。中でも、硫酸、塩酸あるいはこれらの混合が好ましい。酸の濃度は特に規定しないが、酸化皮膜の除去能力、及び過酸洗による肌荒れ（表面欠陥）防止等を考慮すると、1～20mass%程度が好ましい。また、酸洗処理液には、消泡剤、酸洗促進剤、酸洗抑制剤等を含含有してもよい。

【0119】

[焼鈍工程]

ついで、本発明の一実施形態においては、酸洗工程後（冷間圧延を施す場合は、冷延工程後、金属めっき層（第一めっき層）を形成する金属めっきを施す場合は、金属めっき（第一めっき）工程後、冷間圧延および金属めっきを施す場合は、金属めっき（第一めっき）工程後）、上記のようにして得られた鋼板を、焼鈍温度： $(Ac_1 + 0.4 \times (Ac_3 - Ac_1))$  以上900 以下および焼鈍時間：20秒以上で焼鈍する。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。

【0120】

焼鈍温度： $(Ac_1 + 0.4 \times (Ac_3 - Ac_1))$  以上900 以下

焼鈍温度が $(Ac_1 + 0.4 \times (Ac_3 - Ac_1))$  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、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  $S_{Fmax}$  を達成できない場合がある。さらに、TSを1180MPa以上とすることが困難になる。

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、3.0%超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。従って、焼鈍温度は $(Ac_1 + 0.4 \times (Ac_3 - Ac_1))$  以上900 以下とする。焼鈍温度は、好ましくは880 以下である。焼鈍温度は、より好ましくは870 以下である。また、焼鈍温度は、好ましくは $(Ac_1 + 0.5 \times (Ac_3 - Ac_1))$  以上であり、より好ましくは $(Ac_1 + 0.6 \times (Ac_3 - Ac_1))$  以上である。

なお、焼鈍温度は、焼鈍工程での最高到達温度である。

【0121】

$Ac_1$ 点（ ）および $Ac_3$ 点（ ）は次式により計算する：

$Ac_1$ 点（ ） =  $727.0 - 32.7 \times [\%C] + 14.9 \times [\%Si] + 2.0 \times [\%Mn]$

$Ac_3$ 点（ ） =  $912.0 - 230 \times [\%C] + 31.6 \times [\%Si] - 20.4 \times [\%Mn]$

ここで、 $[\%C]$ ：C含有量（質量%）、 $[\%Si]$ ：Si含有量（質量%）、 $[\%Mn]$ ：Mn含有量（質量%）である。

【0122】

焼鈍時間：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、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  $S_{Fmax}$  を達成できない。さらに、TSを1180MPa以上とすることが困難になる。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30秒以上であり、より好ましくは50秒以上である。なお、焼鈍時間の上限は特に限定されないが、焼鈍時間は900秒以下とすることが好ましく、より好ましくは800秒以下である。焼鈍時間は300秒以下とすることがさらに好ましく、さらにより好ましくは220秒以下である。

10

20

30

40

50

なお、焼鈍時間とは、( 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。

### 【0123】

焼鈍工程の焼鈍雰囲気露点：-30 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 -30 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 -30 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、より好ましくは -25 以上、さらにより好ましくは -15 以上、最も好ましくは -5 超である。

10

焼鈍工程の焼鈍雰囲気露点の上限は特に定めないが、Fe系電気めっき層表面の酸化を好適に防ぎ、亜鉛めっき層を設ける際のめっき密着性を良好にするため、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。

### 【0124】

[ 第一冷却工程 ]

ついで、上記のようにして焼鈍を施した鋼板を、400 以上600 以下の第一冷却停止温度まで冷却する。

### 【0125】

第一冷却停止温度：400 以上600 以下

20

第一冷却停止温度が400 未満になると、ベイニティックフェライトの面積率が過度に増加し、残留オーステナイト体積率が所定量以上になり、所望の  $S_{Fmax}$  を達成できない。一方、第一冷却停止温度が600 を超えると、パーライトの面積率が増加するため、強度が低下する場合がある。したがって、第一冷却停止温度は400 以上600 以下とする。第一冷却停止温度は、好ましくは460 以上である。また、第一冷却停止温度は、好ましくは550 以下とする。

### 【0126】

[ 保持工程 ( 好適要件 ) ]

第一冷却工程後、必要に応じて、鋼板を400 以上600 以下の温度域( 以下、保持温度域ともいう ) で80秒未満滞留させる保持工程を行ってもよい。ここで、保持温度域は、上記の第一冷却停止温度としてよい。

30

### 【0127】

保持温度域での保持時間：80秒未満

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る。

ここで、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、YSが低下するおそれがある。また、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の拡散が過度に生じ、残留オーステナイトの面積率が15.0%を超え、所望の  $S_{Fmax}$  を達成できないおそれがある。したがって、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。保持温度域での保持時間はより好ましくは60秒未満である。なお、保持温度域での保持時間には、めっき工程において亜鉛めっき処理を施した後の当該温度域での滞留時間は含まない。

40

### 【0128】

[ 亜鉛めっき工程 ( 第二めっき工程 ) ]

第一冷却工程後( 保持工程を経る場合は保持工程後 )、鋼板に亜鉛めっき処理を施してもよい。亜鉛めっき処理を施すことにより、亜鉛めっき鋼板を得ることができる。亜鉛めっき処理としては、例えば、熔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。

### 【0129】

熔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中に浸漬

50

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。上記のAl含有量は0.23質量%以下であることが好ましい。

#### 【0130】

また、合金化亜鉛めっき処理の場合、上記の要領で溶融亜鉛めっき処理を施した後、亜鉛めっき鋼板を450 以上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。上記の合金化温度は、600 以下とすることが好ましい。

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、TSを1180MPa以上とすることが困難になり、延性が低下する。なお、合金化温度は、より好ましくは470 以上である。また、合金化温度は、より好ましくは570 以下である。

#### 【0131】

また、溶融亜鉛めっき鋼板(GI)および合金化溶融亜鉛めっき鋼板(GA)のめっき付着量はいずれも、片面あたり20g/m<sup>2</sup>以上とすることが好ましい。また、亜鉛めっき層の片面あたりのめっき付着量は、80g/m<sup>2</sup>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。

#### 【0132】

##### [第二冷却工程]

ついで、第一冷却工程後の鋼板を、100 以上300 以下の第二冷却停止温度まで25.0 /秒以下の平均冷却速度で冷却する。

#### 【0133】

第二冷却停止温度：100 以上300 以下

第二冷却工程は、後工程である再加熱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とするために必要な工程である。ここで、第二冷却停止温度が100 未満では、当該第二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、3.0%超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、第二冷却停止温度が300 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。また、鋼板中の拡散性水素量も増加する場合がある。その結果、所望の およびS<sub>Fmax</sub>を達成できない。また、所望の を得られない場合もある。したがって、第二冷却停止温度は100 以上300 以下とする。第二冷却停止温度は、好ましくは120 以上である。また、第一冷却停止温度は、好ましくは280 以下である。

#### 【0134】

第二冷却工程での平均冷却速度：25.0 /秒以下

第二冷却工程の冷却速度が25.0 /秒を超えると、微細な炭化物が生成し、焼戻しマルテンサイト中の炭化物の密度が所定量以上になる。その結果、所望の およびS<sub>Fmax</sub>を達成できない。また、所望の を得られない場合もある。したがって、第二冷却工程での平均冷却速度は25.0 /秒以下とする。

ここで、平均冷却速度は「(冷却開始温度( ) - 第二冷却停止温度( )) / 冷却時間(s)」により算出できる。

#### 【0135】

本発明では、鋼板を第二冷却停止温度まで冷却する時、300 以上450 以下の温度域で2.0kgf/mm<sup>2</sup>以上の張力を一回以上付与する。

そして、上記の張力を付与した後の鋼板を、1パス当たり直径500mm以上1500mm以下のロールにロール1/4周分接触させながら、4パス以上付与する処理、および、鋼板を、1パス当たり直径500mm以上1500mm以下のロールにロール1/2周分

10

20

30

40

50

接触させながら、2パス以上付与する処理を行う。

上記のように鋼板に対して、 $2.0 \text{ kg f / mm}^2$ 以上の張力を一回以上付与すること、および、規定のパス数付与することで鋼板組織中に過度に生成した残留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、その後の冷却中に焼戻しマルテンサイトになる。その結果、所望の および  $S_{Fmax}$  を得られる。

【0136】

上記のロール1/4周分接触させながら鋼板に付与するパス数は、好ましくは5パス以上であり、より好ましくは6パス以上である。

上限は特に限定されないが、上記のロール1/4周分接触させながら鋼板に付与するパス数は、好ましくは12パス以下であり、より好ましくは10パス以下である。

10

上記のロール1/2周分接触させながら鋼板に付与するパス数は、好ましくは3パス以上であり、より好ましくは4パス以上である。

上限は特に限定されないが、上記のロール1/2周分接触させながら鋼板に付与するパス数は、好ましくは6パス以下であり、より好ましくは5パス以下である。

【0137】

ここで、張力は、ロール左右のロードセルの荷重 ( $\text{kg f}$ ) の合計値を、鋼板の断面積 (= 板厚 ( $\text{mm}$ ) × 板幅 ( $\text{mm}$ )) ( $\text{mm}^2$ ) 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。

ここで、ロードセルの配置位置は、ロール両端部から200mm位置とすることが好ましい。また、用いるロールの胴長は、1500mm以上とすることが好ましい。また、用いるロールの胴長は、2500mm以下とすることが好ましい。

20

また、この張力は、好ましくは $2.2 \text{ kg f / mm}^2$ 以上であり、より好ましくは $2.4 \text{ kg f / mm}^2$ 以上である。

また、この張力は、好ましくは $15.0 \text{ kg f / mm}^2$ 以下であり、より好ましくは $10.0 \text{ kg f / mm}^2$ 以下である。この張力は、さらに好ましくは $7.0 \text{ kg f / mm}^2$ 以下であり、さらにより好ましくは $4.0 \text{ kg f / mm}^2$ 以下である。

【0138】

また、張力を一回以上付与するということについて、例えば、張力を二回付与するとは、まず、 $2.0 \text{ kg f / mm}^2$ 以上の張力を一回付与し、その後、張力が $2.0 \text{ kg f / mm}^2$ 未満になってから、二回目の $2.0 \text{ kg f / mm}^2$ 以上の張力を付与することをいう。また、張力を三回付与するとは、まず、 $2.0 \text{ kg f / mm}^2$ 以上の張力を一回付与し、その後、張力が $2.0 \text{ kg f / mm}^2$ 未満になってから、二回目の $2.0 \text{ kg f / mm}^2$ 以上の張力を付与し、その後、張力が $2.0 \text{ kg f / mm}^2$ 未満になってから、三回目の $2.0 \text{ kg f / mm}^2$ 以上の張力を付与することをいう。

30

【0139】

[再加熱工程]

ついで、鋼板を、300 超500 以下の温度域(以下、再加熱温度域ともいう)に再加熱し、上記鋼板を、300 超500 以下の温度域で20秒以上900秒以下保持する。

これにより、第二冷却工程終了時点で鋼中に存在するマルテンサイトを焼戻す。また、マルテンサイト中に過飽和に固溶したCを未変態オーステナイトへと拡散させることにより、室温で安定なオーステナイト、すなわち、残留オーステナイトを生成させる。

40

【0140】

再加熱温度(焼戻し温度): 300 超500 以下

再加熱温度(焼戻し温度)が300 以下になると、第二冷却工程終了時点で鋼中に存在するマルテンサイトの焼戻しが十分には進行せず、フレッシュマルテンサイトが過度に増加することに加えて、焼戻しマルテンサイト中の炭化物の粗大化が十分に進行せず、焼戻しマルテンサイト中の炭化物の密度が所定量以上になり、その結果、所望の、 および  $S_{Fmax}$  を達成できない。さらに、素地鋼板に含まれる水素の外部放出が不十分となり、素地鋼板の拡散性水素量が増加する。これにより、穴広げ性および曲げ性がさらに低下

50

する。

一方、再加熱温度（焼戻し温度）が500を超えると、第二冷却工程終了時点で鋼中に存在するマルテンサイトの焼戻しが過度に進行するため、TSを1180MPa以上とすることが困難になる。また、第二冷却工程終了時点で鋼中に存在する未変態オーステナイトが、炭化物（パーライト）として分解してしまうため、延性が低下する。さらに、素地鋼板に含まれる水素の外部放出が不十分となり、素地鋼板の拡散性水素量が増加する場合もある。これにより、穴広げ性が低下する。したがって、再加熱温度は300超以上500以下とする。再加熱温度は、再加熱工程での最高到達温度である。再加熱温度は、好ましくは340以上であり、より好ましくは360以上である。再加熱温度は、好ましくは460以下であり、より好ましくは440以下である。

10

#### 【0141】

再加熱温度域での保持時間（焼戻し時間）：20秒以上900秒以下

再加熱温度域での保持時間（焼戻し時間）が20秒未満になると、第二冷却工程終了時点で鋼中に存在するマルテンサイトの焼戻しが十分には進行せず、フレッシュマルテンサイトが過度に増加する。また、焼戻しマルテンサイト中の炭化物の粗大化が十分に進行せず、焼戻しマルテンサイト中の炭化物の密度が所定量以上になる場合がある。その結果、所望の、および $S_{Fmax}$ を達成できない。さらに、素地鋼板に含まれる水素の外部放出が不十分となり、素地鋼板の拡散性水素量が増加する。これにより、穴広げ性および曲げ性がさらに低下する。

