

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2024年2月8日(08.02.2024)



(10) 国際公開番号

WO 2024/029145 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2023/016439

(22) 国際出願日: 2023年4月26日(26.04.2023)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(30) 優先権データ:
特願 2022-124212 2022年8月3日(03.08.2022) JP

(71) 出願人: 日本製鉄株式会社 (NIPPON STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 Tokyo (JP).

(72) 発明者: 大賀 光陽(OHGA, Koyo); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 竹田 健悟(TAKEDA, Kengo); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 弘中 諭(HIRONAKA, Satoshi); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 青木 篤, 外 (AOKI, Atsushi et al.); 〒1050001 東京都港区虎ノ門一丁目2番1号 虎ノ門ヒルズ森タワー 青和特許法律事務所 Tokyo (JP).

(81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CV, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IQ, IR, IS, IT, JM, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU,

LY, MA, MD, MG, MK, MN, MU, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, ZA, ZM, ZW.

(84) 指定国(表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, CV, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SC, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, ME, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

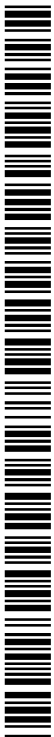
一 国際調査報告 (条約第21条(3))

(54) Title: STEEL PLATE

(54) 発明の名称: 鋼板

(57) Abstract: Provided is a steel plate characterized by having: a specific chemical composition; an average Vicker's hardness Hs, in a region spanning from at least one surface to 10% of the plate thickness, that is no greater than 0.60 times the average Vicker's hardness Hc at a position of 1/2 the plate thickness; a ratio of macroscopic brittle fracture surface of 35.0% or less as determined by a Charpy impact test at room temperature; and a tensile strength of 1500 MPa or greater.

(57) 要約: 所定の化学組成を有し、少なくとも一方の表面から板厚の10%までの領域における平均ビッカース硬さHsが板厚1/2位置における平均ビッカース硬さHcの0.60倍以下であり、室温でのシャルピー衝撃試験におけるマクロな脆化破面の割合が35.0%以下であり、引張強さが1500MPa以上であることを特徴とする鋼板が提供される。



WO 2024/029145 A1

明 細 書

発明の名称：鋼板

技術分野

[0001] 本発明は、鋼板に関する。

背景技術

[0002] 近年、自動車業界では、燃費向上の観点から車体の軽量化が求められている。車体の軽量化と衝突安全性を両立するためには、使用する鋼板の高強度化が有効な方法の一つであり、このような背景から高強度鋼板の開発が進められている。

[0003] 高強度鋼板においては、水素脆化割れ（遅れ破壊などともいう）が問題となる場合がある。水素脆化割れとは、使用状況下において高い応力が作用している鋼部材が、環境から鋼中に侵入した水素に起因して突然破壊する現象である。

[0004] これに関連して、特許文献1では、質量%で、C：0.08～0.35%、Si：0.01～3.0%、Mn：2.0～4.0%、P：0.010%以下（0を含まない）、S：0.002%以下（0を含まない）、Al：0.01～1.50%、B：0.0005～0.010%を含有し、かつ、Mo：0.03～2.0%、Ti：0.010～0.10%の中から選ばれる1種以上を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成と、鋼板表層から板厚方向に300～400 μ mの範囲において、面積率で、マルテンサイトと炭化物を含むベイナイトの合計が60～100%であり、旧オーステナイトの平均粒径が15 μ m以下であり、鋼板表層から板厚方向に300～400 μ mの範囲において、旧オーステナイト粒界におけるPのオージェ電子スペクトルのピーク高さに対する旧オーステナイト粒界から5nm以上離れた位置におけるPのオージェ電子スペクトルのピーク高さの比が0.20以上である鋼組織とを有し、鋼板表面に溶融亜鉛めっき層を有する高強度溶融亜鉛めっき鋼板が記載されている。また、特許文献1では、上記

の構成によれば、旧オーステナイト粒界へのP偏析を抑制して、耐遅れ破壊特性に優れた高強度亜鉛めっき鋼板を得ることができると教示されている。

[0005] 特許文献2では、質量%で、C：0.12～0.35%、Si：0.01～3.0%、Mn：2.0～4.0%、P：0.100%以下（0を含まない）、S：0.02%以下（0を含まない）、Al：0.01～1.50%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と、面積率でフェライトと上部ベイナイトの合計が0～15%であり、下部ベイナイトとマルテンサイトの合計が80～100%であり、残留オーステナイトが0～10%であり、鋼板表層から板厚方向に100～300 μ mの範囲において粒径が円相当径で100～2000nmの析出物が $10^9\sim 10^{12}$ 個/ m^2 である鋼組織とを有し、鋼板表層から板厚方向に70 μ mの位置の平均C量に対する鋼板表層から板厚方向に5 μ mの位置の平均C量の比が0.20～0.80である鋼板表面に熔融亜鉛めっき層を有する高強度熔融亜鉛めっき鋼板が記載されている。また、特許文献2では、鋼板表層から板厚方向に70 μ mの位置の平均C量に対する鋼板表層から板厚方向に5 μ mの位置の平均C量の比を0.20～0.80とすることで、表層近傍の応力が緩和され、優れた耐遅れ破壊特性が得られると教示されている。

[0006] 特許文献3では、mass%で、C：0.15～0.30%、Si：0.01～1.8%、Mn：1.5～3.0%、P：0.05%以下、S：0.005%以下、Al：0.005～0.05%、N：0.005%以下を含有し、残部がFeおよび不可避不純物からなり、以下の式(1) $H_v(S)/H_v(C) \leq 0.8$ ($H_v(S)$ ：鋼板表層軟質部の硬度、 $H_v(C)$ ：鋼板中心部の硬度) および式(2) $0.10 \leq t(S)/t \leq 0.30$ ($t(S)$ ：鋼板表層軟質部の厚さ、 t ：板厚) を満たす鋼板表層軟質部を有し、かつ前記鋼板表層軟質部は焼戻しマルテンサイトが体積率90%以上であり、前記鋼板中心部の組織は焼戻しマルテンサイトであり、引張強度が1270MPa以上であることを特徴とする曲げ性に優れた超高強度冷延鋼板が記載されている。また、特許文献3では、上記(1)及び(2)を満たすこ

とで、曲げ性および耐遅れ破壊特性に対して向上効果を有することが教示されている。

[0007] 特許文献4では、重量%で、C：0.05～0.20%、P：0.001～0.030%、S：0.001～0.050%、Al：0.001～0.100%、N：0.0002～0.0050%の範囲で含有し、Si：0.10～2.50%、Mn：0.5～3.50%、Cr：0.10～1.5%、Mo：0.10～1.5%、B：0.001～0.005%の一種又は二種以上を含有し、残部：Fe及び不可避免的不純物を含有する鋼板であって、該鋼板の表裏面から片面あたり0.010～0.20mmの部分の表層部分が、フェライト主体からなり、内層部分が、ベイナイト、マルテンサイトを主体とする高強度冷延鋼板が記載されている。また、特許文献4では、上記の構成によれば、鋼板の表層にフェライトを主体とする層を有し、内層にマルテンサイト・ベイナイト主体とする層を有するため、加工性及び耐遅れ破壊特性に優れた鋼板を提供することができると教示されている。

先行技術文献

特許文献

- [0008] 特許文献1：国際公開第2020/136990号
特許文献2：国際公開第2020/136988号
特許文献3：特開2011-179030号公報
特許文献4：特開平10-130782号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0009] 一般に、水素脆化割れは、鋼材の強度が高くなるほど発生しやすくなることが知られており、大きな塑性ひずみを与えられる曲げ加工部において特に生じやすい。一方で、自動車業界等では、鋼材のさらなる軽量化も求められており、このような軽量化を達成するためには、鋼材をこれまで以上に高強度化する必要が生じる。したがって、従来と同等又はそれ以上の高強度化を

行った場合においても水素脆化の課題を解決し得る鋼材、より具体的には曲げ加工部の耐水素脆化特性に優れた高強度鋼板に対して高いニーズがある。

[0010] そこで、本発明は、新規な構成により、高強度でかつ曲げ加工部の耐水素脆化特性に優れた鋼板を提供することを目的とする。

課題を解決するための手段

[0011] 本発明者らは、上記目的を達成するために検討を行った結果、1500MPa以上の引張強さを有する高強度鋼板において、粒界を脆化させる元素の粒界偏析を低減してシャルピー衝撃試験におけるマクロな脆化破面の割合を所定の範囲内に制御することと、鋼板の表層部分を軟質化して曲げ加工部において水素脆化を起こさない上限の水素量すなわち限界水素量を増加させることを同時に行うことで、1500MPa以上の非常に高い引張強さを有する鋼板においても、曲げ加工部の耐水素脆化特性を顕著に向上させることができることを見出し、本発明を完成させた。

[0012] 上記目的を達成し得た本発明は下記のとおりである。

(1) 質量%で、

C : 0.15 ~ 0.40%、

Si : 0.01 ~ 2.00%、

Mn : 0.80 ~ 3.50%、

P : 0.0001 ~ 0.0200%、

S : 0.0001 ~ 0.0200%、

Al : 0.001 ~ 1.000%、

N : 0.0001 ~ 0.020%、

O : 0.0001 ~ 0.0200%、

Co : 0 ~ 0.5000%、

Ni : 0 ~ 1.000%、

Mo : 0 ~ 1.000%、

Cr : 0 ~ 2.000%、

Ti : 0 ~ 0.500%、

B : 0~0.0100%、
Nb : 0~0.500%、
V : 0~0.500%、
Cu : 0~0.500%、
W : 0~0.100%、
Ta : 0~0.100%、
Sn : 0~0.100%、
Sb : 0~0.100%、
As : 0~0.100%、
Mg : 0~0.0500%、
Ca : 0~0.050%、
Y : 0~0.050%、
Zr : 0~0.050%、
La : 0~0.050%、
Ce : 0~0.050%、並びに

残部 : Fe 及び不純物からなる化学組成を有し、

少なくとも一方の表面から板厚の10%までの領域における平均ビッカース硬度 H_s が板厚 1/2 位置における平均ビッカース硬度 H_c の0.95倍以下であり、

室温でのシャルピー衝撃試験におけるマクロな脆化破面の割合が35.0%以下であり、

引張強さが1500MPa以上であることを特徴とする、鋼板。

(2) 前記化学組成が、質量%で、

Co : 0.0100~0.5000%、
Ni : 0.010~1.000%、
Mo : 0.010~1.000%、
Cr : 0.001~2.000%、
Ti : 0.001~0.500%、

B : 0.0001~0.0100%、
Nb : 0.001~0.500%、
V : 0.001~0.500%、
Cu : 0.001~0.500%、
W : 0.001~0.100%、
Ta : 0.001~0.100%、
Sn : 0.001~0.100%、
Sb : 0.001~0.100%、
As : 0.001~0.100%、
Mg : 0.0001~0.0500%、
Ca : 0.001~0.050%、
Y : 0.001~0.050%、
Zr : 0.001~0.050%、
La : 0.001~0.050%、及び
Ce : 0.001~0.050%

からなる群より選択される1種又は2種以上を含むことを特徴とする、上記
(1)に記載の鋼板。

(3) 板厚1/2位置におけるミクロ組織が、面積率で、
マルテンサイト及び焼き戻しマルテンサイト：合計で93.0%超、及び
フェライト：7.0%未満

を含むことを特徴とする、上記(1)又は(2)に記載の鋼板。

(4) 少なくとも一方の表面から板厚の10%までの領域における平均炭素濃度 C_s が母材の平均炭素濃度 C_c の0.10~0.90倍であることを特徴とする、上記(1)~(3)のいずれか1項に記載の鋼板。

(5) 板厚1/8位置から板厚1/2位置における旧オーステナイト粒界のP偏析量が3.50原子%以下であることを特徴とする、上記(1)~(4)のいずれか1項に記載の鋼板。

(6) 少なくとも一方の表面に、亜鉛、アルミニウム、マグネシウム及び

それらの合金からなる群より選択される少なくとも1種を含む被膜層をさらに含むことを特徴とする、上記(1)～(5)のいずれか1項に記載の鋼板。

発明の効果

[0013] 本発明によれば、高強度でかつ曲げ加工部の耐水素脆化特性に優れた鋼板を提供することができる。

発明を実施するための形態

[0014] 本発明の実施形態に係る鋼板は、質量%で、

C : 0.15～0.40%、
Si : 0.01～2.00%、
Mn : 0.80～3.50%、
P : 0.0001～0.0200%、
S : 0.0001～0.0200%、
Al : 0.001～1.000%、
N : 0.0001～0.020%、
O : 0.0001～0.0200%、
Co : 0～0.5000%、
Ni : 0～1.000%、
Mo : 0～1.000%、
Cr : 0～2.000%、
Ti : 0～0.500%、
B : 0～0.0100%、
Nb : 0～0.500%、
V : 0～0.500%、
Cu : 0～0.500%、
W : 0～0.100%、
Ta : 0～0.100%、
Sn : 0～0.100%、

S b : 0 ~ 0. 1 0 0 %、

A s : 0 ~ 0. 1 0 0 %、

M g : 0 ~ 0. 0 5 0 0 %、

C a : 0 ~ 0. 0 5 0 %、

Y : 0 ~ 0. 0 5 0 %、

Z r : 0 ~ 0. 0 5 0 %、

L a : 0 ~ 0. 0 5 0 %、

C e : 0 ~ 0. 0 5 0 %、並びに

残部：F e 及び不純物からなる化学組成を有し、

少なくとも一方の表面から板厚の10%までの領域における平均ビッカース硬さH_sが板厚1/2位置における平均ビッカース硬さH_cの0.95倍以下であり、

室温でのシャルピー衝撃試験におけるマクロな脆化破面の割合が35.0%以下であり、

引張強さが1500MPa以上であることを特徴としている。

[0015] 先に述べたとおり、水素脆化割れは、鋼材の強度が高くなるほど発生しやすくなることが知られている。とりわけ、引張強さが1500MPa以上となるような非常に高い強度を有する鋼板においては、高強度を確保するために鋼板のミクロ組織は一般にマルテンサイトを主体として含むものとなる。一方で、このようなマルテンサイトを主体とする高強度鋼板の場合、水素脆化割れは、鋼中に侵入した水素が主としてマルテンサイト組織中の旧オーステナイト粒界に集積することで粒界の結合強度が低下し、このようにして結合強度が低下した粒界が脆化の起点となって生じるものと考えられる。一般的に、引張強さの上昇に伴い、少ない水素量でも水素脆化が発生するようになり、また鋼中への水素の侵入は室温でも起こり得る。ここで、鋼中への水素の侵入自体を完璧に抑制する方法は存在しないか又は完璧に抑制することは極めて難しい。このため、1500MPa以上の引張強さを有する高強度鋼板において水素脆化の課題を抜本的に解決するためには、特に大きな塑性

ひずみが与えられることで水素脆化が生じやすい曲げ加工部の組織を改質することが重要となる。

[0016] そこで、本発明者らは、引張強さが1500MPa以上となるような非常に高い強度を有する鋼板において、特に曲げ加工部の耐水素脆化特性を改善すべく検討を行った。その結果、本発明者らは、ミクロ組織中で水素脆化割れの起点となる旧オーステナイト粒界の脆化を抑制するとともに、曲げ加工部において水素脆化を起こさない上限の水素量すなわち限界水素量を増加させることが有効であることを見出した。より具体的には、本発明者らは、粒界を脆化させるP等の元素の粒界偏析を低減して室温でのシャルピー衝撃試験におけるマクロな脆化破面の割合を35.0%以下に制御するとともに、曲げ加工の際に水素脆化が生じやすい鋼板表層部分の限界水素量を増加させるために当該表層部分を軟質化すること、より詳しくは鋼板の少なくとも一方の表面から板厚の10%までの領域における平均ビッカース硬さHsを板厚1/2位置における平均ビッカース硬さHcの0.95倍以下に制御することで、1500MPa以上の非常に高い引張強さを有する鋼板においても、曲げ加工部の耐水素脆化特性を顕著に向上させることができることを見出した。

[0017] 例えば、曲げ加工の際に水素脆化が生じやすい鋼板表層部分を軟質化することのみによっても、曲げ加工部の耐水素脆化特性を改善することは可能である。しかしながら、引張強さが1500MPa以上となるような非常に高い強度を有する鋼板の場合に十分な耐水素脆化特性を得るためには、表層部分の軟質化の程度を非常に高くする必要が生じる。しかしながら、このような場合には、耐水素脆化特性は改善されるものの、逆に十分な引張強さすなわち引張強さ1500MPa以上を維持することが難しくなる。同様に、粒界を脆化させる特定の元素の粒界偏析を低減することで耐水素脆化特性を改善することが可能である。しかしながら、引張強さが1500MPa以上となるような非常に高い強度を有する鋼板の場合には、このような特定の元素の粒界偏析を低減することのみによって曲げ加工部の耐水素脆化特性を所望

のレベルまで確実に改善することは困難である。したがって、本発明の実施形態に係る鋼板においては、1500MPa以上の引張強さを確実に維持しつつ、その一方で曲げ加工部における所望の耐水素脆化特性を達成するために、シャルピー衝撃試験におけるマクロな脆化破面の割合を35.0%以下に制御することと、鋼板の少なくとも一方の表面から板厚の10%までの領域における平均ビッカース硬さHsを板厚1/2位置における平均ビッカース硬さHcの0.95倍以下に制御することとを同時に行うことが極めて重要となる。本発明によれば、これらの技術的事項の特定の組み合わせにより、1500MPa以上の非常に高い引張強さを有する鋼板であるにもかかわらず、曲げ加工部の耐水素脆化特性を確実にかつ顕著に向上させることが可能となる。したがって、本発明によれば、例えば、優れた曲げ加工性と高強度の相反する特性が要求される自動車などの用途においても、それらの特性を両立しつつ、曲げ加工部において優れた耐水素脆化特性を達成することが可能となる。

[0018] 以下、本発明の実施形態に係る鋼板についてより詳しく説明する。以下の説明において、各元素の含有量の単位である「%」は、特に断りがない限り「質量%」を意味するものである。また、本明細書において、数値範囲を示す「～」とは、特に断りがない場合、その前後に記載される数値を下限値及び上限値として含む意味で使用される。

[0019] [C : 0.15～0.40%]

Cは、安価に引張強さを増加させるために有効な元素である。このような効果を十分に得るために、C含有量は0.15%以上とする。C含有量は0.16%以上、0.18%以上、0.20%以上、0.20%超、0.21%以上、0.22%以上又は0.23%以上であってもよい。

一方、Cを過度に含有すると、粗大な粒界炭化物を形成する場合があります、粒界が脆化しやすくなることに加え、微視的な亀裂が導入されるなどのため、耐水素脆化特性が低下する。溶接性が低下したりする場合がある。このため、C含有量は0.40%以下とする。C含有量は0.38%以下、0.3

5%以下、0.30%以下又は0.25%以下であってもよい。

[0020] [Si : 0.01~2.00%]

Siは、脱酸剤として作用し、炭化物や熱処理後の残留オーステナイトの形態に影響を及ぼす元素である。Siを含有しないと、粗大な酸化物の生成を抑制することが難しくなる場合がある。この粗大な酸化物は割れの起点となり、この割れが鋼材内を伝播することで耐水素脆化特性が劣化する場合がある。このため、Si含有量は0.01%以上とする。Si含有量は0.05%以上、0.10%以上、0.30%以上又は0.50%以上であってもよい。

一方、Siを過度に含有すると、局部延性が低下して耐水素脆化特性が劣化する場合がある。このため、Si含有量は2.00%以下とする。Si含有量は1.80%以下、1.60%以下、1.40%以下又は1.20%以下であってもよい。

[0021] [Mn : 0.80~3.50%]

Mnは、鋼の焼入れ性を高めて鋼板の強度を上昇させるのに有効な元素である。このような効果を十分に得るために、Mn含有量は0.80%以上とする。Mn含有量は1.00%以上、1.20%以上、1.40%以上又は1.60%以上であってもよい。

一方、Mnを過度に含有すると、MnがP、Sとの共偏析を助長するだけでなく、耐食性や耐水素脆化特性を劣化させる場合もある。このため、Mn含有量は3.50%以下とする。Mn含有量は3.40%以下、3.30%以下、3.20%以下、3.10%以下、3.00%以下、2.90%以下、2.80%以下、2.60%未満、2.55%以下、2.50%以下、2.50%未満、2.45%以下、2.40%以下、2.20%以下又は2.00%以下であってもよい。

[0022] [P : 0.0001~0.0200%]

Pは、旧オーステナイト粒界に偏析して粒界の脆化を促す元素である。Pを過度に含有すると、粒界脆化により耐水素脆化特性が著しく低下する。こ

のため、P含有量は0.0200%以下とする。P含有量は0.0180%以下、0.0150%以下、0.0120%以下又は0.0100%以下であってもよい。

耐水素脆化特性向上の観点からは、P含有量は少ないほど好ましい。しかしながら、P含有量を0.0001%未満に低減するためには精錬に多くの時間を要し、コストの大幅な増加を招く。このため、P含有量は0.0001%以上とする。P含有量は0.0005%以上、0.0010%以上又は0.0020%以上であってもよい。

[0023] [S : 0.0001~0.0200%]

Sは、鋼中でMnS等の非金属介在物を生成する元素である。Sを過度に含有すると、冷間加工時に割れの起点となる非金属介在物の生成が顕著となる。この場合、非金属介在物から割れが発生し、この割れが鋼材内を伝播することで耐水素脆化特性が劣化することがある。このため、S含有量は0.0200%以下とする。S含有量は0.0180%以下、0.0150%以下、0.0120%以下又は0.0100%以下であってもよい。

耐水素脆化特性向上の観点からは、S含有量は少ないほど好ましい。しかしながら、S含有量を0.0001%未満に低減するためには精錬に多くの時間を要し、コストの大幅な増加を招く。このため、S含有量は0.0001%以上とする。S含有量は0.0005%以上、0.0010%以上又は0.0020%以上であってもよい。

[0024] [Al : 0.001~1.000%]