一方、再加熱温度域での保持時間（焼戻し時間）が900秒を超えると、第二冷却工程終了時点で鋼中に存在するマルテンサイトの焼戻しが過度に進行するため、TSを1180MPa以上とすることが困難になる。また、第二冷却工程終了時点で鋼中に存在する未変態オーステナイトが、炭化物（パーライト）として分解してしまうため、延性が低下する。したがって、再加熱温度域での保持時間は20秒以上900秒以下とする。保持時間は、好ましくは30秒以上であり、より好ましくは40秒以上である。保持時間は、好ましくは500秒以下であり、より好ましくは100秒以下である。

20

再加熱温度域での保持時間には、再加熱温度での保持時間に加え、再加熱温度に到達する前後の加熱および冷却における当該温度域での滞留時間も含まれる。

#### 【0142】

再加熱時の炭化物制御パラメータCP：10000以上15000以下

再加熱時の炭化物制御パラメータCPが10000未満になると、第二冷却工程終了時点で鋼中に存在するマルテンサイトの焼戻しが十分には進行せず、フレッシュマルテンサイトが過度に増加することに加えて、焼戻しマルテンサイト中の炭化物の粗大化が十分に進行せず、焼戻しマルテンサイト中の炭化物の密度が所定量以上になり、その結果、所望の、および $S_{Fmax}$ を達成できない。さらに、素地鋼板に含まれる水素の外部放出が不十分となり、素地鋼板の拡散性水素量が増加する。これにより、穴広げ性および曲げ性がさらに低下する。

30

一方、再加熱時の炭化物制御パラメータCPが15000を超えると、第二冷却工程終了時点で鋼中に存在するマルテンサイトの焼戻しが過度に進行するため、TSを1180MPa以上とすることが困難になる。また、第二冷却工程終了時点で鋼中に存在する未変態オーステナイトが、炭化物（パーライト）として分解してしまうため、延性が低下する。したがって、再加熱時の炭化物制御パラメータCPは10000以上15000以下とする。

40

再加熱時の炭化物制御パラメータCPは、好ましくは11000以上であり、より好ましくは12000以上である。再加熱時の炭化物制御パラメータCPは、好ましくは14500以下であり、より好ましくは14000以下である。

#### 【0143】

再加熱時の炭化物制御パラメータは次式により計算する：

$$CP = (T + 273) \times (k + 1.2 \times \log t) \quad \dots \text{式(1)}$$

ここで、CP：炭化物制御パラメータ、T：焼戻し温度（）、k：C含有量に依存した

50

材料定数、 $t$ ：焼戻し時間（秒）であり、 $1.2 \times \log t$ の項での $1.2$ は再加熱工程後の冷却の時間を考慮した補正係数（予め設定された補正係数）である。

また、材料定数 $k$ は次式により計算する：

$$k = -6 \times C_M + 17.8$$

ここで、 $C_M$ ：第二冷却工程で生成するマルテンサイト中の炭素量（質量％）である。

なお、第二冷却工程で生成するマルテンサイト中の炭素量は、以下のように測定できる。

まず、第二冷却工程直前における各相中の炭素量は下記の関係を満たす。

$$V_1 \times C_1 + V_F \times C_F + V_{BF} \times C_{BF} = C_T \quad \dots \text{式(2)}$$

$$V_1 = 1 - V_F - V_{BF} \quad \dots \text{式(3)}$$

ここで、 $V_1$ 、 $C_1$ は第二冷却工程直前における未変態オーステナイトの面積率（％）

および該未変態オーステナイト中の炭素濃度（質量％）、

$V_F$ 、 $C_F$ は第二冷却工程直前におけるフェライトの面積率（％）および該フェライト中の炭素濃度（質量％）、

$V_{BF}$ 、 $C_{BF}$ は第二冷却工程直前におけるベイニティックフェライトの面積率（％）および該ベイニティックフェライト中の炭素濃度（質量％）、

$C_T$ は（第二冷却工程直前の）鋼中の炭素濃度（質量％）である。

さらに、第二冷却工程直前におけるフェライトの面積率 $V_F$ （％）およびベイニティック

フェライトの面積率 $V_{BF}$ （％）は、最終組織（最終的に得られる鋼板の鋼組織）におけるフェライトの面積率（％）およびベイニティックフェライトの面積率（％）と同等とする

ことができる。また、フェライト中の炭素濃度 $C_F$ （質量％）およびベイニティックフェライト中の炭素濃度 $C_{BF}$ （質量％）はゼロとすることができる。

よって、式（2）は、

$$C_T = V_1 \times C_1 + V_F \times 0 \text{（零）} + V_{BF} \times 0 \text{（零）} = V_1 \times C_1 \quad \dots \text{式(2-2)}$$

となる。

また、この式（2-2）と式（3）より、 $C_T = (1 - V_F - V_{BF}) \times C_1$ となるため、 $C_1 = C_T / (1 - V_F - V_{BF})$ とすることができる。さらに、第二冷却工程にお

ける $V_1$ （未変態オーステナイト）からマルテンサイトへの変態は、 $C$ の拡散が伴わない変態であるため、 $C_M = C_1$ となり、つまり、 $C_M = C_1 = C_T / (1 - V_F - V_{BF})$

である。

#### 【0144】

再加熱温度域での保持後の冷却条件は特に限定されず、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、再加熱温度域での保持後、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。再加熱温度域での保持後の冷却における平均冷却速度は、例えば、1 / 秒以上50 / 秒以下が好適である。

#### 【0145】

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。

#### 【0146】

上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。

#### 【0147】

10

20

30

40

50

## [ 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、 $T S : 1180 \text{ MPa}$ 以上であり、かつ、高い $Y S$ と、優れたプレス成形性（延性、穴広げ性および曲げ性）と、圧壊時の耐破断特性（曲げ破断特性および軸圧壊特性）を有する。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、耐衝撃特性にも優れている。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して特に好適である。

## 【 0 1 4 8 】

## [ 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 】

## 【 0 1 4 9 】

表 1 に示す成分組成（残部は  $F e$  および不可避的不純物）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、- は不可避的不純物レベルの含有量を示す。

表 1 に示す計算変態点  $A c_1$  点（ ）および  $A c_3$  点（ ）は次式により計算する。

$$A c_1 \text{ 点 ( ) } = 727.0 - 32.7 \times [\% C] + 14.9 \times [\% Si] + 2.0 \times [\% Mn]$$

$$A c_3 \text{ 点 ( ) } = 912.0 - 230 \times [\% C] + 31.6 \times [\% Si] - 20.4 \times [\% Mn]$$

ここで、 $[\% C]$  :  $C$  含有量（質量％）、 $[\% Si]$  :  $Si$  含有量（質量％）、 $[\% Mn]$  :  $Mn$  含有量（質量％）である。

## 【 0 1 5 0 】

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、得られた熱延鋼板の  $No. 1 \sim No. 61$ 、 $No. 64 \sim No. 78$ 、 $No. 84 \sim No. 98$ 、 $No. 104 \sim No. 109$  に、酸洗および冷間圧延（圧下率： $50\%$ ）を施し、表 3、表 6、表 9 に示す板厚の冷延鋼板とした。また、得られた熱延鋼板の  $No. 62 \sim No. 63$ 、 $No. 79 \sim No. 83$ 、 $No. 99 \sim No. 103$  に酸洗を施し、表 3、表 6、表 9 に示す板厚の熱延鋼板（白皮）とした。

ついで、得られた冷延鋼板または熱延鋼板（白皮）に、表 2 に示す条件で焼鈍工程、第一冷却工程、保持工程、亜鉛めっき工程、第二冷却工程および再加熱工程における処理を行い、また、表 5、表 8 に示す条件で、第一めっき工程（金属めっき工程）、焼鈍工程、第一冷却工程、保持工程、第二めっき工程（亜鉛めっき工程）、第二冷却工程および再加熱工程における処理を行い、鋼板（亜鉛めっき鋼板）を得た。

なお、表 5、表 8 中に  $No. 64 \sim No. 109$  の鋼板について第一めっき工程（金属めっき工程）の有無、金属めっき工程における処理を行う場合のめっき種を示す。表 6、表 9 中に  $No. 64 \sim No. 109$  の鋼板について表層軟質層の厚み、金属めっき付着量、表層軟質層の硬度分布を示す。

## 【 0 1 5 1 】

10

20

30

40

50

ここで、亜鉛めっき工程では、溶融亜鉛めっき処理または合金化亜鉛めっき処理を行い、溶融亜鉛めっき鋼板（以下、G Iともいう）または合金化溶融亜鉛めっき鋼板（以下、G Aともいう）を得た。なお、表2、表5、表8では、めっき工程の種類についても、「G I」および「G A」と表示している。表2、表5、表8中のG I鋼板の場合に合金化処理を行わないため合金化温度を-と示す。また、表8において、亜鉛めっき工程による亜鉛めっき処理を行わず、冷延鋼板を得たものについては、「C R」と表示し、亜鉛めっき工程による亜鉛めっき処理を行わず、熱延鋼板を得たものについては、「H R」と表示している。

#### 【0152】

亜鉛めっき浴温は、G IおよびG Aいずれを製造する場合も、470 とした。

10

亜鉛めっき付着量は、G Iを製造する場合は、片面あたり45～72 g/m<sup>2</sup>とし、G Aを製造する場合は、片面あたり45 g/m<sup>2</sup>とした。

なお、最終的に得られた亜鉛めっき鋼板の亜鉛めっき層の組成は、G I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、G A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、亜鉛めっき層はいずれも、素地鋼板の両面に形成した。

#### 【0153】

表2、表5、表8中、パス数1は、第二冷却工程時、300 以上450 以下の温度域で2.0 kgf/mm<sup>2</sup>以上の平均張力を一回以上付与した後、鋼板を、1パス当たり直径500 mm以上1500 mm以下のロールにロール1/4周分接触させながら付与するパス数であり、パス数2は、その後、鋼板を、1パス当たり直径500 mm以上1500 mm以下のロールにロール1/2周分接触させながら付与するパス数である。

20

#### 【0154】

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および拡散性水素量の測定を行った。測定結果を表3、表6、表9に示す。表3、表6、表9中、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、LBは下部ベイナイト、Pはパーライト、 $\text{C}$ は炭化物である。また、 $\text{C}_M$ は第二冷却工程で生成するマルテンサイト中の炭素量、 $\text{C}$ は残留オーステナイト中の炭素量、 $\rho_c$ は焼戻しマルテンサイト中の炭化物の密度である。

30

#### 【0155】

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、JIS Z 2244-1（2020）に基づき、ピッカース硬度計を用いて、荷重10 gfで、鋼板表面から板厚方向に1 μmの位置より、板厚方向100 μmの位置まで、1 μm間隔で測定を行った。その後は板厚中心まで20 μm間隔で測定を行った。硬度が板厚1/4位置の硬度に比して85%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。

#### 【0156】

また、以下の要領により、引張試験、穴広げ試験、VDA曲げ試験、V-VDA曲げ試験および軸圧壊試験を行い、以下の基準により、引張強さ（TS）、降伏応力（YS）、全伸び（EL）、限界穴広げ率（ $\text{E}_{\text{max}}$ ）、VDA曲げ試験での限界曲げ角度（ $\theta_{\text{max}}$ ）、V-VDA曲げ試験での荷重最大時のストローク（ $S_{\text{Fmax}}$ ）および軸圧壊破断有無を評価した。

40

#### 【0157】

・ TS

○（合格）：1180 MPa以上

×（不合格）：1180 MPa未満

#### 【0158】

・ YS

50

○ (合格) :

(A) 1180 MPa TS < 1320 MPa の場合、750 MPa YS

(B) 1320 MPa TS の場合、850 MPa YS

× (不合格) :

(A) 1180 MPa TS < 1320 MPa の場合、750 MPa > YS

(B) 1320 MPa TS の場合、850 MPa > YS

【0159】

・ E1

○ (合格) :

(A) 1180 MPa TS < 1320 MPa の場合、12.0% E1

(B) 1320 MPa TS の場合、10.0% E1

× (不合格) :

(A) 1180 MPa TS < 1320 MPa の場合、12.0% > E1

(B) 1320 MPa TS の場合、10.0% > E1

【0160】

・

○ (合格) : 30% 以上

× (不合格) : 30% 未満

【0161】

・

○ (合格) : 80° 以上

× (不合格) : 80° 未満

【0162】

・ S<sub>Fmax</sub>

○ (合格) : 26.0 mm 以上

× (不合格) : 26.0 mm 未満

【0163】

・ 軸圧壊破断有無

A (合格) : 軸圧壊試験後のサンプルに割れが観察されなかった

B (合格) : 軸圧壊試験後のサンプルに割れが2箇所以下観察された

C (合格) : 軸圧壊試験後のサンプルに割れが3箇所以下観察された

D (不合格) : 軸圧壊試験後のサンプルに割れが4箇所以上観察された、または軸圧壊試験後のサンプルが破断した

【0164】

(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、得られた鋼板から、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、クロスヘッド速度が10 mm/min の条件で引張試験を行い、TS、YS および E1 を測定した。結果を表4、表7、表10に示す。

【0165】

(2) 穴広げ試験

穴広げ試験は、JIS Z 2256 (2020) に準拠して行った。すなわち、得られた鋼板から、100 mm × 100 mm の試験片を剪断加工により採取した。該試験片に、クリアランスを12.5% として直径10 mm の穴を打ち抜いた。ついで、内径：7.5 mm のダイスを用いて穴の周囲にしわ押さえ力：9 ton (88.26 kN) を加え、頂角：60° の円錐ポンチを穴に押し込み、亀裂発生限界 (亀裂発生時) における試験片の穴の直径を測定した。そして、次式により、限界穴広げ率：(%) を求めた。なお、は、伸びフランジ性を評価する指標となるものである。結果を表4、表7、表10に示す。

$$(\%) = \{ (D_f - D_0) / D_0 \} \times 100$$

ここで、

10

20

30

40

50

$D_f$  : 亀裂発生時の試験片の穴の直径 (mm)