Alは、鋼の脱酸剤として作用し、フェライトを安定化する元素である。このような効果を十分に得るために、Al含有量は0.001%以上とする。Al含有量は0.005%以上、0.010%以上、0.020%以上又は0.050%以上であってもよい。

一方、Alを過度に含有すると、粗大なAl酸化物が生成して割れの起点となる場合がある。また、この割れが鋼材内を伝播することで耐水素脆化特性が劣化する場合がある。このため、Al含有量は1.000%以下とする

。Al含有量は0.950%以下、0.900%以下、0.800%以下又は0.600%以下であってもよい。

[0025] [N : 0.0001~0.020%]

Nは、鋼板中で粗大な窒化物を形成し、鋼板の耐水素脆化特性を低下させる元素である。また、Nは、溶接時のブローホールの発生原因となる元素である。

したがって、N含有量は少ないほど好ましく、0.020%以下とする。N含有量は0.018%以下、0.016%以下、0.012%以下又は0.010%以下であってもよい。

一方、Nを0.0001%未満に低減するためには製造コストの大幅な増加を招く。このため、N含有量は0.0001%以上とする。N含有量は0.0005%以上、0.001%以上又は0.002%以上であってもよい。

[0026] [O : 0.0001~0.0200%]

Oは、酸化物を形成し、耐水素脆化特性を劣化させる元素である。特に、酸化物は介在物として存在する場合が多く、打抜き端面又は切断面に存在すると、端面に切り欠き状の傷や粗大なディンプルを形成することから、強加工時に、応力集中を招き、き裂形成の起点となり、大幅な加工性の劣化をもたらす場合がある。Oを過度に含有すると、耐水素脆化特性及び加工性の劣化の傾向が顕著となる。このため、O含有量は0.0200%以下とする。O含有量は0.0180%以下、0.0150%以下、0.0120%以下又は0.0100%以下であってもよい。

O含有量は少ないほど好ましい。しかしながら、O含有量を0.0001%未満に低減するためには製造コストの大幅な増加を招く。このため、O含有量は0.0001%以上とする。O含有量は0.0005%以上、0.0010%以上又は0.0015%以上であってもよい。

[0027] 本発明の実施形態に係る鋼板の基本化学組成は上記のとおりである。さらに、当該鋼板は、必要に応じて、残部のFeの一部に代えて以下の任意選択

元素のうち少なくとも1種を含有してもよい。例えば、鋼板は、C_o : 0~0.5000%、N_i : 0~1.000%、M_o : 0~1.000%、C_r : 0~2.000%、T_i : 0~0.500%、B : 0~0.0100%、N_b : 0~0.500%、V : 0~0.500%、C_u : 0~0.500%、W : 0~0.100%及びT_a : 0~0.100%からなる群より選択される少なくとも1種を含有してもよい。また、鋼板は、S_n : 0~0.100%、S_b : 0~0.100%及びA_s : 0~0.100%からなる群より選択される少なくとも1種を含有してもよい。また、鋼板は、M_g : 0~0.0500%、C_a : 0~0.050%、Y : 0~0.050%、Z_r : 0~0.050%、L_a : 0~0.050%及びC_e : 0~0.050%からなる群より選択される少なくとも1種を含有してもよい。以下、これらの任意選択元素について詳しく説明する。

[0028] [C_o : 0~0.5000%]

C_oは、炭化物の形態制御と鋼板の強度の増加とに有効な元素である。C_o含有量は0%であってもよいが、これらの効果を得るためには、C_o含有量は0.0010%以上であることが好ましい。C_o含有量は0.0100%以上、0.0200%以上、0.0500%以上又は0.1000%以上であってもよい。

一方、C_oを過度に含有すると、粗大なC_o炭化物が析出し、耐水素脆化特性が劣化する場合がある。このため、C_o含有量は0.5000%以下とする。C_o含有量は0.4000%以下、0.3000%以下又は0.2000%以下であってもよい。

[0029] [N_i : 0~1.000%]

N_iは、鋼板の強度上昇に有効な元素である。また、N_iは濡れ性の向上や合金化反応の促進にも効果のある元素である。N_i含有量は0%であってもよいが、これらの効果を得るためには、N_i含有量は0.001%以上であることが好ましい。N_i含有量は0.010%以上、0.020%以上、0.050%以上又は0.100%以上であってもよい。

一方、Niを過度に含有すると、耐水素脆化特性が低下する場合がある。このため、Ni含有量は1.000%以下とする。Ni含有量は0.900%以下、0.800%以下、0.600%以下又は0.300%以下であってもよい。

[0030] [Mo : 0~1.000%]

Moは、鋼板の強度の上昇に有効な元素である。また、Moは、連続焼鈍設備又は連続溶融亜鉛めっき設備での熱処理時に生じるフェライト変態を抑制する効果を有する元素である。Mo含有量は0%であってもよいが、これらの効果を得るためには、Mo含有量は0.001%以上であることが好ましい。Mo含有量は0.010%以上、0.020%以上、0.050%以上又は0.080%以上であってもよい。

一方、Moを過度に含有してもフェライト変態を抑制する効果が飽和するか、又は粗大な金属間化合物及び炭化物が形成して耐水素脆化特性が低下する場合がある。このため、Mo含有量は1.000%以下とする。Mo含有量は0.900%以下、0.800%以下、0.600%以下又は0.300%以下であってもよい。

[0031] [Cr : 0~2.000%]

Crは、パーライト変態を抑え、鋼の高強度化に有効な元素である。Cr含有量は0%であってもよいが、このような効果を得るためには、Cr含有量は0.001%以上であることが好ましい。Cr含有量は0.005%以上、0.010%以上、0.020%以上又は0.050%以上であってもよい。

一方、Crを過度に含有すると、中心偏析部に粗大なCr炭化物が形成され、耐水素脆化特性が低下する場合がある。このため、Cr含有量は2.000%以下とする。Cr含有量は1.800%以下、1.500%以下、1.000%以下又は0.500%以下であってもよい。

[0032] [Ti : 0~0.500%]

Tiは、析出物強化、フェライト結晶粒の成長抑制による細粒強化及び再

結晶の抑制を通じた転位強化にて、鋼板の強度上昇に寄与する元素である。

Ti含有量は0%であってもよいが、これらの効果を得るためには、Ti含有量は0.001%以上であることが好ましい。Ti含有量は0.005%以上、0.010%以上又は0.050%以上であってもよい。

一方、Tiを過度に含有すると、炭窒化物の析出が多くなり耐水素脆化特性が劣化する場合がある。このため、Ti含有量は0.500%以下とする。Ti含有量は0.450%以下、0.400%以下、0.300%以下又は0.100%以下であってもよい。

[0033] [B : 0~0.0100%]

Bは、オーステナイト温度域からの冷却過程において、フェライト及びパーライトの生成を抑え、ベイナイト又はマルテンサイト等の低温変態組織の生成を促す元素である。また、Bは鋼の高強度化に有益な元素である。B含有量は0%であってもよいが、これらの効果を得るためには、B含有量は0.0001%以上であることが好ましい。B含有量は0.0003%以上、0.0005%以上又は0.0010%以上であってもよい。

一方、Bを過度に含有すると、鋼中に粗大なB酸化物が生成する場合がある。この酸化物は、冷間加工時のボイドの発生起点となるので、粗大なB酸化物の生成によって耐水素脆化特性が劣化する場合がある。このため、B含有量は0.0100%以下とする。B含有量は0.0080%以下、0.0060%以下、0.0050%以下又は0.0020%以下であってもよい。

[0034] [Nb : 0~0.500%]

Nbは、炭化物の形態制御に有効な元素であり、組織の微細化による靱性の向上にも効果的な元素である。Nb含有量は0%であってもよいが、これらの効果を得るためには、Nb含有量は0.001%以上であることが好ましい。Nb含有量は0.002%以上、0.010%以上又は0.020%以上であってもよい。

一方、Nbを過度に含有すると、粗大なNb炭化物が生成する場合がある

。この粗大なNb炭化物は割れを生じさせやすく、耐水素脆化特性を劣化させる場合がある。このため、Nb含有量は0.500%以下とする。Nb含有量は0.450%以下、0.400%以下、0.300%以下又は0.100%以下であってもよい。

[0035] [V : 0~0.500%]

Vは、析出物強化、フェライト結晶粒の成長抑制による細粒強化、及び再結晶の抑制を通じた転位強化にて、鋼板の強度上昇に寄与する元素である。V含有量は0%であってもよいが、これらの効果を得るためには、V含有量は0.001%以上であることが好ましい。V含有量は0.002%以上、0.010%以上又は0.020%以上であってもよい。

一方、Vを過度に含有すると、炭窒化物の析出が多くなり耐水素脆化特性が劣化する場合がある。このため、V含有量は0.500%以下とする。V含有量は0.450%以下、0.400%以下、0.300%以下又は0.100%以下であってもよい。

[0036] [Cu : 0~0.500%]

Cuは、鋼板の強度の向上に有効な元素である。Cu含有量は0%であってもよいが、このような効果を得るためには、Cu含有量は0.001%以上であることが好ましい。Cu含有量は0.002%以上、0.010%以上又は0.030%以上であってもよい。

一方、Cuを過度に含有すると、耐水素脆化特性が劣化する場合がある。また、Cu含有量が多いと、熱間圧延中に鋼材が脆化し、熱間圧延が困難となる場合もある。このため、Cu含有量は0.500%以下とする。Cu含有量は0.450%以下、0.400%以下、0.300%以下又は0.100%以下であってもよい。

[0037] [W : 0~0.100%]

Wは、鋼板の強度上昇に有効な元素である。また、Wは析出物や晶出物を形成する。Wを含有する析出物及び晶出物は水素トラップサイトとなるので、Wは、耐水素脆化特性の向上に有効な元素である。W含有量は0%であつ

てもよいが、これらの効果を得るためには、W含有量は0.001%以上であることが好ましい。W含有量は0.002%以上、0.005%以上又は0.010%以上であってもよい。

一方、Wを過度に含有すると、粗大なW析出物又は晶出物が生成する場合がある。この粗大なW析出物又は晶出物は割れを生じさせやすく、比較的低い負荷応力で鋼材内をこの割れが伝播する場合がある。このため、粗大なW析出物又は晶出物が生成すると、耐水素脆化特性が劣化する場合がある。このため、W含有量は0.100%以下とする。W含有量は0.080%以下、0.060%以下、0.050%以下又は0.030%以下であってもよい。

[0038] [T a : 0~0.100%]

T aは、炭化物の形態制御と鋼板の強度の増加とに有効な元素である。T a含有量は0%であってもよいが、これらの効果を得るためには、T a含有量は0.001%以上とであることが好ましい。T a含有量は0.002%以上、0.005%以上又は0.010%以上であってもよい。

一方、T aを過度に含有すると、微細なT a炭化物が多数析出し、鋼板の強度上昇に伴って延性が低下したり、耐曲げ性や耐水素脆化特性が低下したりする場合がある。このため、T a含有量は0.100%以下とする。T a含有量は0.080%以下、0.060%以下、0.050%以下又は0.020%以下であってもよい。

[0039] [S n : 0~0.100%]