$D_0$  : 初期の試験片の穴の直径 (mm)

である。

【0166】

(3) VDA 曲げ試験

VDA 曲げ試験は、ドイツ自動車工業会で規定された VDA 規格 (VDA 238 - 100) に準拠する曲げ試験で行った。

具体的には、得られた鋼板から、70 mm × 60 mm の試験片を剪断加工により採取した。ここで、60 mm の辺は圧延 (L) 方向に平行する。

該試験片に以下の条件で、VDA 曲げ試験を行った。

試験方法：ロール支持、パンチ押し込み

ロール径：30 mm

パンチ先端 R：0.4 mm

ロール間距離：(板厚 × 2) + 0.5 mm

ストローク速度：20 mm/min

曲げ方向：圧延直角 (C) 方向

この際に、上方からの押し曲げ治具からの荷重  $F$  が最大となる時の、板状試験片の中央部の曲げ外側の角度を限界曲げ角度 (°) として測定する。上記 VDA 曲げ試験を 3 回実施した際の当該荷重最大時の限界曲げ角度の平均値を (°) とする。結果を表 4、表 7、表 10 に示す。

【0167】

(4) V - VDA 曲げ試験 (V 曲げ + 直交 VDA 曲げ試験)

V - VDA 曲げ試験は以下のようにして行った。

得られた鋼板から、60 mm × 65 mm の試験片を剪断加工により採取した。ここで、60 mm の辺は圧延 (L) 方向に平行する。曲率半径 / 板厚：4.2 で幅 (C) 方向を軸に圧延 (L) 方向に 90° 曲げ加工 (一次曲げ加工) を施し、試験片を準備した。90° 曲げ加工 (一次曲げ加工) では、図 2 - 1 (a) に示すように、V 溝を有するダイ A 1 の上に載せた鋼板に対して、パンチ B 1 を押し込んで試験片 T 1 を得た。次に、図 2 - 1 (b) に示すように、支持ロール A 2 の上に載せた試験片 T 1 に対して、曲げ方向が圧延直角方向となるようにして、パンチ B 2 を押し込んで直交曲げ (二次曲げ加工) を施した。図 2 - 1 (a) および図 2 - 1 (b) において、符号 D 1 は幅 (C) 方向、符号 D 2 は圧延 (L) 方向を示している。

V - VDA 曲げ試験 (V 曲げ + 直交 VDA 曲げ試験) における V 曲げの条件は、以下のとおりである。

試験方法：ダイ支持、パンチ押し込み

成型荷重：10 t

試験速度：30 mm/min

保持時間：5 s

曲げ方向：圧延 (L) 方向

V - VDA 曲げ試験における VDA 曲げの条件は、以下のとおりである。

試験方法：ロール支持、パンチ押し込み

ロール径：30 mm

パンチ先端 R：0.4 mm

ロール間距離：(板厚 × 2) + 0.5 mm

ストローク速度：20 mm/min

試験片サイズ：60 mm × 60 mm

曲げ方向：圧延直角 (C) 方向

上記 VDA 曲げを施した際に得られるストローク - 荷重曲線において、荷重最大時のストロークを求める。上記 V - VDA 曲げ試験を 3 回実施した際の当該荷重最大時のストロークの平均値を  $S_{Fmax}$  (mm) とする。結果を表 4、表 7、表 10 に示す。

10

20

30

40

50

## 【0168】

## (5) 軸圧壊試験

得られた鋼板から、160 mm × 200 mmの試験片を剪断加工により採取した。ここで、160 mmの辺は圧延(L)方向に平行である。パンチ肩半径が5.0 mmであり、ダイ肩半径が5.0 mmである金型を用いて、深さ40 mmとなるように成形加工(曲げ加工)して、図6-1(a)および図6-1(b)に示すハット型部材10を作製した。また、ハット型部材の素材として用いた鋼板を、80 mm × 200 mmの大きさに別途切り出した。次に、その切り出した後の鋼板20と、ハット型部材10とをスポット溶接し、図6-1(a)および図6-1(b)に示すような試験用部材30を作製した。図6-1(a)は、ハット型部材10と鋼板20とをスポット溶接して作製した試験用部材30の正面図である。図6-1(b)は、試験用部材30の斜視図である。スポット溶接部40の位置は、図6-1(b)に示すように、鋼板の端部と溶接部が10 mm、溶接部間が45 mmの間隔となるようにした。次に、図6-2(c)に示すように、試験用部材30を地板50とTIG溶接により接合して軸圧壊試験用サンプルを作製した。次に、作製した軸圧壊試験用サンプルにインパクト60を衝突速度10 mm/minで等速衝突させ、軸圧壊試験用のサンプルを70 mm圧壊した。図6-2(c)に示すように、圧壊方向D3は、試験用部材30の長手方向と平行な方向とした。

圧壊後のサンプルを上記の要領で評価し、結果を表4、表7、表10に示す。

## 【0169】

板厚1.2 mm超の鋼板のVDA曲げ試験、V-VDA曲げ試験および軸圧壊試験では板厚の影響を考慮し、全て板厚1.2 mmの鋼板で実施した。板厚1.2 mm超の鋼板は片面研削し、板厚を1.2 mmにした。研削加工により鋼板表面の曲げ性が影響されるおそれがあるため、VDA曲げ試験では研削面を曲げ内側(パンチに接触する側)とし、V-VDA曲げ試験ではV曲げ試験時に研削面を曲げ外側(ダイに接触する側)とし、その後VDA曲げ試験に研削面を曲げ内側(パンチに接触する側)とした。一方、板厚1.2 mm以下の鋼板のVDA曲げ試験、V-VDA曲げ試験および軸圧壊試験では、板厚の影響が小さいため、研削処理無しで試験を行った。

## 【0170】

さらに、表4、表7、表10中の「\*1」および「\*2」はそれぞれV-VDA曲げ試験を最高荷重点まで行い、V曲げ稜線部およびVDA曲げ稜線部のL断面において形成されたき裂の長さ、VDA曲げの曲げ外側の鋼板表面から50 μm、VDA曲げの曲げ頂点を中心とする左右50 μmの領域(VDA曲げの曲げ外側の曲げ頂点を始点とし板厚方向に50 μmの位置まで存在する開始線の各位置から、開始線の垂直方向両側夫々に50 μmまでの位置に形成される領域)における、ベニティックフェライトの板厚方向の粒径の加工前後での変化量である。

## 【0171】

## &lt;ナノ硬度測定&gt;

プレス成形時の優れた曲げ性と衝突時の優れた曲げ破断特性を得るためには、素地表層から表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置および板厚方向深さの1/2位置の夫々における板面の50 μm × 50 μmの領域において、300点以上のナノ硬度を測定したとき、素地鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置の板面のナノ硬度が7.0 GPa以上の測定数が、板厚方向深さの1/4位置の全測定数に対して0.10以下であることがより好ましい。ナノ硬度が7.0 GPa以上の割合が0.10以下の場合、硬質な組織(マルテンサイトなど)、介在物などの割合が小さいことを意味するため、硬質な組織(マルテンサイトなど)、介在物などのプレス成形時および衝突時のボイドの生成・連結および亀裂の進展をより抑制することが可能となり、優れたR/tおよびSFmaxが得られた。

## 【0172】

亜鉛めっきを施した場合は、めっき層剥離後、素地鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置-5 μmまで機械研磨し、素地鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さ

10

20

30

40

50

の1/4位置までダイヤモンドおよびアルミナでのバフ研磨後、コロイダルシリカ研磨を実施した。Hysitron社のtribo-950を用い、バーコピッチ形状のダイヤモンド圧子により、

荷重：500  $\mu$ N

測定領域：50  $\mu$ m  $\times$  50  $\mu$ m

打点間隔：2  $\mu$ m

の条件で計512点のナノ硬度を測定した。

なお、上記の剥離するめっき層とは、亜鉛めっき層が形成されている場合は、亜鉛めっき層であり、金属めっき層が形成されている場合は、金属めっき層であり、亜鉛めっき層および金属めっき層が形成されている場合は、亜鉛めっき層および金属めっき層である。

10

【0173】

次いで、上記表層軟質層の板厚方向深さの1/2位置まで機械研磨、ダイヤモンドおよびアルミナでのバフ研磨およびコロイダルシリカ研磨を実施した。Hysitron社のtribo-950を用い、バーコピッチ形状のダイヤモンド圧子により、

荷重：500  $\mu$ N

測定領域：50  $\mu$ m  $\times$  50  $\mu$ m

打点間隔：2  $\mu$ m

の条件で計512点のナノ硬度を測定した。

【0174】

20

30

40

50

【 規 1 - 1 】

鋼種	成分組成 (質量%)										計算変態点 (°C)		備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	その他	Ac <sub>1</sub>	Ac <sub>3</sub>			
A	0.081	1.03	3.32	0.004	0.0017	0.016	0.0045	-	746	858	適合鋼		
B	0.257	0.82	2.37	0.003	0.0010	0.019	0.0030	-	736	830	適合鋼		
C	0.311	1.59	2.58	0.009	0.0012	0.038	0.0049	-	746	838	適合鋼		
D	0.250	2.10	3.16	0.008	0.0018	0.025	0.0022	-	756	856	適合鋼		
E	0.229	0.96	2.54	0.003	0.0008	0.021	0.0043	-	739	838	適合鋼		
F	0.209	0.77	3.03	0.003	0.0016	0.755	0.0031	-	738	826	適合鋼		
G	0.332	0.88	3.30	0.004	0.0014	0.028	0.0039	-	736	796	適合鋼		
H	0.041	0.83	2.92	0.004	0.0009	0.038	0.0026	-	744	869	比較鋼		
I	0.439	1.89	2.59	0.003	0.0011	0.020	0.0031	-	746	818	比較鋼		
J	0.285	0.22	2.65	0.016	0.0004	0.021	0.0034	-	726	799	比較鋼		
K	0.257	3.16	2.55	0.004	0.0007	0.012	0.0026	-	771	901	比較鋼		
L	0.166	0.86	1.92	0.003	0.0005	0.024	0.0025	-	738	862	比較鋼		
M	0.270	1.92	3.95	0.019	0.0014	0.036	0.0048	-	755	830	比較鋼		
N	0.230	1.47	2.85	0.007	0.0012	0.040	0.0046	Ti:0.022	747	847	適合鋼		
O	0.196	1.53	2.58	0.004	0.0014	0.032	0.0050	Nb:0.028	749	863	適合鋼		
P	0.174	1.35	2.90	0.007	0.0012	0.035	0.0025	V:0.043	747	855	適合鋼		
Q	0.186	1.49	2.83	0.015	0.0004	0.035	0.0024	Ti:0.021, B:0.0015	749	859	適合鋼		
R	0.207	1.22	2.78	0.007	0.0004	0.025	0.0031	Ti:0.025, Nb:0.030, B:0.0021	744	846	適合鋼		
S	0.306	0.91	2.99	0.008	0.0015	0.011	0.0029	Ti:0.016, Nb:0.025, B:0.0018	737	809	適合鋼		
T	0.253	1.11	2.74	0.018	0.0011	0.014	0.0043	Cu:0.151	741	833	適合鋼		
U	0.298	1.66	2.56	0.009	0.0010	0.039	0.0040	Cr:0.058	747	844	適合鋼		
V	0.198	0.98	2.76	0.007	0.0004	0.010	0.0046	Ni:0.114	741	841	適合鋼		
W	0.162	0.89	2.54	0.008	0.0013	0.016	0.0039	Mo:0.033	740	851	適合鋼		
X	0.296	1.91	2.77	0.010	0.0012	0.039	0.0026	Sb:0.009	751	848	適合鋼		
Y	0.227	1.43	3.00	0.009	0.0012	0.027	0.0027	Sn:0.011	747	844	適合鋼		
Z	0.174	1.07	3.14	0.007	0.0007	0.028	0.0035	Nb:0.019, Ta:0.008	744	842	適合鋼		

・上記以外の残部はFe及び不可避免的不純物である。

【 0 1 7 5 】

10

20

30

40

50

【 表 1 - 2 】

鋼種	成分組成(質量%)											計算変態点(°C)		備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	その他	Ac <sub>1</sub>	Ac <sub>3</sub>				
AA	0.224	1.38	2.87	0.007	0.0019	0.039	0.0026	Ta:0.009	746	846	適合鋼			
AB	0.273	1.55	2.77	0.014	0.0003	0.033	0.0026	W:0.036	747	842	適合鋼			
AC	0.120	1.02	3.08	0.017	0.0006	0.016	0.0048	Mg:0.0054	744	854	適合鋼			
AD	0.240	0.86	2.78	0.014	0.0011	0.022	0.0050	Zn:0.0058	738	827	適合鋼			
AE	0.199	1.51	2.96	0.011	0.0005	0.026	0.0038	Co:0.0076	749	854	適合鋼			
AF	0.211	0.77	2.71	0.007	0.0017	0.023	0.0035	Zr:0.0031	737	833	適合鋼			
AG	0.256	1.86	2.79	0.015	0.0008	0.015	0.0039	Ca:0.0011	752	855	適合鋼			
AH	0.183	0.99	2.98	0.013	0.0018	0.010	0.0022	Se:0.0088	742	840	適合鋼			
AI	0.160	1.51	2.88	0.017	0.0012	0.036	0.0044	Te:0.0105	750	864	適合鋼			
AJ	0.282	0.92	2.56	0.005	0.0006	0.018	0.0042	Ge:0.0099	737	824	適合鋼			
AK	0.206	1.45	2.79	0.014	0.0009	0.022	0.0036	As:0.0248	747	854	適合鋼			
AL	0.253	1.37	2.67	0.016	0.0011	0.012	0.0040	Sr:0.0091	744	843	適合鋼			
AM	0.147	1.12	2.94	0.020	0.0015	0.016	0.0026	Cs:0.0125	745	854	適合鋼			
AN	0.227	1.11	2.53	0.017	0.0017	0.034	0.0032	Hf:0.0062	741	843	適合鋼			
AO	0.167	0.87	2.58	0.003	0.0002	0.026	0.0042	Pb:0.0101	740	848	適合鋼			
AP	0.275	1.84	3.14	0.006	0.0003	0.014	0.0042	Bi:0.0027	752	843	適合鋼			
AQ	0.244	1.36	2.77	0.008	0.0001	0.026	0.0049	REM:0.0036	745	842	適合鋼			
AR	0.190	1.25	2.86	0.011	0.0005	0.015	0.0034	Nb:0.195, Ti:0.185, V:0.190, B:0.0098, Cr:0.970, Ni:0.950, Mo:0.980, Sb:0.180, Sn:0.190, Cu:0.920, Ta:0.091, W:0.480, Mg:0.0190, Zn:0.0180, Co:0.0180, Zr:0.0930, Ca:0.0180, Se:0.0180, Te:0.0195, Ge:0.0185, As:0.0450, Sr:0.0195, Cs:0.0180, Hf:0.0185, Pb:0.0194, Bi:0.0189, REM:0.0185	745	849	適合鋼			

・上記以外の残部はFe及び不可避免的不純物である。

【 0 1 7 6 】

10

20

30

40

50

【 表 2 - 1 】

No.	鋼種	焼鈍工程		第一冷却工程		保持工程	亜鉛めっき工程		第二冷却工程					再加熱工程				備考
		焼鈍温度 (°C)	焼鈍時間 (秒)	第一冷却停止温度 (°C)	第二冷却停止温度 (°C)		平均冷却速度 (°C/秒)	張力 *1 (kgf/mm <sup>2</sup> )	付与回数 (回)	パス数1 *2 (回)	パス数2 *3 (回)	焼戻し温度 (°C)	焼戻し時間 (秒)	CP	k			
1	A	870	20	480	170	11.4	4.0	2	8	6	480	40	14479	17.3	本発明例			
2	B	810	40	470	140	22.8	3.6	3	5	5	480	60	13717	16.1	本発明例			
3	C	790	70	490	290	14.7	3.1	3	4	6	410	30	11774	15.5	本発明例			
4	D	890	20	490	250	16.7	3.2	3	8	6	340	100	11437	16.3	本発明例			
5	E	820	70	530	240	7.4	3.1	1	6	2	380	30	11796	16.3	本発明例			
6	F	780	120	480	230	6.1	3.6	2	7	3	360	80	11829	16.4	本発明例			
7	G	800	70	520	200	9.6	2.1	3	5	10	430	50	12535	15.8	本発明例			
8	H	830	50	480	180	20.1	3.3	3	8	8	440	80	14102	17.5	比較例			
9	I	800	40	480	120	13.3	3.6	2	10	2	500	70	13234	14.9	比較例			
10	J	790	100	490	130	18.8	4.0	2	4	3	390	80	12126	16.0	比較例			
11	K	850	40	470	250	12.6	3.4	2	8	7	310	130	10465	15.4	比較例			
12	L	840	90	480	240	6.2	2.2	3	6	9	430	40	13034	16.6	比較例			
13	M	810	90	510	200	16.4	3.3	2	8	7	460	90	13447	16.0	比較例			
14	B	760	140	450	110	21.6	3.0	2	5	2	410	60	11737	15.1	比較例			
15	B	920	50	480	180	19.3	2.5	3	5	3	450	20	12883	16.3	比較例			
16	B	800	5	460	260	14.1	3.5	3	6	6	470	140	13527	15.6	比較例			
17	B	830	20	380	240	7.5	2.6	2	8	7	340	430	11116	16.2	比較例			
18	B	890	140	650	200	18.1	3.0	2	7	8	430	70	12194	16.3	比較例			
19	E	810	250	470	50	11.0	2.0	2	8	3	500	100	14461	16.3	比較例			
20	E	790	130	490	400	12.4	3.3	1	10	7	450	60	13106	16.0	比較例			
21	E	850	90	490	140	30.0	3.0	3	8	3	400	30	12248	16.4	比較例			
22	E	860	100	500	250	18.8	2.2	3	7	9	200	900	9446	16.4	比較例			
23	E	840	110	460	100	8.0	2.9	2	8	5	600	60	16203	16.4	比較例			
24	E	830	50	450	160	6.8	2.1	1	6	4	420	5	11926	16.4	比較例			
25	E	820	130	470	290	24.3	3.4	2	9	10	490	1000	15226	16.4	比較例			
26	E	780	160	490	120	10.5	2.0	2	9	5	320	200	10309	15.8	比較例			
27	E	840	80	470	270	18.9	2.8	1	7	6	500	330	15021	16.4	比較例			
28	F	800	120	430	170	15.2	0.3	1	10	6	350	150	11795	16.3	比較例			
29	F	780	60	530	240	18.3	0.0	0	4	7	310	60	10677	16.2	比較例			
30	F	810	110	400	260	8.8	2.0	3	2	10	320	90	11153	16.5	比較例			
31	F	850	120	530	270	5.7	3.1	3	7	0	420	40	12799	16.5	比較例			

\*1: 300°C以上450°C以下の温度域で付与する張力

\*2: 鋼板を、1パス当たり直径500mm以上1500mm以下のロールにロール1/4周分接触させながら付与するパス数

\*3: 鋼板を、1パス当たり直径500mm以上1500mm以下のロールにロール1/2周分接触させながら付与するパス数

【 表 2 - 2 】

No.	鋼種	焼鈍工程		第一冷却工程		保持工程 保持 有無 (保持時間 (秒))	亜鉛めっき工程		第二冷却工程					再加熱工程				備考	
		焼鈍 温度 (°C)	焼鈍 時間 (秒)	第一冷却 停止温度 (°C)	合金化 温度 (°C)		種類	第二冷却 停止温度 (°C)	平均冷却 速度 (°C/秒)	張力 *1 (kgf/mm <sup>2</sup> )	付与回数 (回)	パス数1 *2 (回)	パス数2 *3 (回)	焼戻し 温度 (°C)	焼戻し 時間 (秒)	OP	k		
32	N	830	120	490	無	無	510	GA	140	7.5	2.9	2	7	6	440	80	13276	16.3	本発明例
33	O	840	100	500	無	無	540	GA	160	13.5	2.1	3	7	3	430	140	13441	16.5	本発明例
34	P	840	130	480	無	無	-	GI	260	23.7	2.4	2	8	5	370	30	11858	16.7	本発明例
35	Q	850	60	480	無	無	530	GA	250	5.2	2.5	1	9	4	400	60	12662	16.7	本発明例
36	R	825	60	470	有(50)	無	510	GA	200	9.3	2.7	1	4	5	410	70	12737	16.4	本発明例
37	S	800	30	500	有(60)	無	-	GI	130	15.6	2.2	1	9	2	450	60	12991	15.8	本発明例
38	T	800	100	480	無	無	580	GA	140	8.4	2.1	1	9	3	310	70	10608	16.0	本発明例
39	U	810	20	440	無	無	540	GA	120	16.0	2.5	2	10	3	360	80	11352	15.6	本発明例
40	V	820	70	500	無	無	560	GA	150	19.9	2.3	3	6	3	490	80	14310	16.5	本発明例
41	W	830	80	470	無	無	-	GI	230	9.2	3.6	3	5	7	460	100	14010	16.7	本発明例
42	X	820	20	410	有(30)	無	510	GA	250	6.6	2.0	3	4	9	360	140	11592	15.7	本発明例
43	Y	830	60	500	無	無	560	GA	170	22.4	3.9	1	9	10	310	70	10815	16.3	本発明例
44	Z	810	30	460	無	無	-	GI	290	25.0	3.9	2	8	4	380	80	12304	16.6	本発明例
45	AA	790	50	440	無	無	550	GA	160	6.4	2.5	3	7	9	340	20	10759	16.0	本発明例
46	AB	820	90	480	無	無	530	GA	120	12.8	2.2	2	9	3	430	50	12640	15.9	本発明例
47	AC	880	50	500	有(10)	無	520	GA	200	8.8	3.1	2	8	8	360	60	12162	17.1	本発明例
48	AD	810	90	420	有(70)	無	580	GA	100	7.2	3.7	1	7	2	390	40	12085	16.3	本発明例
49	AE	800	140	480	有(20)	無	-	GI	200	17.3	3.2	2	8	7	410	70	12627	16.3	本発明例
50	AF	840	100	470	有(60)	無	500	GA	300	10.4	2.8	1	9	3	410	210	13196	16.5	本発明例
51	AG	800	30	500	無	無	-	GI	170	19.9	3.9	1	6	5	440	80	12869	15.8	本発明例
52	AH	820	70	480	無	無	560	GA	270	12.6	3.6	1	9	9	320	110	11306	16.6	本発明例
53	AI	820	100	470	有(10)	無	570	GA	180	24.3	2.4	2	9	7	480	50	14116	16.7	本発明例
54	AJ	870	40	490	無	無	580	GA	200	13.8	2.5	3	7	2	430	140	13134	16.1	本発明例
55	AK	840	30	500	無	無	550	GA	110	5.6	3.7	1	10	8	310	130	11083	16.5	本発明例
56	AL	830	70	480	無	無	500	GA	230	9.6	3.7	2	9	6	320	50	10804	16.2	本発明例
57	AM	860	40	460	無	無	-	GI	270	16.0	2.5	2	5	8	390	70	12685	16.9	本発明例
58	AN	820	100	440	無	無	-	GI	190	11.8	3.6	2	9	6	330	100	11251	16.3	本発明例
59	AO	810	80	480	有(30)	無	520	GA	110	7.3	2.0	1	5	6	380	70	12315	16.6	本発明例
60	AP	830	50	470	有(10)	無	540	GA	240	15.1	2.7	1	6	5	370	100	11855	16.0	本発明例
61	AQ	790	130	510	有(20)	無	560	GA	160	19.8	3.3	1	8	5	390	60	11953	15.9	本発明例
62	R	840	160	490	有(60)	無	-	GI	100	7.5	3.0	3	7	7	490	40	14026	16.5	本発明例
63	R	830	220	480	無	無	530	GA	260	7.9	2.9	3	4	4	420	260	13405	16.4	本発明例

\*1: 300°C以上450°C以下の温度域で付与する張力

\*2: 銅板を、1パス当たり直径500mm以上1500mm以下のロールにロール1/4周分接触させながら付与するパス数

\*3: 銅板を、1パス当たり直径500mm以上1500mm以下のロールにロール1/2周分接触させながら付与するパス数

【 0 1 7 8 】

【表 3 - 1】

No.	鋼種	板厚 (mm)	鋼組織										備考
			各相の面積率 *1				残部組織 *1		C <sub>M</sub> *2 (質量%)	C <sub>γ</sub> *3 (質量%)	ρ <sub>c</sub> *4 (個/μm <sup>2</sup> )	拡散性 水素量 (質量ppm)	
			BF (%)	TM (%)	RA (%)	FM (%)	種類	Pの面積率 (%)					
1	A	1.2	5.6	81.0	6.8	2.6	F,θ	-	0.082	0.65	1.70	0.30	本発明例
2	B	1.6	7.4	64.1	3.8	6.5	F,θ	-	0.286	0.89	7.00	0.12	本発明例
3	C	1.2	10.3	53.5	9.8	6.4	F	-	0.389	0.91	5.20	0.21	本発明例
4	D	1.2	17.9	61.5	6.8	6.7	F,LB	-	0.257	1.09	2.60	0.21	本発明例
5	E	1.8	8.7	59.7	5.5	8.2	F,LB	-	0.251	0.72	3.80	0.09	本発明例
6	F	1.2	14.2	54.9	10.0	5.7	F,LB	-	0.233	0.77	5.60	0.27	本発明例
7	G	1.6	9.6	71.7	6.1	4.5	F,LB	-	0.335	1.03	7.30	0.15	本発明例
8	H	1.8	19.2	43.8	5.6	11.8	F,θ	-	0.051	0.58	1.10	0.27	比較例
9	I	1.8	7.9	61.0	9.5	7.6	F,P,θ	1.2	0.482	1.15	6.70	0.05	比較例
10	J	1.8	9.3	75.1	2.3	8.6	F	-	0.299	0.55	9.10	0.09	比較例
11	K	1.6	5.9	30.8	15.8	5.1	F,LB	-	0.398	1.19	0.80	0.16	比較例
12	L	1.4	16.7	45.8	8.9	8.6	F,LB	-	0.197	0.61	4.40	0.16	比較例
13	M	1.2	13.3	42.4	14.7	16.9	F,θ	-	0.300	1.05	3.00	0.27	比較例
14	B	1.2	3.5	28.4	13.6	10.6	F	-	0.458	0.66	6.60	0.22	比較例
15	B	1.6	4.6	87.2	2.7	5.5	-	-	0.257	0.69	4.50	0.29	比較例
16	B	1.2	13.2	38.8	11.1	6.9	F,θ	-	0.362	1.13	4.20	0.28	比較例
17	B	1.2	26.5	40.3	15.4	8.9	F,LB	-	0.274	0.82	6.10	0.08	比較例
18	B	1.8	5.4	80.8	2.5	5.3	P	6.0	0.257	0.98	5.80	0.27	比較例
19	E	1.6	8.6	75.2	2.3	1.4	F,θ	-	0.249	0.86	3.60	0.09	比較例
20	E	1.6	19.8	1.5	12.6	38.7	F,θ	-	0.301	0.79	4.50	0.16	比較例
21	E	1.4	5.6	88.3	2.9	3.2	-	-	0.229	0.73	9.70	0.18	比較例
22	E	1.8	5.7	7.3	1.2	85.8	-	-	0.229	0.55	8.20	0.67	比較例
23	E	1.4	13.2	76.4	2.3	1.4	θ,LB,P	2.5	0.229	0.72	2.60	0.28	比較例
24	E	1.4	4.0	37.4	1.8	49.9	F,LB	-	0.238	0.57	6.40	0.72	比較例
25	E	1.4	30.8	47.8	5.3	2.5	θ,P	0.5	0.241	1.20	2.70	0.21	比較例
26	E	1.8	6.9	40.2	2.2	17.8	F,LB	-	0.329	0.98	8.50	0.65	比較例
27	E	1.2	14.5	75.7	2.1	1.5	θ,LB,P	2.8	0.232	0.77	0.50	0.21	比較例
28	F	1.8	19.7	43.4	8.6	13.1	F	-	0.247	1.09	5.10	0.29	比較例
29	F	1.4	13.6	40.5	8.4	14.9	F	-	0.270	0.96	7.40	0.10	比較例
30	F	1.6	25.5	46.6	9.7	10.4	F,LB	-	0.223	0.81	7.60	0.24	比較例
31	F	1.8	21.5	53.0	8.2	14.3	LB	-	0.209	0.83	5.90	0.26	比較例