S nは、鋼原料としてスクラップを用いた場合に鋼中に含有される元素である。S n含有量が多いと、粒界の脆化によって耐水素脆化特性が低下する場合がある。このため、S n含有量は0.100%以下とする。S n含有量は0.060%以下、0.030%以下又は0.020%以下であってもよい。

S n含有量は少ないほど好ましく0%でもよいが、S n含有量を0.001%未満に低減するためには精錬に多くの時間を要し、コストの大幅な増加

を招く。このため、S n含有量は0.001%以上であってもよい。S n含有量は0.002%以上、0.005%以上又は0.010%以上であってもよい。

[0040] [S b : 0~0.100%]

S bは、S nと同様に鋼原料としてスクラップを用いた場合に含有される元素である。また、S bは、粒界に強く偏析し粒界の脆化及び延性の低下を招く元素である。このため、S b含有量は0.100%以下とする。S b含有量は0.040%以下、0.030%以下又は0.020%以下であってもよい。

S b含有量は少ないほど好ましく0%でもよいが、S b含有量を0.001%未満に低減するためには精錬に多くの時間を要し、コストの大幅な増加を招く。このため、S b含有量は0.001%以上であってもよい。S b含有量は0.002%以上、0.005%以上又は0.008%以上であってもよい。

[0041] [A s : 0~0.100%]

A sは、S n及びS bと同様に鋼原料としてスクラップを用いた場合に含有される元素である。また、A sは、粒界に強く偏析し粒界の脆化及び延性の低下を招く元素である。このため、A s含有量は0.100%以下とする。A s含有量は0.040%以下、0.030%以下又は0.020%以下であってもよい。

A s含有量は少ないほど好ましく0%でもよいが、A s含有量を0.001%未満に低減するためには精錬に多くの時間を要し、コストの大幅な増加を招く。このため、A s含有量は0.001%以上であってもよい。A s含有量は0.002%以上、0.003%以上又は0.005%以上であってもよい。

[0042] [M g : 0~0.0500%]

M gは、微量の含有で硫化物の形態を制御できる元素である。M g含有量は0%であってもよいが、このような効果を得るためには、M g含有量は0

、0.0001%以上であることが好ましい。Mg含有量は0.0005%以上、0.0010%以上、0.0015%以上又は0.0020%以上であってもよい。

一方、Mgを過度に含有すると、粗大な介在物が形成されて耐水素脆化特性が低下する場合がある。このため、Mg含有量は0.0500%以下とする。Mg含有量は0.0300%以下、0.0100%以下、0.0050%以下又は0.0030%以下であってもよい。

[0043] [Ca : 0~0.050%]

Caは、脱酸元素として有用であり、硫化物の形態制御にも効果を奏する元素である。Ca含有量は0%であってもよいが、これらの効果を得るためには、Ca含有量は0.0001%以上とすることが好ましい。Ca含有量は0.0005%以上、0.001%以上又は0.002%以上であってもよい。

一方、Caを過度に含有すると、粗大な介在物が形成されて耐水素脆化特性が低下する場合がある。このため、Ca含有量は0.050%以下とする。Ca含有量は0.030%以下、0.010%以下、0.005%以下又は0.003%以下であってもよい。

[0044] [Y : 0~0.050%]

Yは、Mg等と同様に微量の含有で硫化物の形態を制御できる元素である。Y含有量は0%であってもよいが、このような効果を得るためには、Y含有量は0.0001%以上であることが好ましい。Y含有量は0.0005%以上、0.001%以上又は0.002%以上であってもよい。

一方、Yを過度に含有すると、粗大なY酸化物が生成して耐水素脆化特性が低下する場合がある。このため、Y含有量は0.050%以下とする。Y含有量は0.030%以下、0.010%以下、0.005%以下又は0.003%以下であってもよい。

[0045] [Zr : 0~0.050%]

Zrは、Mg等と同様に微量の含有で硫化物の形態を制御できる元素であ

る。Zr含有量は0%であってもよいが、このような効果を得るためには、Zr含有量は0.0001%以上であることが好ましい。Zr含有量は0.0005%以上、0.001%以上又は0.002%以上であってもよい。

一方、Zrを過度に含有すると、粗大なZr酸化物が生成して耐水素脆化特性が低下する場合がある。このため、Zr含有量は0.050%以下とする。Zr含有量は0.030%以下、0.010%以下、0.005%以下又は0.003%以下であってもよい。

[0046] [La : 0~0.050%]

Laは、Mg等と同様に微量の含有で硫化物の形態を制御できる元素である。La含有量は0%であってもよいが、このような効果を得るためには、La含有量は0.0001%以上であることが好ましい。La含有量は0.0005%以上、0.001%以上又は0.002%以上であってもよい。

一方、Laを過度に含有すると、La酸化物が生成して耐水素脆化特性が低下する場合がある。このため、La含有量は0.050%以下とする。La含有量は0.030%以下、0.010%以下、0.005%以下又は0.003%以下であってもよい。

[0047] [Ce : 0~0.050%]

Ceは、Mg等と同様に微量の含有で硫化物の形態を制御できる元素である。Zr含有量は0%であってもよいが、このような効果を得るためには、Ce含有量は0.0001%以上であることが好ましい。Ce含有量は0.0005%以上、0.001%以上又は0.002%以上であってもよい。

一方、Ceを過度に含有すると、Ce酸化物が生成して耐水素脆化特性が低下する場合がある。このため、Ce含有量は0.050%以下とする。Ce含有量は0.030%以下、0.010%以下、0.005%以下又は0.003%以下であってもよい。

[0048] 本発明の実施形態に係る鋼板において、上記の元素以外の残部は、Fe及び不純物からなる。不純物とは、鋼板を工業的に製造する際に、鉱石やスクラップ等のような原料を始めとして、製造工程の種々の要因によって混入す

る成分等である。

[0049] 本発明の実施形態に係る鋼板の化学組成は、一般的な分析方法によって測定すればよい。例えば、JIS G 1201:2014に準じて切粉に対するICP-AES (Inductively Coupled Plasma-Atomic Emission Spectrometry) を用いて測定すればよい。具体的には、例えば、鋼板から35mm角の試験片を取得し、これを板厚1/2位置まで研削し、その研削面を島津製作所製ICPS-8100等(測定装置)により、予め作成した検量線に基づいた条件で測定することにより特定することができる。ICP-AESで測定できないC及びSは燃焼-赤外線吸収法を用い、Nは不活性ガス融解-熱伝導度法を用い、Oは不活性ガス融解-非分散型赤外線吸収法を用いて測定すればよい。鋼板の表面に被覆層を備える場合は、機械研削により被覆層を除去してから化学組成の分析を行えばよい。

[0050] [鋼板の好ましいミクロ組織]

本発明の実施形態に係る鋼板のミクロ組織は、引張強さが1500MPa以上の要件を満たす任意のミクロ組織であってよい。より詳しくは、本発明は、上記のとおり、高強度でかつ曲げ加工部の耐水素脆化特性に優れた鋼板を提供することを目的とするものであって、1500MPa以上の引張強さを有する高強度鋼板において、室温でのシャルピー衝撃試験におけるマクロな脆化破面の割合を35.0%以下に制御するとともに、鋼板の少なくとも一方の表面から板厚の10%までの領域における平均ビッカース硬さHsを板厚1/2位置における平均ビッカース硬さHcの0.95倍以下に制御することによって当該目的を達成するものである。したがって、鋼板のミクロ組織は、本発明の目的を達成する上で必須の技術的特徴でないことは明らかである。以下、本発明の実施形態に係る1500MPa以上の引張強さを有する鋼板のための好ましいミクロ組織について詳しく説明するが、これらの説明は、1500MPa以上の引張強さを有する鋼板の単なる例示を意図するものであって、本発明をこのような特定のミクロ組織を有する鋼板に限定

することを意図するものではない。また、本発明の実施形態に係る鋼板では、上記のとおり、鋼板の表層部分が軟質化されているため、鋼板の表層部分と内層部分とでミクロ組織が異なる場合がある。したがって、以下では、鋼板の軟質化されていない部分を代表して板厚 1 / 2 位置におけるミクロ組織が規定される。

[0051] [マルテンサイト及び焼き戻しマルテンサイト：合計で 93.0%超]

鋼板の板厚 1 / 2 位置におけるミクロ組織は、特に限定されないが、面積率で、マルテンサイト及び焼き戻しマルテンサイト：合計で 93.0%超を含むものであってよい。先に説明した所定の化学組成、特に 0.15%以上の C 含有量を有するとともに、板厚 1 / 2 位置においてマルテンサイト及び焼き戻しマルテンサイトを面積率で 93.0%超含むことで、1500MPa 以上の引張強さを確実に達成することが可能となる。マルテンサイト及び焼き戻しマルテンサイトの合計の面積率は 95.0%以上又は 97.0%以上であってもよい。マルテンサイト及び焼き戻しマルテンサイトの合計の面積率の上限は、特に限定されず 100%であってもよい。例えば、マルテンサイト及び焼き戻しマルテンサイトの面積率は 99.0%以下又は 98.0%以下であってもよい。

[0052] [フェライト：7.0%未満]

鋼板の板厚 1 / 2 位置におけるミクロ組織は、特に限定されないが、面積率で、フェライト：7.0%未満を含むものであってよい。フェライトは軟質な組織であるため、硬質組織である上記のマルテンサイト及び焼き戻しマルテンサイトの面積率 93.0%超に対して当該フェライトの面積率を 7.0%未満に制限することで、1500MPa 以上の引張強さを確実に達成することが可能となる。フェライトの面積率は 5.0%以下又は 3.0%以下であってもよく、例えば 0%であってもよい。一方で、フェライトは、上記のとおり軟質な組織であるため変形しやすく、鋼板の延性向上に寄与する。したがって、鋼板の延性向上の観点から、フェライトの面積率は 1.0%以上又は 2.0%以上であってもよい。

[0053] [残部組織：ベイナイト、パーライト及び残留オーステナイトの少なくとも1種]

マルテンサイト及び焼き戻しマルテンサイト並びにフェライト以外の残部組織は、面積率で0%であってもよいが、残部組織が存在する場合には、当該残部組織はベイナイト、パーライト及び残留オーステナイトの少なくとも1種であってよい。残部組織の面積率は、特に限定されないが、例えば0～7.0%未満、0～5.0%、0～3.0%であってもよい。一方で、残部組織の面積率を0%とするには、鋼板の製造過程において高度な制御を要するため、歩留まりの低下を招く場合がある。したがって、残部組織の面積率は1.0%以上であってもよい。

[0054] [ミクロ組織の同定及び算出]

[マルテンサイト及び焼き戻しマルテンサイト]

鋼板の板厚1/2位置におけるミクロ組織の同定及び算出は以下のようにして行われる。まず、鋼板の圧延方向に平行な板厚断面を有する試料を採取し、当該断面を観察面とする。この観察面をナイトール試薬でエッチングし、エッチングされた観察面のうち、鋼板表面から板厚の1/2位置を中心とする100 μ m \times 100 μ mの領域を観察領域とする。この観察領域を電界放射型走査型電子顕微鏡（FE-SEM）を用いた電子チャネリングコントラスト像により1000～50000倍にて観察する。電子チャネリングコントラスト像は、結晶粒内の結晶方位差を像のコントラストの差として検出する手法であり、マルテンサイト及び焼き戻しマルテンサイトはこの電子チャネリングコントラストで撮影した画像から合計の面積率を求める。これらの組織はフェライトよりもエッチングされにくいいため、組織観察面上では凸部として存在する。焼き戻しマルテンサイトは、ラス状の結晶粒の集合であり、内部に長径20nm以上の鉄系炭化物を含み、その炭化物が複数のバリエーションすなわち異なる方向に伸長した複数の鉄系炭化物群に属するものである。また、残留オーステナイトも組織観察面上では凸部で存在する。このため、上記の手順で求めた凸部の面積率を、後述の手順で測定する残留

オーステナイトの面積率で差し引くことにより、マルテンサイト及び焼き戻しマルテンサイトの合計の面積率を正しく測定することが可能となる。

[0055] [フェライト]

フェライトの面積率は、上記の電子チャネリングコントラスト像により、同様に鋼板表面から板厚の1/2位置を中心とする $100\mu\text{m} \times 100\mu\text{m}$ の領域を観察することにより求める。電子チャネリングコントラスト像において均一な中間明度（グレー）のコントラストとして認識できる領域がポリゴナルフェライトであり、これをフェライトと判断する。このような明度の判定は当業者であれば通常の組織観察として実施される程度のものである。なお、この均一な中間明度のコントラストとして認識される領域は、エッチングにより腐食されやすい領域であり、表面形態的には凹部となっている。35 $\mu\text{m} \times 25\mu\text{m}$ の電子チャネリングコントラスト像8視野を、画像解析の方法で、各視野でのポリゴナルフェライトの面積率を算出し、それらの平均値をフェライトの面積率とする。

[0056] [ベイナイト、パーライト及び残留オーステナイト]

残留オーステナイトの面積率は、X線を用いた測定により算出される。まず、試料の板面から板厚方向に板厚の1/2位置までを機械研磨及び化学研磨により除去する。次いで、研磨後の試料に対して特性X線としてMoK α 線を用いて得られた、bcc相の(200)、(211)及びfcc相の(200)、(220)、(311)の回折ピークの積分強度比から、残留オーステナイトの組織分率を算出し、これを残留オーステナイトの面積率とする。また、パーライト及びベイナイトは上記の電子チャネリングコントラストで撮影した画像から面積率を求める。パーライトは板状の炭化物とフェライトが並んだ組織である。また、ベイナイトは、ラス状の結晶粒の集合であり、内部に長径20nm以上の鉄系炭化物を含まないもの、又は、内部に長径20nm以上の鉄系炭化物を含み、その炭化物が単一のバリエーションすなわち同一方向に伸張した鉄系炭化物群に属するものである。ここで、同一方向に伸張した鉄系炭化物群とは、鉄系炭化物群の伸長方向の差異が5°以内

であるものをいう。

[0057] $[H_s / H_c \leq 0.95]$

本発明の実施形態においては、鋼板の少なくとも一方の表面（鋼板の表面にめっき層等の被覆層が存在する場合には、被覆層と鋼板の界面）から板厚の10%までの領域における平均ビッカース硬さ H_s は、板厚1/2位置における平均ビッカース硬さ H_c の0.95倍以下である。一般に、1500MPa以上の高強度鋼板においては、十分な曲げ加工性が得られない場合があり、また曲げ加工部では比較的大きな塑性ひずみが付与されるため、水素脆化が生じやすいという問題がある。しかしながら、本発明の実施形態によれば、鋼板の少なくとも一方、好ましくは両方の表面から板厚の10%までの領域における平均ビッカース硬さ H_s を板厚1/2位置における平均ビッカース硬さ H_c の0.95倍以下に制御して鋼板の表層を軟質化することにより、曲げ加工性を顕著に改善するとともに、曲げ加工部において水素脆化を起こさない上限の水素量すなわち限界水素量を増加させることが可能となる。また、上記のとおり、鋼板の両方の表面において $H_s / H_c \leq 0.95$ を満たすことが好ましいものの、鋼板の少なくとも一方の表面においてのみ $H_s / H_c \leq 0.95$ を満たす実施形態も当然に本発明に包含される。なぜならば、いずれか一方の表面でも $H_s / H_c \leq 0.95$ を満たせば、両方の表面で $H_s / H_c \leq 0.95$ を満たさない場合と比較して、曲げ加工性を顕著に改善するとともに、曲げ加工部において限界水素量を増加させることが可能となるからである。したがって、後で詳しく説明するマクロな脆化破面の割合の制御と組み合わせることにより、1500MPa以上の非常に高い引張強さを有する鋼板においても、曲げ加工部の耐水素脆化特性を顕著に向上させることが可能となる。これらの効果を向上させる観点からは、 H_s は H_c に対してより小さい値であることが好ましく、例えば、 H_s は H_c の0.92倍以下、0.90倍以下、0.88倍以下、0.85倍以下、0.82倍以下、0.80倍以下、0.78倍以下、0.75倍以下又は0.70倍以下であってもよい。一方で、下限は特に限定されず、任意の適切な値を

選択することができる。例えば、 H_s は H_c の0.20倍以上又は0.30倍以上であってもよいが、鋼板のより高い強度を確保する観点から、例えば、 H_s は H_c の0.40倍以上、0.45倍以上又は0.50倍以上であってもよい。

[0058] [H_s 及び H_c の測定]

本発明において、「表面から板厚の10%までの領域における平均ビッカース硬さ H_s 」及び「板厚1/2位置における平均ビッカース硬さ H_c 」は、以下のようにして決定され、ビッカース硬さ試験については、JIS Z 2244-1:2020に準拠して行われる。まず、鋼板の端部から50mm以上離れた任意の位置から表面に垂直な断面（板厚断面）が観察できるように試験片を切り出す。試験片の表面（試験片の表面にめっき層等の被覆層が存在する場合には、被覆層と母材の界面）から2 μ mの深さ位置から板厚の1/10深さ位置までを9等分した10点の深さ位置でのビッカース硬さを押し込み荷重10g重で測定し、それらの平均値が表面から板厚の10%までの領域における平均ビッカース硬さ H_s として決定される。次に、試験片の板厚1/2位置でのビッカース硬さを押し込み荷重10g重で測定し、次いでその位置から板厚方向に垂直な方向でかつ圧延方向に平行な線上に同様に押し込み荷重10g重で合計5点以上、例えば10点のビッカース硬さを測定し、それらの平均値が板厚1/2位置における平均ビッカース硬さ H_c として決定される。板厚1/2位置における各測定点の間隔は、圧痕の4倍以上の距離とすることが好ましい。圧痕の4倍以上の距離とは、ビッカース硬さの測定の際にダイヤモンド圧子によって生じた圧痕の矩形状開口における対角線の長さの4倍以上の距離を意味するものである。こうして得られた H_s と H_c に基づいて H_s/H_c の値が決定される。鋼板の両側の表層部分が軟質化される場合には、上で説明したのと同様に測定することで、他方の側の表面から板厚の10%までの領域における平均ビッカース硬さ H_s が決定される。

[0059] [$0.10 \leq C_s/C_c \leq 0.90$]

本発明の実施形態においては、鋼板の少なくとも一方の表面（鋼板の表面にめっき層等の被覆層が存在する場合には、被覆層と鋼板の界面）から板厚の10%までの領域における平均炭素濃度 C_s は、母材の平均炭素濃度 C_c の0.10~0.90倍であることが好ましい。鋼板の少なくとも一方の表面から板厚の10%までの領域における平均炭素濃度 C_s を母材の平均炭素濃度 C_c の0.90倍以下に制御することで、確実に鋼板の少なくとも一方の表面から板厚の10%までの領域における平均ビッカース硬さ H_s を板厚1/2位置における平均ビッカース硬さ H_c の0.95倍以下に制御することができる。したがって、耐水素脆化特性の向上に加えて、曲げ加工性の改善の観点でも非常に有効である。また、鋼板の両方の表面に関する C_s を母材の平均炭素濃度 C_c の0.90倍以下に制御すること、すなわち鋼板の両方の表面において $C_s/C_c \leq 0.90$ を満たすことが好ましいものの、鋼板の少なくとも一方の表面においてのみ $C_s/C_c \leq 0.90$ を満たす実施形態も当然に本発明に包含される。なぜならば、いずれか一方の表面でも $C_s/C_c \leq 0.90$ を満たせば、両方の表面で $C_s/C_c \leq 0.90$ を満たさない場合と比較して、十分な効果を達成することができるからである。これらの効果をさらに向上させる観点からは、 C_s は C_c に対してより小さい値であることが好ましく、例えば、 C_s は C_c の0.85倍以下、0.80倍以下、0.75倍以下、0.70倍以下、0.65倍以下、0.60倍以下又は0.55倍以下であってもよい。一方で、鋼板のより高い強度を確保する観点から、 C_s は C_c の0.10倍以上であることが好ましく、例えば0.15倍以上、0.20倍以上、0.25倍以上、0.30倍以上、0.35倍以上又は0.40倍以上であってもよい。

[0060] [C_s及びC_cの測定]

本発明において、「表面から板厚の10%までの領域における平均炭素濃度 C_s 」及び「母材の平均炭素濃度 C_c 」は、高周波グロー放電発光分析装置（GDS）を用いて以下のようにして決定される。具体的には、鋼板の表面をAr雰囲気にし、電圧をかけてグロープラズマを発生させた状態で、鋼

板表面をスパッタリングさせながら深さ方向に分析する方法を用いる。そして、グロープラズマ中で原子が励起されて発せられる元素特有の発光スペクトル波長から、材料に含まれる元素を同定し、同定した元素の発光強度を見積もる。深さ方向のデータは、スパッタ時間から見積もることができる。具体的には、予め標準サンプルを用いてスパッタ時間とスパッタ深さとの関係を求めておくことで、スパッタ時間をスパッタ深さに変換することができる。したがって、スパッタ時間から変換したスパッタ深さを、材料の表面からの深さと定義することができる。得られた発光強度は検量線を作製することで質量%に換算する。このようにして測定した表面（鋼板の表面にめっき層等の被覆層が存在する場合には、被覆層と鋼板の界面）から板厚の0.1～10%までの領域における平均炭素濃度を C_s として決定する。一方、炭素の発光強度が十分安定している深さ範囲でその発光強度の平均値を算出し、例えば鋼板の表面から板厚の15～25%までの領域におけるCの発光強度の平均値を算出し、これを母材の平均炭素濃度 C_c として決定する。こうして得られた C_s と C_c に基づいて C_s/C_c の値が決定される。鋼板の両側の表層部分が軟質化される場合には、上で説明したのと同様に測定することで、他方の側の表面から板厚の10%までの領域における平均炭素濃度 C_s が決定される。

[0061] 上で示した脱炭による $0.10 \leq C_s/C_c \leq 0.90$ の制御は、鋼板の表層部分における所望の軟質化すなわち $H_s/H_c \leq 0.95$ を達成するための1つの好ましい手段にすぎない。言い換えれば、本発明の実施形態に係る $H_s/H_c \leq 0.95$ の特徴は、当業者に公知の任意の適切な手段によって達成することが可能である。例えば、 $H_s/H_c \leq 0.95$ の特徴は、鋼板の表層部分における組織を、適切な熱処理等を施すことで鋼板の内部と比較してより粗大な組織に改質し、それによって当該表層部分を軟質化することにより達成することも可能である。あるいはまた、 $H_s/H_c \leq 0.95$ の特徴は、鋼板の表層部分における組織を鋼板の内部と比較して軟質の組織によって構成することにより達成することも可能である。