\*1: BF; ベイニティックフェライト, TM; 焼戻しマルテンサイト, RA; 残留オーステナイト, FM; フレッシュマルテンサイト, F; フェライト, LB; 下部ベイナイト, P; パーライト, θ; 炭化物

\*2: C<sub>M</sub>; 第二冷却工程で生成するマルテンサイト中の炭素量

\*3: C<sub>γ</sub>; 残留オーステナイト中の炭素濃度

\*4: ρ<sub>c</sub>; 焼戻しマルテンサイト中の炭化物の密度

【 0 1 7 9 】

10

20

30

40

50

【表 3 - 2】

No.	鋼種	板厚 (mm)	鋼組織										備考
			各相の面積率 *1				残部組織 *1		C <sub>M</sub> *2 (質量%)	C <sub>γ</sub> *3 (質量%)	ρ <sub>c</sub> *4 (個/μm <sup>2</sup> )	拡散性 水素量 (質量ppm)	
			BF (%)	TM (%)	RA (%)	FM (%)	種類	Pの面積率 (%)					
32	N	1.2	5.8	71.0	6.5	4.0	F, LB	-	0.244	0.85	4.80	0.19	本発明例
33	O	1.4	10.3	70.4	5.8	4.2	F, θ	-	0.209	1.13	3.30	0.21	本発明例
34	P	1.8	15.8	61.6	10.5	4.4	F	-	0.189	0.79	2.80	0.26	本発明例
35	Q	1.6	9.8	63.2	9.1	7.4	F, LB	-	0.187	0.90	3.80	0.30	本発明例
36	R	1.4	7.3	69.3	5.7	7.7	F, LB	-	0.227	0.96	4.30	0.05	本発明例
37	S	1.6	13.3	62.2	8.2	7.7	F, θ	-	0.328	0.89	6.50	0.20	本発明例
38	T	1.0	11.5	48.3	10.2	6.7	F, LB	-	0.303	1.04	7.60	0.29	本発明例
39	U	0.8	4.2	61.5	9.3	8.2	F	-	0.358	0.89	5.50	0.20	本発明例
40	V	1.8	6.7	62.3	6.8	5.6	F, θ	-	0.221	0.90	5.10	0.17	本発明例
41	W	1.8	7.7	61.8	7.8	9.8	F, LB, θ	-	0.181	1.08	4.50	0.12	本発明例
42	X	1.6	17.5	47.2	12.2	5.0	F, LB	-	0.344	0.83	6.60	0.21	本発明例
43	Y	1.6	7.4	76.5	5.3	3.9	F	-	0.244	0.80	5.00	0.27	本発明例
44	Z	1.8	12.6	59.1	8.8	3.6	F	-	0.207	0.72	4.70	0.28	本発明例
45	AA	1.2	6.9	52.2	5.5	7.6	F, LB	-	0.302	0.74	6.20	0.13	本発明例
46	AB	1.8	3.1	66.2	6.4	5.6	F, LB	-	0.310	0.81	6.60	0.26	本発明例
47	AC	1.2	10.1	75.3	5.3	6.3	LB	-	0.120	0.68	5.60	0.14	本発明例
48	AD	1.4	8.2	73.1	6.7	3.6	F, LB	-	0.249	1.01	7.80	0.15	本発明例
49	AE	1.6	8.6	56.2	8.6	4.8	F	-	0.254	0.99	3.50	0.24	本発明例
50	AF	1.4	19.1	57.5	9.5	1.9	LB	-	0.211	0.77	7.30	0.20	本発明例
51	AG	1.2	9.2	49.7	8.3	6.3	F, θ	-	0.339	0.72	5.80	0.25	本発明例
52	AH	1.4	10.5	55.7	7.7	5.9	F, LB, θ	-	0.197	0.93	5.40	0.22	本発明例
53	AI	1.6	12.7	57.8	6.3	4.1	F, θ	-	0.182	0.97	3.00	0.24	本発明例
54	AJ	1.2	9.4	74.0	5.4	4.2	LB, θ	-	0.282	0.93	7.10	0.25	本発明例
55	AK	1.6	5.1	66.5	7.2	8.4	F, LB	-	0.221	0.88	6.10	0.24	本発明例
56	AL	1.4	13.1	60.9	6.5	5.2	F, LB	-	0.270	1.01	7.20	0.22	本発明例
57	AM	1.2	17.2	64.7	8.5	9.6	-	-	0.147	0.87	4.90	0.07	本発明例
58	AN	1.2	8.2	62.7	5.9	7.0	F, LB	-	0.257	0.72	6.20	0.14	本発明例
59	AO	1.8	10.0	59.5	9.1	1.2	F, LB	-	0.192	0.99	5.80	0.24	本発明例
60	AP	1.4	14.1	64.0	8.6	6.9	F	-	0.294	0.66	6.70	0.10	本発明例
61	AQ	1.2	5.7	56.7	7.4	7.0	F	-	0.318	1.03	6.40	0.27	本発明例
62	R	2.6	10.4	64.8	7.2	2.3	F, θ	-	0.223	0.71	4.90	0.28	本発明例
63	R	3.2	14.4	63.9	8.7	3.7	F, θ	-	0.226	0.91	5.20	0.26	本発明例

\*1: BF; ペイニティックフェライト, TM; 焼戻しマルテンサイト, RA; 残留オーステナイト, FM; フレッシュマルテンサイト, F; フェライト, LB; 下部ベイナイト, P; パーライト, θ; 炭化物

\*2: C<sub>M</sub>; 第二冷却工程で生成するマルテンサイト中の炭素量

\*3: C<sub>γ</sub>; 残留オーステナイト中の炭素濃度

\*4: ρ<sub>c</sub>; 焼戻しマルテンサイト中の炭化物の密度

【 0 1 8 0 】

10

20

30

40

50

【表 4 - 1】

No.	鋼種	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	$\lambda$ (%)	$\alpha$ (°)	$S_{Fmax}$ (mm)	き裂長さ *1 ( $\mu m$ )	BF粒径 変化 *2 (-)	軸圧壊	備考
1	A	945	1310	13.2	74	102	29.1	87	1.6	A	本発明例
2	B	1099	1220	14.7	59	81	27.7	128	2.0	A	本発明例
3	C	955	1273	16.7	45	89	26.8	209	3.1	B	本発明例
4	D	875	1189	14.4	76	92	28.7	91	1.6	A	本発明例
5	E	1024	1187	14.5	61	85	27.5	138	2.3	A	本発明例
6	F	968	1305	19.4	56	95	26.9	207	2.9	B	本発明例
7	G	1151	1353	13.4	71	82	26.9	203	2.9	A	本発明例
8	H	<u>732</u>	<u>1090</u>	14.7	40	81	<u>25.5</u>	297	4.3	<u>D</u>	比較例
9	I	1105	1298	18.9	<u>25</u>	86	<u>24.7</u>	383	4.8	<u>D</u>	比較例
10	J	940	1268	<u>10.5</u>	75	88	28.7	97	1.7	A	比較例
11	K	<u>699</u>	<u>1120</u>	22.8	<u>22</u>	90	<u>24.4</u>	<u>401</u>	<u>5.1</u>	<u>D</u>	比較例
12	L	<u>721</u>	<u>1108</u>	18.9	47	85	26.1	249	3.7	C	比較例
13	M	1087	1310	19.4	<u>13</u>	83	<u>22.1</u>	<u>472</u>	<u>5.3</u>	<u>D</u>	比較例
14	B	<u>608</u>	<u>975</u>	24.4	<u>26</u>	93	<u>25.6</u>	289	4.2	<u>D</u>	比較例
15	B	1085	1290	<u>9.2</u>	85	86	28.6	98	1.8	A	比較例
16	B	<u>669</u>	<u>1052</u>	19.1	<u>29</u>	89	<u>25.2</u>	316	4.4	<u>D</u>	比較例
17	B	816	1182	18.4	<u>22</u>	91	<u>24.9</u>	397	4.8	<u>D</u>	比較例
18	B	1068	1290	<u>7.2</u>	87	90	29.5	66	1.1	A	比較例
19	E	1097	1302	<u>11.4</u>	78	85	28.0	115	2.0	A	比較例
20	E	<u>655</u>	1189	17.3	<u>15</u>	82	<u>24.7</u>	381	4.8	<u>D</u>	比較例
21	E	1022	1280	<u>6.1</u>	92	93	29.2	73	1.5	A	比較例
22	E	1254	1439	<u>3.6</u>	<u>24</u>	<u>65</u>	<u>22.9</u>	<u>457</u>	<u>6.5</u>	<u>D</u>	比較例
23	E	769	<u>1132</u>	<u>7.6</u>	<u>29</u>	<u>69</u>	<u>23.1</u>	<u>451</u>	<u>5.3</u>	<u>D</u>	比較例
24	E	1144	1334	<u>5.9</u>	<u>26</u>	<u>62</u>	<u>22.6</u>	<u>466</u>	<u>5.7</u>	<u>D</u>	比較例
25	E	<u>727</u>	<u>1099</u>	<u>11.9</u>	41	81	26.2	248	3.3	C	比較例
26	E	761	1190	15.5	<u>25</u>	<u>70</u>	<u>23.3</u>	<u>404</u>	<u>5.3</u>	<u>D</u>	比較例
27	E	886	<u>1105</u>	<u>9.8</u>	103	<u>72</u>	29.9	56	1.2	A	比較例
28	F	975	1303	17.7	<u>26</u>	83	<u>25.8</u>	268	4.2	<u>D</u>	比較例
29	F	857	1210	19.5	<u>22</u>	91	<u>24.7</u>	359	4.5	<u>D</u>	比較例
30	F	928	1297	14.6	32	<u>78</u>	<u>25.9</u>	267	4.1	<u>D</u>	比較例
31	F	836	1222	12.8	<u>29</u>	<u>76</u>	<u>25.5</u>	293	4.3	<u>D</u>	比較例

\*1: V-VDA曲げ試験を最高荷重点まで行い、L断面におけるき裂の長さ( $\mu m$ )

\*2: VDA曲げの曲げ外側の曲げ頂点を始点とし板厚方向に50 $\mu m$ の位置まで存在する開始線の各位置から、開始線の垂直方向両側夫々に50 $\mu m$ までの位置に形成される領域において、ベイニティックフェライトの板厚方向の平均粒径に関し、加工後の平均粒径に対する加工前の平均粒径の割合

【 0 1 8 1 】

10

20

30

40

50

【表 4 - 2】

No.	鋼種	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	$\lambda$ (%)	$\alpha$ (°)	$S_{Fmax}$ (mm)	き裂長さ *1 ( $\mu m$ )	BF粒径 変化 *2 (-)	軸圧壊	備考
32	N	1030	1207	13.7	72	97	28.4	101	1.9	A	本発明例
33	O	815	1219	13.5	87	98	29.5	64	1.2	A	本発明例
34	P	757	1274	16.1	59	92	27.6	129	2.2	A	本発明例
35	Q	1039	1266	14.4	58	93	28.8	88	1.6	A	本発明例
36	R	1066	1295	14.0	55	86	28.6	97	1.8	A	本発明例
37	S	1162	1357	13.3	54	82	26.5	217	3.2	A	本発明例
38	T	757	1224	16.2	43	84	26.4	219	3.2	C	本発明例
39	U	874	1206	16.9	39	82	26.0	260	3.9	C	本発明例
40	V	1025	1262	15.7	48	86	27.2	158	2.5	B	本発明例
41	W	786	1238	15.1	40	83	26.2	244	3.3	C	本発明例
42	X	1063	1291	14.5	31	80	26.1	249	3.4	C	本発明例
43	Y	1063	1209	14.6	53	94	26.9	195	2.5	B	本発明例
44	Z	920	1286	18.6	35	90	26.0	254	3.9	C	本発明例
45	AA	881	1294	19.0	59	95	27.7	125	2.0	A	本発明例
46	AB	884	1294	16.3	46	91	26.9	196	2.8	B	本発明例
47	AC	1037	1264	12.6	83	96	28.9	88	1.6	A	本発明例
48	AD	772	1225	13.8	63	93	27.8	124	2.0	A	本発明例
49	AE	860	1290	19.9	35	90	26.6	212	3.2	C	本発明例
50	AF	819	1264	14.0	49	85	27.3	148	2.4	B	本発明例
51	AG	838	1248	19.4	34	90	26.3	223	3.3	C	本発明例
52	AH	796	1205	14.6	64	92	28.3	105	1.9	A	本発明例
53	AI	827	1226	15.6	63	94	28.4	101	1.9	A	本発明例
54	AJ	834	1220	12.6	86	89	29.2	70	1.3	A	本発明例
55	AK	1013	1237	13.6	80	99	28.7	95	1.7	A	本発明例
56	AL	773	1249	12.6	76	87	28.5	100	1.8	A	本発明例
57	AM	852	1316	12.0	68	86	28.2	106	1.9	A	本発明例
58	AN	869	1263	15.3	63	96	28.1	108	2.0	A	本発明例
59	AO	983	1254	17.7	45	101	27.0	177	2.5	B	本発明例
60	AP	976	1320	14.9	63	97	27.6	129	2.1	A	本発明例
61	AQ	875	1277	19.4	50	99	26.6	210	3.1	B	本発明例
62	R	944	1283	15.9	59	89	27.5	131	2.2	A	本発明例
63	R	763	1276	14.8	63	91	28.0	110	2.0	A	本発明例