[0062] [室温でのシャルピー衝撃試験におけるマクロな脆化破面の割合：35.0%以下]

本発明の実施形態に係る鋼板では、室温（約25℃）でのシャルピー衝撃試験におけるマクロな脆化破面の割合は35.0%以下である。本発明において、マクロな脆化破面の割合とは、鋼板表層の軟質化された部分を除く母材部分における脆化破面の割合を意味するものである。本発明者らは、室温でのシャルピー衝撃試験におけるマクロな脆化破面の割合が、ミクロ組織中で水素脆化割れの起点となる旧オーステナイト粒界の脆化と密接に関係していることを見出し、この母材部分の脆化への抵抗力が高いと、鋼板の耐水素脆化特性を改善できることを見出した。具体的には、室温でのシャルピー衝撃試験におけるこのようなマクロな脆化破面の割合を35.0%以下に制限することにより鋼板の耐水素脆化特性を確実に改善することができ、さらに上で説明した鋼板の表層部分における所定の軟質化と組み合わせることで、1500MPa以上の非常に高い引張強さを有する鋼板においても、曲げ加工部の耐水素脆化特性を顕著に向上させることが可能となる。耐水素脆化特性向上の観点からは、室温でのシャルピー衝撃試験におけるマクロな脆化破面の割合は小さいほど好ましく、例えば30.0%以下、25.0%以下、20.0%以下又は15.0%以下であってもよい。一方で、下限は特に限定されず、0%であってもよい。例えば、室温でのシャルピー衝撃試験におけるマクロな脆化破面の割合は、0.1%以上、0.2%以上、0.4%以上、0.6%以上、0.8%以上、1.0%以上、3.0%以上又は5.0%以上であってもよい。

[0063] [マクロな脆化破面の割合の測定]

本発明において、室温でのシャルピー衝撃試験におけるマクロな脆化破面の割合は、以下のようにして決定される。まず、鋼板からJIS Z 2242：2018で規定する長さ55mm、幅10mm及び所定の鋼板厚さのVノッチ試験片を採取する。鋼板表層の軟質化された部分（片面当たり板厚の約10%、鋼板の両面が軟質化されている場合は鋼板の各表面で約10%

)を研削により取り除き、表層部分を取り除いた鋼板の厚さが2.5超~5mmの場合は2枚重ねてボルトで締結したものを試験片の厚さとし、鋼板の厚さが2.5mm以下の場合は3枚重ねてボルトで締結したものを試験片の厚さとする。試験片の長手方向は板幅方向であり、ノッチは圧延方向に破壊が伝播するように設けられる。このVノッチ試験片に基づいてJIS Z 2242:2018の規定に準拠して室温(約25℃)でシャルピー衝撃試験を行う。次いで、シャルピー衝撃試験後の試験片の破面を観察して全破面の面積に対する脆性破面の面積の割合を画像解析ソフトにて算出し、室温でのシャルピー衝撃試験におけるマクロな脆化破面の割合として決定する。

[0064] [板厚1/8位置から板厚1/2位置における旧オーステナイト粒界のP偏析量:3.5原子%以下]

Pは、旧オーステナイト粒界に偏析して粒界の脆化を促す元素であり、それゆえ上記のマクロな脆化破面の割合を制御する上で非常に重要な元素である。今回、本発明者らは、鋼板の板厚1/8位置から板厚1/2位置における旧オーステナイト粒界のP偏析量を3.5原子%以下に低減することで、上記のマクロな脆化破面の割合を確実に35.0%以下に制御することができ、その結果として鋼板の耐水素脆化特性を顕著に向上させることができることを見出した。耐水素脆化特性向上の観点からは、上記旧オーステナイト粒界のP偏析量は低いほど好ましく、例えば3.2原子%以下、3.0原子%以下、2.5原子%以下又は2.0原子%以下であってもよい。一方で、下限は特に限定されず、理想的には0原子%である。しかしながら、鋼板のP含有量を0質量%又はそれに近いレベルまで低減することが製造コスト的に困難であると同様に、鋼板の板厚1/8位置から板厚1/2位置における旧オーステナイト粒界のP偏析量を0原子%まで低減することも現実的に困難である。したがって、当該P偏析量は、例えば0.1原子%以上、0.2原子%以上、0.3原子%以上、0.5原子%以上又は1.0原子%以上であってもよい。

[0065] [P偏析量の測定]

本発明において、鋼板の板厚 $1/8$ 位置から板厚 $1/2$ 位置における旧オーステナイト粒界の P 偏析量は、以下のようにして決定される。まず、鋼板の端面から 50 mm 以上離れた位置から、試験片を採取する。この際、試験片の表裏面を機械研削で仕上げる。また、鋼板表面に被覆層（例えばめっき層）を有する場合は被覆層を除去し、鋼板の試験片の表裏面を機械研削で仕上げる。この際、板厚 $1/8$ 位置から板厚 $1/2$ 位置が測定可能であれば、板厚は特に指定されないが、板厚が 1.2 mm となるように、試験片の表裏面を同量ずつ機械研削によって除去してもよい。長さ 20 mm、幅 3.2 mm の試験片に加工し、長さ 11.5 mm の位置に角度が 45° の V ノッチを挿入する。試験片を 20% チオシアン酸アンモニウム溶液に浸漬させる。この際、浸漬させる時間は特に限定されず、オージェ電子発光分光分析装置内にセッティングして破壊した際に旧オーステナイト粒界が露出する条件であればよく、例えば 48 時間としてもよい。浸漬完了後 10 分以内に試験片の表裏面に亜鉛めっきを施す。めっき後は速やかに試験片をオージェ電子発光分光分析に供して破壊する。この際、めっき後から試験片を破壊するまでの時間は、1.5 時間以内であることが好ましく、より好ましくは 0.5 時間以内とする。試験片をオージェ電子発光分光分析装置内にセッティングし、試験片のノッチ部分から破壊して、旧オーステナイト粒界を露出させる。この際、装置は電界放出形オージェ電子分光分析器であればよく機種は特に限定されないが、ULVAC-PHI 社製の PHI 680 を用いてもよく、測定条件として加速電圧を 10 keV、照射電流を 10 nA としてもよい。露出した旧オーステナイト粒界に 1~30 keV の加速電圧で電子線を照射し、当該粒界における P の原子%を測定する。表面から板厚 $1/8$ 位置から板厚 $1/2$ 位置における 10 箇所の旧オーステナイト粒界において測定を実施する。粒界の汚染を防ぐため、破壊後は迅速に測定を完了させることが好ましく、30 分以内に測定を完了させてもよい。得られた P の原子%の平均値を算出し、鋼板の板厚 $1/8$ 位置から板厚 $1/2$ 位置における旧オーステナイト粒界の P 偏析量として決定する。

[0066] [板厚]

本発明の実施形態に係る鋼板は、一般的に0.6～6.0mmの板厚を有する。特に限定されないが、板厚は1.0mm以上、1.2mm以上若しくは1.4mm以上であってもよく、及び／又は5.0mm以下、4.0mm以下、3.0mm以下若しくは2.5mm以下であってもよい。

[0067] [被覆層]

本発明の実施形態に係る鋼板は、耐食性の向上等を目的として、少なくとも一方の表面、好ましくは両方の表面に被覆層、例えばめっき層をさらに含んでもよい。特に限定されないが、被覆層は、例えば、亜鉛、アルミニウム、マグネシウム及びそれらの合金からなる群より選択される少なくとも1種を含む。より具体的には、被覆層は、溶融めっき層又は電気めっき層であってもよい。溶融めっき層は、例えば、溶融亜鉛めっき層、合金化溶融亜鉛めっき層、溶融アルミニウムめっき層、溶融Zn-Al合金めっき層、溶融Zn-Al-Mg合金めっき層、溶融Zn-Al-Mg-Si合金めっき層等を含む。電気めっき層は、例えば、電気亜鉛めっき層、電気Zn-Ni合金めっき層等を含む。好ましくは、被覆層は、溶融亜鉛めっき層、合金化溶融亜鉛めっき層、又は電気亜鉛めっき層である。被覆層の付着量は、特に制限されず一般的な付着量でよい。

[0068] [機械的特性]

本発明の実施形態に係る鋼板は、1500MPa以上の引張強さを有する。引張強さは、好ましくは1600MPa以上、1700MPa以上又は1800MPa以上である。本発明の実施形態に係る鋼板によれば、このような非常に高い引張強さを有するにもかかわらず、上で説明したマクロな脆化破面の割合の適切な制御と鋼板の表層部分における所定の軟質化との組み合わせにより曲げ加工部の耐水素脆化特性を顕著に向上させることができる。引張強さの上限は特に限定されないが、例えば、引張強さは2300MPa以下、2200MPa以下又は2100MPa以下であってもよい。さらに、本発明の実施形態に係る鋼板によれば、優れた曲げ加工性を達成すること

ができ、より具体的には4.0%以上の全伸びを達成することができる。全伸びは、好ましくは5.0%以上、より好ましくは6.0%以上又は7.0%以上である。上限は特に限定されないが、例えば、全伸びは12.0%以下又は10.0%以下であってもよい。引張強さ及び全伸びは、試験片の長手方向が鋼板の圧延直角方向と平行になる向きから採取したJIS5号試験片に基づいてJIS Z 2241:2011に準拠した引張試験を行うことで測定される。

[0069] 本発明の実施形態に係る鋼板は、上記のように、1500MPa以上の非常に高い引張強さを有するにもかかわらず、耐水素脆化特性に優れ、さらには曲げ加工性にも優れるため、例えば自動車の骨格部材や、バンパー、その他、強度が必要な他の構造部材及び補強部材としての使用に非常に有用であるととも、高強度に加えて、高い曲げ加工性が求められる用途においても非常に適している。

[0070] <鋼板の製造方法>

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

[0071] 本発明の実施形態に係る鋼板の製造方法は、

鋼板に関連して上で説明した化学組成を有するスラブを1100~1300℃の温度に加熱し、次いで仕上げ圧延し、仕上げ圧延された鋼板を20℃/秒以上の平均冷却速度で500℃以下まで冷却して巻き取ることを含む熱間圧延工程であって、前記仕上げ圧延の終了温度が850~1050℃である熱間圧延工程、

得られた熱延鋼板を酸洗する酸洗工程、

酸洗された熱延鋼板を35~80%の圧下率で冷間圧延する冷間圧延工程

、

得られた冷延鋼板を焼鈍する工程であって、前記焼鈍は、前記冷延鋼板を

露点が $-30.0 \sim 10.0^{\circ}\text{C}$ 及び水素濃度が $1.0 \sim 10.0\%$ の雰囲気中 700°C 以上の温度に加熱して $830 \sim 900^{\circ}\text{C}$ の最高加熱温度にて $20 \sim 150$ 秒間保持し、次いで $400 \sim 600^{\circ}\text{C}$ の温度域での滞留時間を $2 \sim 350$ 秒に制限することを含む焼鈍工程、及び