\*1: V-VDA曲げ試験を最高荷重点まで行い、L断面におけるき裂の長さ( $\mu m$ )

\*2: VDA曲げの曲げ外側の曲げ頂点を始点とし板厚方向に50 $\mu m$ の位置まで存在する開始線の各位置から、開始線の垂直方向両側夫々に50 $\mu m$ までの位置に形成される領域において、ペイニティックフェライトの板厚方向の平均粒径に関し、加工後の平均粒径に対する加工前の平均粒径の割合

【 0 1 8 2 】

10

20

30

40

50

【 表 5 】

No.	鋼種	第一めっき工程		焼鈍工程		第一冷却工程		保持工程		めっき工程		第二冷却工程						再加熱工程			備考
		有無 (めっき種)	有無	焼鈍温度 (°C)	焼鈍時間 (秒)	露点 (°C)	第一冷却停止温度 (°C)	有無(保持時間)	種類	合金化温度 (°C)	第二冷却停止温度 (°C)	平均冷却速度 (°C/秒)	張力*1 (kgf/mm <sup>2</sup> )	付与回数 (回)	パス数1*2 (回)	パス数2*3 (回)	焼戻し温度 (°C)	焼戻し時間 (秒)	CP	k	
64	E	無	830	70	-15	470	無	無	GA	510	240	5.6	3.0	3	6	2	390	50	12169	16.3	本発明例
65	E	無	820	50	10	500	有(20)	有(20)	GI	-	220	5.4	3.3	3	4	3	360	20	11285	16.3	本発明例
66	E	有(Fe)	820	60	-15	480	無	無	GI	-	250	8.0	3.3	1	7	3	390	40	12083	16.3	本発明例
67	E	有(Fe)	830	50	10	490	無	無	GA	520	240	8.4	2.9	1	5	4	380	50	11978	16.3	本発明例
68	E	有(Ni)	810	90	10	490	有(10)	有(10)	GI	-	230	7.2	3.0	2	6	4	400	40	12248	16.3	本発明例
69	G	無	800	50	-12	480	無	無	GI	-	220	7.6	2.0	3	4	8	420	70	12471	15.8	本発明例
70	G	無	790	60	13	520	有(10)	有(10)	GA	500	190	8.9	2.0	2	7	4	410	30	11930	15.7	本発明例
71	G	有(Fe)	810	50	-12	500	有(10)	有(10)	GI	-	210	10.0	2.0	4	6	9	430	50	12546	15.8	本発明例
72	G	有(Fe)	790	80	13	470	無	無	GA	510	220	8.0	2.2	3	5	8	410	60	12193	15.7	本発明例
73	G	有(Ni)	790	50	13	530	有(20)	有(20)	GA	500	200	9.2	2.3	4	4	7	430	50	12448	15.7	本発明例
74	R	無	825	70	-15	470	有(10)	有(10)	GA	520	210	9.0	2.5	3	9	4	420	50	12808	16.4	本発明例
75	R	無	815	60	10	480	有(20)	有(20)	GA	500	200	7.8	2.9	2	4	3	430	90	13180	16.4	本発明例
76	R	有(Fe)	825	50	-15	490	無	無	GA	530	180	10.7	2.9	2	4	7	400	60	12480	16.4	本発明例
77	R	有(Fe)	835	80	10	500	有(30)	有(30)	GA	500	220	11.3	2.6	1	9	3	410	60	12707	16.5	本発明例
78	R	有(Ni)	815	70	10	470	無	無	GA	530	210	7.7	2.6	1	5	7	400	50	12418	16.4	本発明例
79	R	無	820	230	-15	470	無	無	GA	510	250	6.7	3.1	4	4	7	410	280	13225	16.4	本発明例
80	R	無	850	220	10	480	無	無	GA	550	280	7.0	2.8	4	9	9	430	240	13644	16.6	本発明例
81	R	有(Fe)	830	230	-15	460	無	無	GA	520	240	6.6	2.9	2	7	7	420	200	13314	16.5	本発明例
82	R	有(Fe)	840	210	10	480	無	無	GA	540	270	8.8	2.8	3	9	7	400	240	13008	16.5	本発明例
83	R	有(Ni)	820	240	10	490	有(10)	有(10)	GI	-	250	6.6	2.7	2	4	7	440	240	13757	16.4	本発明例

\*1: 300°C以上450°C以下の温度域で付与する張力

\*2: 鋼板を、1パス当たり直径500mm以上1500mm以下のロールにロール1/4周分接触させながら付与するパス数

\*3: 鋼板を、1パス当たり直径500mm以上1500mm以下のロールにロール1/2周分接触させながら付与するパス数

【 表 6 】

No.	鋼種	板厚 (mm)	鋼組織										金属 めつき 付着量 ( $\mu\text{m}^2$ )	板面ナノ硬度			備考	
			各相の面積率*1			残留組織*1		C <sub>M</sub> *2	C <sub>γ</sub> *3	ρ <sub>c</sub> *4	拡散性 水素量 (質量ppm)	軟質 層 厚さ ( $\mu\text{m}$ )		Hn 7.0GPa 以上割合 *5	1/4位置 Hn 標準偏差 (GPa)*6	1/2位置 Hn 標準偏差 (GPa)*7		
			BF (%)	TM (%)	RA (%)	FM (%)	種類											Pの面積率 (%)
64	E	1.8	15.1	56.4	7.6	6.1	F, LB	-	0.247	0.80	4.20	0.20	8	-	0.19	1.9	2.3	本発明例
65	E	1.8	9.9	61.2	7.8	5.5	F, LB	-	0.256	0.71	4.50	0.24	35	-	0.06	1.5	1.6	本発明例
66	E	1.8	12.7	55.6	7.1	8.9	F, LB	-	0.250	0.71	3.60	0.28	9	10	0.20	1.6	2.0	本発明例
67	E	1.8	15.7	57.8	6.9	5.7	F, LB	-	0.249	0.80	4.80	0.18	33	10	0.01	0.7	0.8	本発明例
68	E	1.8	9.2	66.9	6.4	5.3	F, LB	-	0.254	0.78	4.70	0.10	34	10	0.02	0.8	1.0	本発明例
69	G	1.4	14.6	65.8	7.0	5.6	F, LB	-	0.336	0.99	6.30	0.15	9	-	0.22	2.1	2.4	本発明例
70	G	1.4	6.8	72.3	5.9	5.2	F, LB	-	0.351	0.97	6.80	0.23	27	-	0.10	1.6	2.0	本発明例
71	G	1.4	9.8	70.8	5.8	6.7	F, LB	-	0.332	1.03	7.10	0.14	10	13	0.24	1.7	2.1	本発明例
72	G	1.4	10.2	66.6	6.4	6.8	F, LB	-	0.347	0.93	7.10	0.09	28	13	0.04	0.8	1.2	本発明例
73	G	1.4	8.3	70.1	6.9	5.4	F, LB	-	0.356	0.93	8.00	0.24	26	13	0.04	0.9	1.3	本発明例
74	R	1.4	10.2	65.7	7.2	7.8	F	-	0.226	0.96	5.00	0.14	10	-	0.16	2.0	2.4	本発明例
75	R	1.4	9.5	65.5	7.4	6.0	F	-	0.233	1.05	4.50	0.11	48	-	0.05	1.3	1.4	本発明例
76	R	1.4	8.9	67.2	6.1	6.1	F, LB	-	0.232	0.96	5.00	0.09	10	10	0.18	1.6	1.9	本発明例
77	R	1.4	13.3	64.6	7.2	7.0	F	-	0.222	0.93	4.30	0.12	45	10	0.03	0.4	0.6	本発明例
78	R	1.4	11.4	63.8	6.3	5.9	F, LB	-	0.231	0.90	3.80	0.13	47	10	0.03	0.7	1.0	本発明例
79	R	3.2	13.3	64.7	7.1	5.1	F, θ	-	0.229	0.92	5.80	0.31	9	-	0.15	1.9	2.3	本発明例
80	R	3.2	19.9	66.9	6.5	5.7	F, θ	-	0.208	0.97	4.20	0.31	46	-	0.05	1.3	1.7	本発明例
81	R	3.2	12.0	68.6	6.9	4.2	F, LB, θ	-	0.225	0.83	5.60	0.17	8	10	0.17	1.7	1.9	本発明例
82	R	3.2	16.4	64.4	7.8	4.6	F, θ	-	0.221	0.92	5.20	0.17	50	10	0.02	0.5	0.8	本発明例
83	R	3.2	11.3	65.5	7.9	5.8	F, θ	-	0.227	0.84	5.20	0.32	49	10	0.04	0.7	0.9	本発明例

\*1: BF; ベイニティックフェライト, TM; 焼戻しマルテンサイト, RA; 残留オーステナイト, P; パーライト, θ; 炭化物  
F; フェライト, LB; 下部ベイナイト, P; パーライト, θ; 炭化物

\*2: C<sub>M</sub>; 第二冷却工程で生成するマルテンサイト中の炭素濃度

\*3: C<sub>γ</sub>; 焼戻しマルテンサイト中の炭化物の密度

\*4: ρ<sub>c</sub>; 焼戻しマルテンサイト中の炭化物の密度

\*5: 素地鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置において、ナノ硬度の全測定数に対するナノ硬度が7.0GPa以上の測定数割合

\*6: 素地鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置の板面のナノ硬度の標準偏差σ

\*7: 素地鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの1/2位置の板面のナノ硬度の標準偏差σ

【 0 1 8 4 】

【 表 7 】

No.	鋼種	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	$\lambda$ (%)	$\alpha$ ( $^{\circ}$ )	SFmax (mm)	き裂長さ *1 ( $\mu$ m)	BF粒径 変化 *2 ( $-$ )	軸圧壊	備考
64	E	866	1253	13.8	62	85	27.5	125	2.9	B	本発明例
65	E	849	1190	14.9	59	100	29.2	109	2.5	A	本発明例
66	E	866	1253	13.3	62	90	27.9	120	2.7	A	本発明例
67	E	883	1228	12.9	63	112	30.5	95	1.9	A	本発明例
68	E	899	1242	12.6	62	110	30.1	99	2.1	A	本発明例
69	G	962	1407	11.0	74	83	26.9	195	2.1	B	本発明例
70	G	935	1326	10.5	66	94	28.6	176	1.6	A	本発明例
71	G	974	1423	10.8	73	87	27.5	189	1.9	A	本発明例
72	G	935	1323	11.0	72	99	29.7	162	1.2	A	本発明例
73	G	932	1322	12.4	67	96	29.5	167	1.3	A	本発明例
74	R	935	1358	13.5	50	86	28.6	108	2.3	B	本発明例
75	R	901	1260	14.5	54	97	30.2	86	1.8	A	本発明例
76	R	914	1334	12.4	60	89	29.1	103	2.1	A	本発明例
77	R	949	1309	12.9	58	109	31.6	72	1.4	A	本発明例
78	R	904	1262	12.7	53	106	31.1	78	1.6	A	本発明例
79	R	925	1247	13.7	58	91	28.0	129	1.8	B	本発明例
80	R	1035	1242	12.1	58	106	29.9	107	1.4	A	本発明例
81	R	940	1264	12.8	66	98	28.3	123	1.6	A	本発明例
82	R	952	1252	13.8	61	119	31.0	91	1.0	A	本発明例
83	R	920	1216	14.6	67	117	30.7	96	1.1	A	本発明例

\*1: V-VDA曲げ試験を最高荷重点まで行い、L断面におけるき裂の長さ( $\mu$ m)\*2: VDA曲げの曲げ外側の曲げ頂点を始点とし板厚方向に50 $\mu$ mの位置まで存在する開始線の各位置から、開始線の垂直方向両側夫々に50 $\mu$ mまでの位置に形成される領域において、ベイニティックフェライトの板厚方向の平均粒径に関し、加工後の平均粒径に対する加工前の平均粒径の割合

【 0 1 8 5 】

10

20

30

40

50

【 8 0 8 】

No.	鋼種	第一めっき工程		焼鈍工程		第一冷却工程		保持工程		めっき工程		第二冷却工程						再加熱工程				備考
		有無 (めっき種)	有無 (めっき種)	焼鈍 温度 (°C)	焼鈍 時間 (秒)	露点 (°C)	第一冷却 停止温度 (°C)	有無 (保持時間)	有無 (保持時間)	種類	合金化 温度 (°C)	第二冷却 停止温度 (°C)	平均冷却 速度 (°C/秒)	張力 *1 (kgf/mm <sup>2</sup> )	付与 回数 (回)	パス数1 *2 (回)	パス数2 *3 (回)	焼戻し 温度 (°C)	焼戻し 時間 (秒)	CP (%)	k (%)	
84	E	無	無	810	70	-15	460	有(10)	有(10)	CR	-	230	6.0	3.0	2	9	4	360	40	11582	16.3	本発明例
85	E	無	無	830	90	10	510	有(10)	有(10)	CR	-	220	6.7	2.9	3	5	6	450	40	13185	16.3	本発明例
86	E	有(Fe)	有(Fe)	820	70	-15	490	無	無	CR	-	240	7.5	3.2	4	7	6	410	80	12728	16.4	本発明例
87	E	有(Fe)	有(Fe)	820	90	10	460	無	無	CR	-	230	6.1	2.1	3	7	3	450	80	13406	16.3	本発明例
88	E	有(Ni)	有(Ni)	810	90	10	490	有(30)	有(30)	CR	-	220	9.7	2.7	1	6	7	450	40	13214	16.4	本発明例
89	G	無	無	790	90	-12	480	有(20)	有(20)	CR	-	190	8.3	2.5	3	7	4	400	80	11918	15.4	本発明例
90	G	無	無	790	60	13	480	有(30)	有(30)	CR	-	190	9.7	3.0	1	8	4	420	60	12188	15.5	本発明例
91	G	有(Fe)	有(Fe)	800	80	-12	480	有(30)	有(30)	CR	-	220	7.0	3.3	2	5	4	370	90	11493	15.5	本発明例
92	G	有(Fe)	有(Fe)	800	70	13	470	無	無	CR	-	190	5.8	2.8	3	7	5	440	70	12702	15.6	本発明例
93	G	有(Ni)	有(Ni)	810	50	13	510	有(10)	有(10)	CR	-	220	7.0	2.4	3	8	6	380	70	11677	15.7	本発明例
94	R	無	無	830	80	-15	520	無	無	CR	-	180	8.6	2.7	1	5	8	450	60	13391	16.4	本発明例
95	R	無	無	810	50	10	480	有(20)	有(20)	CR	-	210	6.2	2.2	4	7	9	450	60	13378	16.4	本発明例
96	R	有(Fe)	有(Fe)	810	80	-15	520	無	無	CR	-	210	6.9	2.4	4	5	8	450	50	13375	16.5	本発明例
97	R	有(Fe)	有(Fe)	820	50	10	470	有(10)	有(10)	CR	-	220	10.2	2.2	4	9	8	380	70	12311	16.4	本発明例
98	R	有(Ni)	有(Ni)	830	80	10	490	有(30)	有(30)	CR	-	220	5.5	2.2	1	6	3	410	60	12576	16.3	本発明例
99	R	無	無	830	220	-15	460	有(20)	有(20)	HR	-	240	8.9	2.8	2	5	6	370	270	12470	16.5	本発明例
100	R	無	無	830	230	10	480	有(30)	有(30)	HR	-	270	8.8	3.3	3	6	8	390	240	12748	16.4	本発明例
101	R	有(Fe)	有(Fe)	850	220	-15	500	有(10)	有(10)	HR	-	240	9.4	2.3	4	9	7	410	210	13058	16.3	本発明例
102	R	有(Fe)	有(Fe)	840	230	10	520	有(30)	有(30)	HR	-	270	5.7	3.3	1	8	7	380	280	12688	16.5	本発明例
103	R	有(Ni)	有(Ni)	840	240	10	520	無	無	HR	-	270	9.1	3.0	1	9	6	380	270	12568	16.3	本発明例
104	AR	無	無	820	50	-15	460	有(30)	有(30)	CR	-	210	8.3	2.0	4	5	6	430	40	12983	16.5	本発明例
105	AR	無	無	840	50	10	490	有(20)	有(20)	CR	-	220	5.6	2.3	4	7	6	410	50	12681	16.5	本発明例
106	AR	有(Fe)	有(Fe)	840	80	-15	460	有(10)	有(10)	CR	-	180	8.4	2.5	2	7	9	400	70	12614	16.5	本発明例
107	AR	有(Fe)	有(Fe)	830	70	10	460	無	無	CR	-	200	9.4	3.1	2	9	4	370	70	12076	16.6	本発明例
108	AR	有(Ni)	有(Ni)	820	60	10	470	有(30)	有(30)	CR	-	190	6.0	3.3	4	9	3	420	40	12754	16.5	本発明例
109	U	無	無	810	40	-15	480	無	無	GA	530	150	15.0	3.5	3	7	4	380	60	11788	15.9	本発明例

\*1: 300°C以上450°C以下の温度域で付与する張力  
 \*2: 鋼板を、1パス当たり直径500mm以上1500mm以下のローラーにロール1/4周分接触させながら付与するパス数  
 \*3: 鋼板を、1パス当たり直径500mm以上1500mm以下のローラーにロール1/2周分接触させながら付与するパス数

【 0 1 8 6 】

10

20

30

40

50

【 表 9 】

No.	鋼種	板厚 (mm)	各相の面積率*1			鋼組織			表層 軟質層 厚さ ( $\mu\text{m}$ )	金属 めっき 付着量 ( $\text{g}/\text{m}^2$ )	板面ナノ硬さ			備考				
			BF (%)	TM (%)	RA (%)	FM (%)	残留組織*1				$\rho_c$ *4	$C_M$ *2	$C_T$ *3		Hn 7.0GPa 以上割合 *5	1/4位置 Hn 標準偏差 (GPa)*6	1/2位置 Hn 標準偏差 (GPa)*7	
							種類	Pの面積率 (%)										
84	E	1.8	5.7	58.2	5.9	4.1	F, $\theta$	-	0.243	1.01	4.20	0.32	5	-	2.0	2.4	本発明例	
85	E	1.8	9.2	69.1	7.8	5.7	F, LB	-	0.252	0.95	6.60	0.24	36	-	0.09	2.2	本発明例	
86	E	1.8	5.1	67.8	7.2	7.2	F	-	0.241	1.00	5.10	0.31	6	10	0.20	1.4	2.1	本発明例
87	E	1.8	10.9	61.0	5.1	4.0	F	-	0.257	0.95	4.90	0.25	38	10	0.05	0.3	1.3	本発明例
88	E	1.8	5.0	63.0	6.7	7.0	F, LB	-	0.241	0.95	6.50	0.11	41	10	0.06	0.5	1.0	本発明例
89	G	1.4	16.1	65.5	6.3	7.4	F, LB	-	0.396	1.13	7.30	0.10	5	-	0.21	2.2	2.4	本発明例
90	G	1.4	15.1	57.4	5.1	6.5	F, LB	-	0.391	1.18	5.40	0.13	40	-	0.11	1.8	1.8	本発明例
91	G	1.4	12.3	69.4	6.5	6.6	F	-	0.379	1.08	5.30	0.26	8	13	0.18	1.7	1.9	本発明例
92	G	1.4	9.4	57.8	6.8	6.3	F	-	0.366	1.15	6.70	0.25	41	13	0.04	0.8	1.3	本発明例
93	G	1.4	6.6	59.7	6.5	6.9	F, LB	-	0.355	1.10	7.80	0.14	35	13	0.06	0.3	0.7	本発明例
94	R	1.4	12.1	63.4	6.6	6.1	F, LB	-	0.235	1.05	4.60	0.25	9	-	0.18	2.2	2.4	本発明例
95	R	1.4	13.2	66.1	7.1	6.4	F, LB	-	0.238	0.96	6.60	0.15	36	-	0.12	1.4	1.7	本発明例
96	R	1.4	7.3	68.2	7.9	4.1	F, $\theta$	-	0.223	0.99	4.40	0.23	7	10	0.21	1.5	2.1	本発明例
97	R	1.4	14.1	59.2	6.9	6.9	F, LB	-	0.241	0.96	8.00	0.23	35	10	0.04	0.7	1.1	本発明例
98	R	1.4	18.3	64.3	6.2	6.9	F, $\theta$	-	0.253	1.05	6.50	0.26	45	10	0.03	0.4	1.0	本発明例
99	R	3.2	6.2	61.9	5.3	8.0	F, LB	-	0.221	0.97	6.60	0.11	10	-	0.18	1.9	2.3	本発明例
100	R	3.2	13.1	67.7	6.3	6.5	F	-	0.238	1.05	4.40	0.13	44	-	0.08	1.5	1.6	本発明例
101	R	3.2	15.4	59.1	6.2	6.1	F	-	0.245	0.95	8.00	0.21	6	10	0.18	1.4	2.1	本発明例
102	R	3.2	7.1	60.0	7.4	6.0	F	-	0.223	0.99	7.80	0.19	40	10	0.07	0.6	0.7	本発明例
103	R	3.2	15.6	65.9	5.7	5.6	F, LB	-	0.245	1.04	3.60	0.32	40	10	0.07	0.5	0.8	本発明例
104	AR	1.4	9.1	65.9	6.3	4.8	F, LB	-	0.209	0.98	4.00	0.23	6	-	0.15	2.0	2.4	本発明例
105	AR	1.4	10.4	65.7	6.8	4.3	F, $\theta$	-	0.212	0.98	6.20	0.22	37	-	0.10	1.7	1.7	本発明例
106	AR	1.4	10.3	55.3	5.6	5.0	F, LB	-	0.212	1.02	5.00	0.20	8	10	0.21	1.6	1.8	本発明例
107	AR	1.4	7.6	58.7	6.1	6.7	F, LB	-	0.206	1.01	8.00	0.25	42	10	0.04	0.5	1.3	本発明例
108	AR	1.4	13.5	70.0	7.1	5.0	F, LB	-	0.220	0.90	7.00	0.24	43	10	0.04	0.9	1.1	本発明例
109	U	0.9	5.0	65.6	6.2	4.1	F, LB, $\theta$	-	0.314	1.15	7.50	0.19	6	-	0.22	2.3	2.5	本発明例

\*1: BF; ベイニティックフェライト, TM; 焼戻しマルテンサイト, RA; 残留オーステナイト, FM; フレッシュマルテンサイト, F; フェライト, LB; 下部ベイナイト, P; パーライト,  $\theta$ ; 炭化物

\*2:  $C_M$ ; 第二冷却工程で生成するマルテンサイト中の炭素量

\*3:  $C_T$ ; 残留オーステナイト中の炭素濃度

\*4:  $\rho_c$ ; 焼戻しマルテンサイト中の炭化物の密度

\*5: 素地鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置において、ナノ硬度の全測定数に対するナノ硬度が7.0GPa以上の測定数割合

\*6: 素地鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの1/4位置の板面のナノ硬度の標準偏差 $\sigma$

\*7: 素地鋼板表面から表層軟質層の板厚方向深さの1/2位置の板面のナノ硬度の標準偏差 $\sigma$

【 0 1 8 7 】

【表 10】

No.	鋼種	YS	TS	EI	$\lambda$	$\alpha$	SFmax	き裂長さ	BF粒徑	軸圧壊	備考
		(MPa)	(MPa)	(%)	(%)	(°)	(mm)	*1 ( $\mu\text{m}$ )	変化 *2 (-)		
84	E	888	1206	12.9	50	86	27.8	163	1.2	B	本発明例
85	E	882	1239	13.7	50	95	28.6	136	1.5	A	本発明例
86	E	850	1225	13.8	66	95	29.2	140	2.9	A	本発明例
87	E	859	1203	15.0	62	103	31.2	78	2.1	A	本発明例
88	E	898	1244	14.6	53	116	31.1	79	2.8	A	本発明例
89	G	972	1324	11.6	71	90	28.4	163	2.3	B	本発明例
90	G	933	1322	10.6	70	94	29.3	112	1.9	A	本発明例
91	G	938	1338	11.1	66	95	29.2	127	1.3	A	本発明例
92	G	952	1377	12.1	74	114	30.8	75	2.0	A	本発明例
93	G	961	1361	12.3	70	116	30.7	86	1.5	A	本発明例
94	R	932	1277	12.9	52	88	28.2	188	2.0	B	本発明例
95	R	905	1315	12.1	67	90	29.0	131	1.3	A	本発明例
96	R	912	1306	12.2	65	93	29.3	101	2.8	A	本発明例
97	R	944	1262	13.0	54	117	31.1	90	1.3	A	本発明例
98	R	900	1314	12.9	55	112	31.1	72	2.5	A	本発明例
99	R	1005	1227	13.5	68	86	28.0	152	2.9	B	本発明例
100	R	936	1254	12.8	66	95	28.5	127	2.1	A	本発明例
101	R	1015	1228	14.7	59	92	28.9	113	1.7	A	本発明例
102	R	963	1228	13.0	68	102	29.9	72	1.5	A	本発明例
103	R	941	1255	14.3	58	115	29.5	77	2.1	A	本発明例
104	AR	940	1223	13.4	68	87	28.3	160	2.5	B	本発明例
105	AR	960	1260	14.6	65	93	29.1	128	2.1	A	本発明例
106	AR	960	1258	14.3	58	92	28.6	124	1.5	A	本発明例
107	AR	937	1255	13.6	67	105	29.6	90	1.7	A	本発明例
108	AR	1003	1233	14.1	52	118	30.3	79	1.7	A	本発明例
109	U	880	1223	15.2	40	85	26.3	201	2.8	C	本発明例

\*1: V-VDA曲げ試験を最高荷重点まで行い、L断面におけるき裂の長さ( $\mu\text{m}$ )

\*2: VDA曲げの曲げ外側の曲げ頂点を始点とし板厚方向に50 $\mu\text{m}$ の位置まで存在する開始線の各位置から、開始線の垂直方向両側夫々に50 $\mu\text{m}$ までの位置に形成される領域において、ベイニティックフェライトの板厚方向の平均粒徑に関し、加工後の平均粒徑に対する加工前の平均粒徑の割合

## 【0188】

表1～10中、下線部は本発明の適正範囲外を示す。

表4、表7、表10に示したように、発明例ではいずれも、引張強さ(TS)、降伏応力(YS)、全伸び(EI)、限界穴広げ率( )、VDA曲げ試験での限界曲げ角度( )、V-VDA曲げ試験での荷重最大時のストローク(SFmax)の全てが合格であり、軸圧壊試験での破断はなかった。