前記冷延鋼板を $20^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上の平均冷却速度で室温まで冷却する冷却工程

を含むことを特徴としている。以下、各工程について詳しく説明する。

[0072] [熱間圧延工程]

[スラブの加熱]

まず、鋼板に関連して上で説明した化学組成を有するスラブが加熱される。使用するスラブは、生産性の観点から連続鋳造法において鋳造することが好ましいが、造塊法又は薄スラブ鋳造法によって製造してもよい。使用されるスラブは、高強度鋼板を得るために合金元素を比較的多く含有している。このため、スラブを熱間圧延に供する前に加熱して合金元素をスラブ中に固溶させる必要がある。加熱温度が 1100°C 未満であると、合金元素がスラブ中に十分に固溶せずに粗大な合金炭化物が残り、熱間圧延中に脆化割れを生じる場合がある。このため、加熱温度は 1100°C 以上であることが好ましい。加熱温度の上限は、特に限定されないが、加熱設備の能力や生産性の観点から 1300°C 以下であることが好ましい。

[0073] [粗圧延]

本方法では、例えば、加熱されたスラブに対し、板厚調整等のために、仕上げ圧延の前に粗圧延を施してもよい。粗圧延は、所望のシートバー寸法が確保できればよく、その条件は特に限定されない。

[0074] [仕上げ圧延]

加熱されたスラブ又はそれに加えて必要に応じて粗圧延されたスラブは、次に仕上げ圧延を施される。上記のように使用されるスラブは合金元素を比較的多く含有しているため、熱間圧延の際に圧延荷重を大きくする必要がある。このため、熱間圧延は高温で行われることが好ましい。特に仕上げ圧延

の終了温度は、鋼板の金属組織の制御の点で重要である。仕上げ圧延の終了温度が低いと、金属組織が不均一となり、成形性が低下する場合がある。このため、仕上げ圧延の終了温度は850℃以上であることが好ましい。一方で、オーステナイトの粗大化を抑制するため、仕上げ圧延の終了温度は1050℃以下であることが好ましい。

[0075] [冷却・巻き取り]

次に、仕上げ圧延された鋼板は、20℃/秒以上の平均冷却速度で500℃以下まで冷却されて巻き取られる。平均冷却速度が20℃/秒未満であるか又は巻取温度が500℃超であると、熱間圧延工程においてPの偏析が生じて熱延鋼板が脆化し、その後の冷間圧延が困難となる場合がある。例えば、平均冷却速度は25℃/秒以上であることが好ましく、巻取温度は480℃以下であることが好ましい。

[0076] [酸洗工程]

次に、得られた熱延鋼板は、当該熱延鋼板の表面に形成された酸化スケールを除去するために酸洗される。酸洗は、酸化スケールを除去するのに適切な条件下で実施すればよく、一回でもよいし、あるいは酸化スケールを確実に取り除くために複数回に分けて実施してもよい。

[0077] [冷間圧延工程]

酸洗された熱延鋼板は、冷間圧延工程において35～80%の圧下率で冷延圧延される。冷間圧延の圧下率を35%以上とすることで冷延鋼板の形状を平坦に保ち、最終製品における延性の低下を抑制することができる。冷間圧延の圧下率は、好ましくは50%以上である。一方で、冷間圧延の圧下率を80%以下とすることにより、圧延荷重が過大になって圧延が困難となることを防ぐことができる。冷間圧延の圧下率は、好ましくは70%以下である。圧延パスの回数及びパス毎の圧下率は、特に限定されず、冷間圧延全体の圧下率が上記範囲となるように適宜設定すればよい。

[0078] [焼鈍工程]

[露点-30.0～10.0℃及び水素濃度1.0～10.0%の雰囲気中

700℃以上の温度に加熱]

得られた冷延鋼板は、例えば連続焼鈍ラインの加熱炉及び均熱炉において、露点が $-30.0 \sim 10.0$ ℃及び水素濃度が $1.0 \sim 10.0$ %の雰囲気（例えば窒素バランス）中700℃以上の温度に加熱されて焼鈍を施される。このような雰囲気がかつ高温の条件下で焼鈍を施すことにより、鋼板の表層部分を適切に脱炭することが可能となる。その結果として、最終的に得られる鋼板において少なくとも一方、特に両方の表面から板厚の10%までの領域における平均炭素濃度 C_s を母材の平均炭素濃度 C_c の $0.10 \sim 0.90$ 倍（ $0.10 \leq C_s / C_c \leq 0.90$ ）の範囲に制御することにより、鋼板の表層部分における所望の軟質化を達成することができ、すなわち鋼板の少なくとも一方、特に両方の表面から板厚の10%までの領域における平均ビッカース硬さ H_s を板厚1/2位置における平均ビッカース硬さ H_c の0.95倍以下（ $H_s / H_c \leq 0.95$ ）とすることができる。露点が -30.0 ℃未満であるか、水素濃度が10.0%超であるか及び／又は加熱温度が700℃未満であると、表層部分の脱炭を十分に進行させることができないために、以降の工程を適切に実施したとしても、最終的に得られる鋼板において $0.10 \leq C_s / C_c \leq 0.90$ を達成することができず、所望の表層軟質化すなわち $H_s / H_c \leq 0.95$ を達成することができなくなる。一方で、露点が10.0%超であるか及び／又は水素濃度が1.0%未満であると、C含有量によっては、脱炭が進行しすぎてしまい、最終的に得られる鋼板において1500MPa以上の所望の引張強さを達成することができなくなる。所望の表層軟質化及び強度確保の観点からは、好ましくは、露点は $-20.0 \sim 8.0$ ℃であり、水素濃度は $1.5 \sim 10.0$ %であり、加熱温度は750℃以上である。

[0079] 例えば、鋼板の一方の表層部分のみを $H_s / H_c \leq 0.95$ とすることも可能であり、これを実現するための具体的な方法として、例えば、焼鈍工程の際に2枚の冷延鋼板を重ねて、上で説明した条件下での焼鈍を施すことにより鋼板の一方の表層部分のみを脱炭して軟化するようにしてもよい。

[0080] [830～900℃の最高加熱温度にて20～150秒間保持]

次に、冷延鋼板は、先に記載した露点及び水素濃度の雰囲気中でさらに830～900℃の最高加熱温度まで加熱され、当該最高加熱温度にて20～150秒間にわたって保持される。これによりオーステナイト化を促進してその後の冷却工程においてマルテンサイト等からなる所望の硬質組織を得ることで1500MPa以上の引張強さを確実に達成することができる。さらに、このような温度範囲においては、温度が高いためにPの拡散が比較的速く、最終的に得られる鋼板中の旧オーステナイト粒界へのPの偏析を抑制又は低減することができる。その結果として、鋼板の板厚1/8位置から板厚1/2位置における旧オーステナイト粒界のP偏析量を3.5原子%以下に制御することができ、ひいては室温でのシャルピー衝撃試験におけるマクロな脆化破面の割合を35.0%以下とすることが可能となる。加えて、このような温度範囲で20～150秒間にわたって保持することで、鋼板の表層部分を十分に脱炭することができるため、最終的に得られる鋼板においてH_s/H_cが0.95以下の所望の表層軟質化を達成することができる。

[0081] 最高加熱温度が830℃未満であると、オーステナイト化が不十分となり、最終的に得られる鋼板においてマルテンサイト等の硬質組織を十分に得ることができず、1500MPa以上の引張強さを達成することができなくなる。加えて、Pの拡散が比較的遅くなることで、最終組織におけるPの粒界偏析を十分に抑制することができない場合があり、この場合には上記のマクロな脆化破面の割合を35.0%以下に制御することができなくなる。一方で、最高加熱温度が900℃を超えると、最終組織においてマルテンサイトが粗大化し、それに伴う粒界面積の低下によって全体としてのP偏析量が同等であっても相対的に旧オーステナイト粒界のP偏析量が増加することとなる。その結果として、同様に上記のマクロな脆化破面の割合を35.0%以下に制御することができなくなる。好ましくは、最高加熱温度は835～896℃である。

[0082] また、最高加熱温度での保持時間が20秒未満であると、オーステナイト

化が不十分となり、最終組織においてマルテンサイト等の硬質組織を十分に得ることができず、1500MPa以上の引張強さを達成することができなくなる。加えて、鋼板の表層部分を十分に脱炭することができないため、 H_s/H_c が0.95以下の所望の表層軟質化を達成することができなくなる。一方で、最高加熱温度での保持時間が150秒を超えると、830~900℃の範囲内であっても時間が長すぎることで粒界へのPの偏析が増加してしまう場合がある。その場合には、上記のマクロな脆化破面の割合を35.0%以下に制御することができなくなる。また、高温での保持時間が長くなることで、脱炭が過度に進行してしまい、最終的に得られる鋼板において1500MPa以上の所望の引張強さを達成することができなくなる。好ましくは、保持時間は23~146秒である。

[0083] [400~600℃の温度域での滞留時間：2~350秒]

次に、冷却工程前の冷延鋼板は、400~600℃の温度域での滞留時間を2~350秒に制限することが重要である。温度が比較的高い場合には、Pの拡散が優勢となるため、粒界へのPの偏析を抑制又は低減することが可能である。しかしながら、400~600℃の比較的低い温度域では、Pの拡散が遅くなることでPの粒界偏析が起こりやすくなる。したがって、Pの粒界偏析を抑制又は低減するためには、400~600℃の温度域における冷延鋼板の滞留時間を所定の範囲内に制限する必要がある、具体的には当該滞留時間を350秒以下に制限することが重要となる。これにより鋼板の板厚1/8位置から板厚1/2位置における旧オーステナイト粒界のP偏析量を3.5原子%以下に確実に制御することができ、ひいては室温でのシャルピー衝撃試験におけるマクロな脆化破面の割合を35.0%以下とすることが可能となる。400~600℃の温度域での滞留時間が350秒を超えると、最終組織の旧オーステナイト粒界におけるPの偏析が特に顕著となり、上記のマクロな脆化破面の割合を35.0%以下に制御することができなくなる。Pの粒界偏析を確実に抑制するためには、滞留時間は300秒以下であることが好ましい。Pの粒界偏析抑制の観点からは、滞留時間は短いほど

好ましいものの、0秒付近まで低減することは現実的に不可能であり、したがって滞留時間の下限は2秒とする。

[0084] [20℃/秒以上の平均冷却速度で室温まで冷却]

最後に、焼鈍工程後の冷延鋼板が、次の冷却工程において20℃/秒以上の平均冷却速度で室温まで冷却される。これにより最終組織をマルテンサイト主体の硬質組織とすることにより、1500MPa以上の引張強さの達成を確実にすることが可能となる。一方で、平均冷却速度が20℃/秒未満であると、冷却過程でベイナイトが比較的多く形成してしまい、十分な引張強さを達成することができなくなる。

[0085] [被覆工程]