一方、比較例では、引張強さ(TS)、降伏応力(YS)、全伸び(EI)、限界穴広げ率( )、VDA曲げ試験での限界曲げ角度( )、V-VDA曲げ試験での荷重最大時のストローク(SFmax)、軸圧壊試験での破断有無の少なくとも1つが十分ではなかった。

なお、表5～10において、露点が-30以上-5以下の範囲では、軟質層厚さが11 $\mu\text{m}$ 未満となり、軸圧壊試験での破断(外観割れ)の判定は「B」、「C」であるものもあるが、軟質層厚さが11 $\mu\text{m}$ 未満の場合でも金属めっき層を有する場合は、軸圧壊試験での破断(外観割れ)の判定は「A」であった。

## 【0189】

10

20

30

40

50

また、本発明例の鋼板を用いて、成形加工を施して得た部材または接合加工を施して得た部材は、引張強さ（ $TS$ ）、降伏応力（ $YS$ ）、全伸び（ $EL$ ）、限界穴広げ率（ $\quad$ ）、 $VDA$ 曲げ試験での限界曲げ角度（ $\quad$ ）、 $V-VDA$ 曲げ試験での荷重最大時のストローク（ $S_{Fmax}$ ）の全てが本発明で特徴とする優れた特性を有し、軸圧壊試験での破断はなく、本発明で特徴とする優れた特性を有することがわかった。

【符号の説明】

【0190】

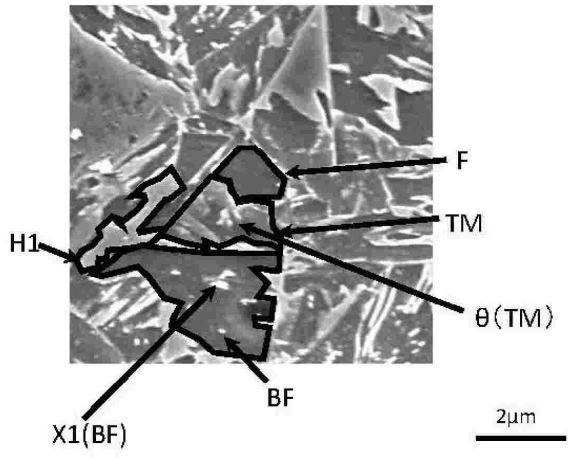
10	ハット型部材	
20	亜鉛めっき鋼板	
30	試験用部材	10
40	スポット溶接部	
50	地板	
60	インパクト	
A1	ダイ	
A2	支持ロール	
B1	パンチ	
B2	パンチ	
D1	幅（ $C$ ）方向	
D2	圧延（ $L$ ）方向	
D3	圧壊方向	20
D4	板厚方向	
T1	試験片	
T2	試験片	
P	最高荷重点	
R	最高荷重点からストロークを増加していき、荷重が最高荷重の $94.9 \sim 99.9$	
	%となる領域	
AB	$V$ 曲げ稜線部および $VDA$ 曲げ稜線部の重複領域における $L$ 断面において $VDA$ 曲げの曲げ外側の鋼板表面から $0 \sim 50 \mu m$ 、且つ $VDA$ 曲げの曲げ頂点を中心とする左右 $50 \mu m$ の領域	
AL	$V$ 曲げ稜線部および $VDA$ 曲げ稜線部の重複領域における $L$ 断面	30
F	フェライト	
BF	ベイニティックフェライト	
BF1	変形前のベイニティックフェライト	
BF2	変形後のベイニティックフェライト	
TM	焼戻しマルテンサイト	
	炭化物	
H1	硬質第二相	
X1	島状第二相	

40

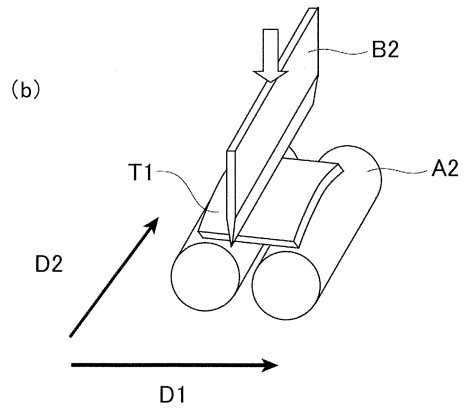
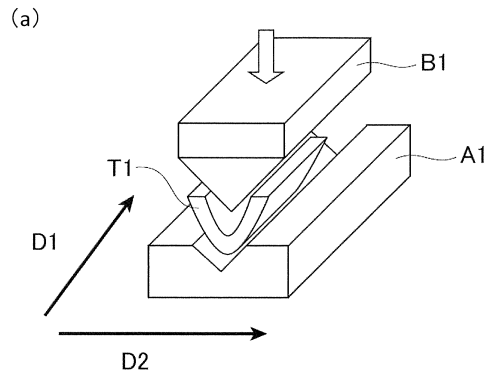
50

【図面】

【図 1】



【図 2 - 1】



10

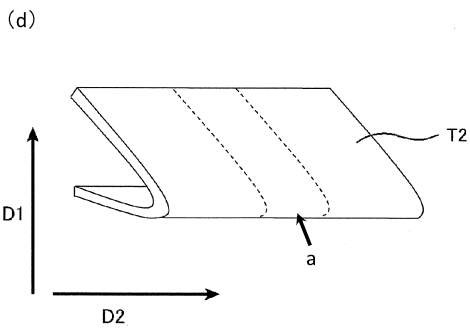
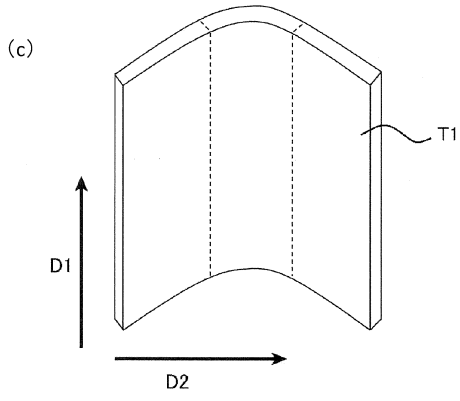
20

30

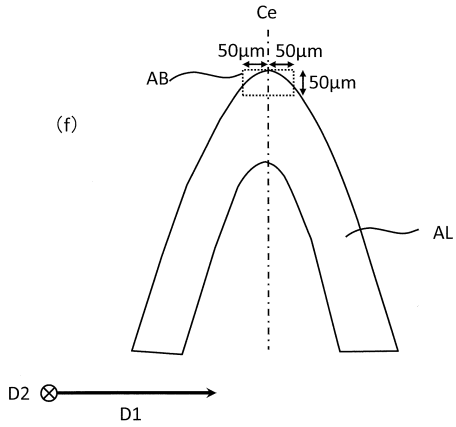
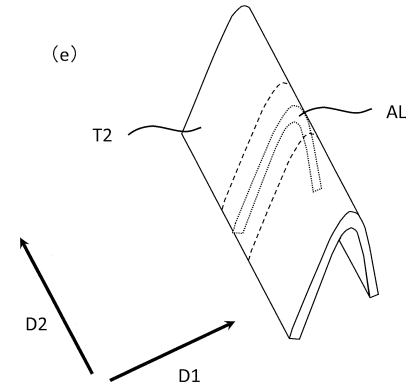
40

50

【図 2 - 2】



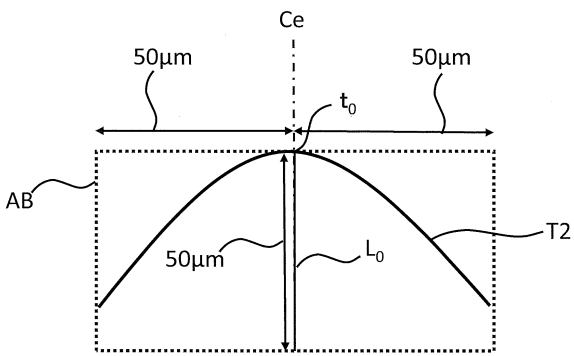
【図 2 - 3】



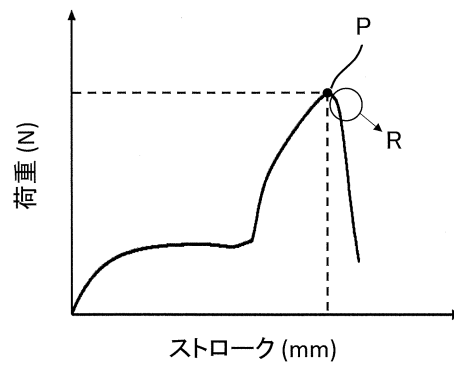
10

20

【図 2 - 4】



【図 3】

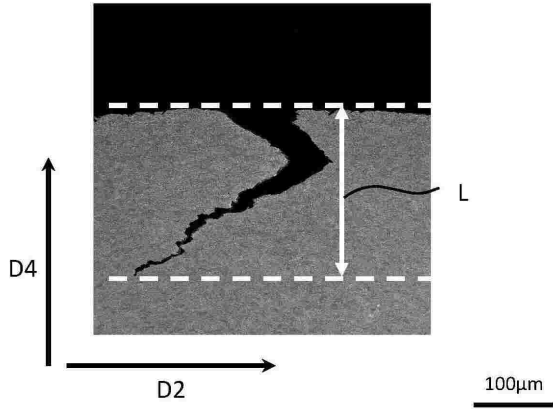


30

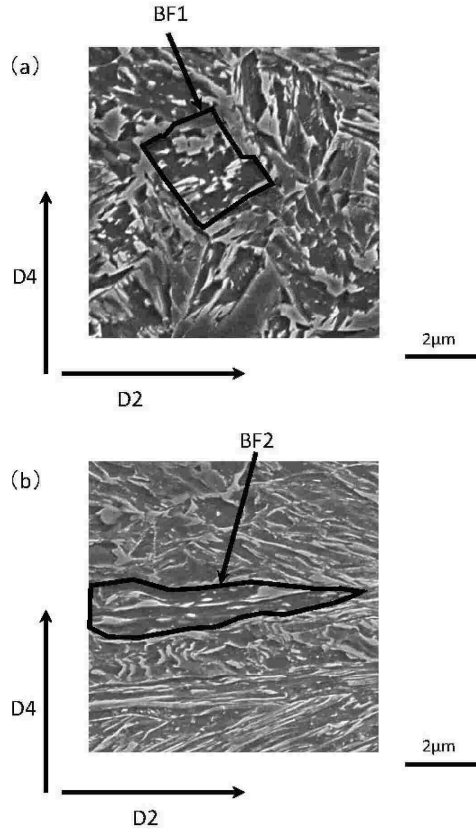
40

50

【 図 4 】



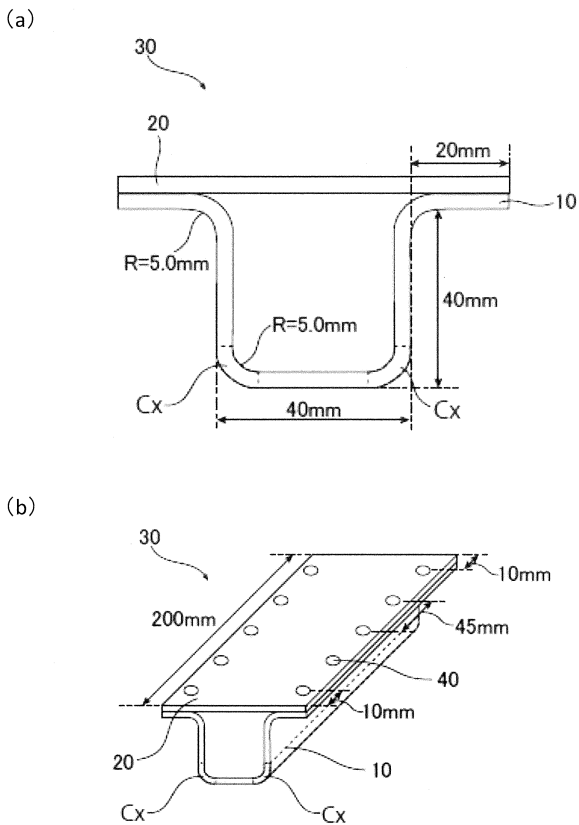
【 図 5 】



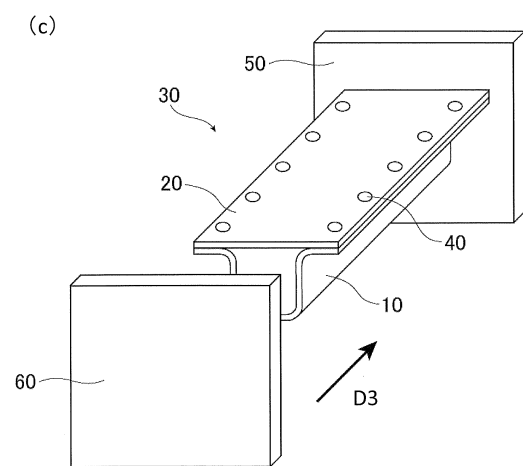
10

20

【 図 6 - 1 】



【 図 6 - 2 】



30

40

50

## フロントページの続き

(51)国際特許分類

F I

C 2 1 D

9/46

U

東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内

(72)発明者 中垣内 達也

東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内

審査官 河口 展明

(56)参考文献

国際公開第2021/200580(WO, A1)

国際公開第2021/153393(WO, A1)

国際公開第2013/051238(WO, A1)

国際公開第2022/079988(WO, A1)

国際公開第2020/136990(WO, A1)

(58)調査した分野 (Int.Cl., DB名)

C 2 2 C 3 8 / 0 0 - 3 8 / 6 0

C 2 1 D 9 / 4 6