耐食性の向上等を目的として、冷延鋼板の表面に被覆処理を施してもよい。被覆処理は、溶融めっき、合金化溶融めっき、電気めっき等の処理であってよい。例えば、被覆処理として鋼板に溶融亜鉛めっき処理を行ってもよく、溶融亜鉛めっき処理後に合金化処理を行ってもよい。被覆層は、例えば、亜鉛、アルミニウム、マグネシウム及びそれらの合金からなる群より選択される少なくとも1種を含む。より具体的には、被覆層は、溶融めっき層又は電気めっき層であってもよい。溶融めっき層は、例えば、溶融亜鉛めっき(GI)層、合金化溶融亜鉛めっき(GA)層、溶融アルミニウムめっき層、溶融Zn-Al合金めっき層、溶融Zn-Al-Mg合金めっき層、溶融Zn-Al-Mg-Si合金めっき層等を含む。電気めっき層は、例えば、電気亜鉛めっき層、電気Zn-Ni合金めっき層等を含む。好ましくは、被覆層は、溶融亜鉛めっき層、合金化溶融亜鉛めっき層、又は電気亜鉛めっき層である。被覆処理及び合金化処理の具体的な条件は特に限定されず、当業者に公知の任意の適切な条件であってよい。

[0086] 以下、実施例によって本発明をより詳細に説明するが、本発明はこれらの実施例に何ら限定されるものではない。

実施例

[0087] 以下の実施例では、本発明の実施形態に係る鋼板を種々の条件下で製造し

、得られた鋼板の引張強さ、全伸び及び耐水素脆化特性について調べた。

[0088] [例A]

まず、溶鋼を連続鋳造法にて鋳造して表1に示す種々の化学組成を有するスラブを形成し、これらのスラブを1230℃に加熱して熱間圧延を行った。熱間圧延は、粗圧延と仕上げ圧延を行うことにより実施し、仕上げ圧延の終了温度は940℃であった。次いで仕上げ圧延された鋼板を30℃/秒の平均冷却速度で420℃まで冷却して巻き取った。次に、得られた2.6mmの板厚を有する熱延鋼板に酸洗を施し、次いで圧下率45%で冷間圧延して、1.4mmの板厚を有する冷延鋼板を得た。次に、得られた冷延鋼板に対し、露点が-2.0℃及び水素6.0%（窒素バランス）の雰囲気中700℃以上の温度に加熱して860℃の最高加熱温度にて90秒間保持することにより鋼板両側の表層部分を十分に脱炭し、次いで400～600℃の温度域での滞留時間を180秒となるように調整した。最後に、冷延鋼板を30℃/秒の平均冷却速度で室温まで冷却し、次いで被覆処理として溶融亜鉛めっき（GI）又は合金化溶融亜鉛めっき（GA）を適宜施した。

[0089] 得られた鋼板の特性は以下の方法によって測定及び評価した。

[0090] [引張強さ（TS）及び全伸び（t-EI）]

引張強さ（TS）及び全伸び（t-EI）は、試験片の長手方向が鋼板の圧延直角方向と平行になる向きから採取したJIS5号試験片に基づいてJIS Z 2241：2011に準拠した引張試験を行うことで測定した。

[0091] [耐水素脆化特性の評価]

得られた鋼板の曲げ加工部における耐水素脆化特性を下記の方法で評価した。具体的には、まず、鋼板をクリアランス12.5%で剪断し、次いで8RにてU曲げ試験を行った。次に、得られた試験片の中央に歪ゲージを貼り、試験片の両端をボルトで締め付けることにより応力を付与した。付与した応力は、モニタリングした歪ゲージの歪より算出した。負荷応力は、引張強さ（TS）の80%に対応する応力を付与した。これは、成形時に導入される残留応力が鋼板の引張強さに対応すると考えられるためである。得られた

U曲げ試験片を、液温35℃でpH2のHCl水溶液に浸漬し、次いで72時間保持して、割れの有無を調べた。HCl水溶液のpHが低く、また浸漬時間が長いほど鋼板中に侵入する水素量が多くなるため、水素脆化環境は過酷な条件となる。浸漬後、U曲げ試験片に1mmを超える長さの割れが認められた場合を不合格（NG）、U曲げ試験片に1mmを超える長さの割れが認められなかった場合（すなわち割れが存在しないか又は割れが存在してもその割れが1mm以下である場合）を合格（OK）として評価した。

[0092] 引張強さ（TS）が1500MPa以上であり、耐水素脆化特性の評価がOKである場合を高強度でかつ曲げ加工部の耐水素脆化特性に優れた鋼板として評価した。その結果を表2に示す。表2及び後で示す表4において、 H_s/H_c 及び C_s/C_c の値は、鋼板の一方の表面から板厚の10%までの領域における平均ビッカース硬さ H_s 及び平均炭素濃度 C_s に基づいて算出された値のみを示している。しかしながら、全ての鋼板はその両側で同じ処理を行って製造されているため、 H_s 及び C_s の値は、鋼板の両側で実質的に同じであり、実際に幾つかの鋼板においてこれらの値が鋼板の両側で同じであることを確認した。また、表2及び後で示す表4において、残部組織は、ベイナイト、パーライト及び／又は残留オーステナイトであった。

[0093]

[表1-1]

表1-1

| No. | 化学組成(質量%) 残部:Fe及び不純物 | | | | | | | | | | | | | |
|-----|----------------------|------|------|--------|--------|-------|-------|--------|--------|-------|-------|-------|-------|--------|
| | C | Si | Mn | P | S | Al | N | O | Co | Ni | Mo | Cr | Ti | B |
| A | 0.19 | 1.89 | 1.09 | 0.0032 | 0.0059 | 0.955 | 0.017 | 0.0052 | 0.1090 | | 0.430 | | | |
| B | 0.20 | 0.85 | 2.51 | 0.0174 | 0.0018 | 0.376 | 0.002 | 0.0133 | | | | | | |
| C | 0.25 | 1.28 | 2.88 | 0.0129 | 0.0115 | 0.258 | 0.019 | 0.0044 | | | | 1.046 | | 0.0086 |
| D | 0.35 | 0.34 | 0.84 | 0.0170 | 0.0106 | 0.306 | 0.013 | 0.0145 | | | | | | |
| E | 0.33 | 1.76 | 1.72 | 0.0179 | 0.0005 | 0.545 | 0.016 | 0.0030 | | 0.173 | | | | |
| F | 0.39 | 1.41 | 1.54 | 0.0136 | 0.0028 | 0.602 | 0.009 | 0.0131 | | | | | | |
| G | 0.31 | 0.29 | 1.37 | 0.0105 | 0.0134 | 0.751 | 0.012 | 0.0070 | | | | | 0.232 | 0.0043 |
| H | 0.27 | 1.28 | 3.02 | 0.0120 | 0.0190 | 0.877 | 0.007 | 0.0158 | | | 0.944 | | | |
| I | 0.38 | 1.49 | 2.70 | 0.0011 | 0.0090 | 0.533 | 0.009 | 0.0052 | 0.1630 | | | 0.798 | | |
| J | 0.34 | 1.11 | 2.77 | 0.0146 | 0.0139 | 0.772 | 0.018 | 0.0172 | | | | | | |
| K | 0.36 | 0.58 | 2.38 | 0.0085 | 0.0045 | 0.665 | 0.002 | 0.0011 | | | | | | 0.0035 |
| L | 0.37 | 1.09 | 2.39 | 0.0097 | 0.0063 | 0.266 | 0.001 | 0.0155 | | | | | | |
| M | 0.18 | 1.35 | 1.97 | 0.0187 | 0.0135 | 0.915 | 0.008 | 0.0197 | | 0.410 | | | | |
| N | 0.25 | 0.61 | 1.76 | 0.0018 | 0.0144 | 0.352 | 0.007 | 0.0083 | | | | 0.724 | | |
| O | 0.29 | 1.50 | 3.15 | 0.0046 | 0.0056 | 0.604 | 0.005 | 0.0085 | | | | | | 0.0011 |
| P | 0.32 | 1.90 | 1.97 | 0.0062 | 0.0166 | 0.192 | 0.011 | 0.0030 | | | | 0.429 | | 0.0072 |
| Q | 0.31 | 0.61 | 3.29 | 0.0157 | 0.0168 | 0.925 | 0.013 | 0.0137 | | | | | | |
| R | 0.16 | 0.18 | 1.17 | 0.0075 | 0.0077 | 0.854 | 0.012 | 0.0188 | | | | | | 0.0009 |
| S | 0.19 | 0.97 | 2.59 | 0.0184 | 0.0082 | 0.014 | 0.005 | 0.0050 | | | 0.750 | 1.891 | | |
| T | 0.28 | 0.13 | 1.18 | 0.0092 | 0.0042 | 0.275 | 0.019 | 0.0164 | | | | | 0.465 | |
| U | 0.29 | 0.82 | 3.11 | 0.0010 | 0.0093 | 0.194 | 0.002 | 0.0025 | | | | | | |
| V | 0.23 | 0.90 | 1.60 | 0.0023 | 0.0123 | 0.477 | 0.004 | 0.0119 | 0.2725 | | | | | |
| W | 0.37 | 1.62 | 3.33 | 0.0064 | 0.0076 | 0.154 | 0.017 | 0.0114 | | | 0.661 | | 0.462 | 0.0054 |
| X | 0.12 | 1.41 | 1.80 | 0.0173 | 0.0182 | 0.599 | 0.016 | 0.0133 | | | | | | |
| Y | 0.41 | 0.36 | 2.00 | 0.0035 | 0.0144 | 0.971 | 0.003 | 0.0080 | | | | | | |
| Z | 0.27 | 2.05 | 1.17 | 0.0155 | 0.0058 | 0.621 | 0.002 | 0.0159 | | | | | | |
| AA | 0.37 | 1.66 | 0.55 | 0.0064 | 0.0064 | 0.041 | 0.009 | 0.0147 | | | | | | |
| AB | 0.30 | 0.32 | 3.56 | 0.0176 | 0.0104 | 0.483 | 0.019 | 0.0020 | | | | | | |
| AC | 0.30 | 0.74 | 1.48 | 0.0206 | 0.0161 | 0.601 | 0.013 | 0.0093 | | | | | | |
| AD | 0.29 | 0.36 | 1.41 | 0.0038 | 0.0207 | 0.779 | 0.010 | 0.0042 | | | | | | |
| AE | 0.31 | 0.25 | 2.68 | 0.0012 | 0.0116 | 1.031 | 0.012 | 0.0141 | | | | | | |
| AF | 0.37 | 1.02 | 2.21 | 0.0021 | 0.0165 | 0.651 | 0.021 | 0.0100 | | | | | | |
| AG | 0.24 | 1.10 | 2.44 | 0.0162 | 0.0055 | 0.199 | 0.009 | 0.4050 | | | | | | |
| AH | 0.26 | 0.61 | 2.81 | 0.0141 | 0.0134 | 0.625 | 0.018 | 0.0161 | 0.8960 | | | 1.589 | | |
| AI | 0.21 | 0.85 | 0.98 | 0.0069 | 0.0088 | 0.850 | 0.015 | 0.0175 | | 1.677 | | | | |
| AJ | 0.19 | 1.57 | 2.09 | 0.0051 | 0.0179 | 0.431 | 0.007 | 0.0044 | | | 1.443 | | | 0.0021 |
| AK | 0.27 | 0.04 | 1.05 | 0.0152 | 0.0090 | 0.262 | 0.014 | 0.0171 | | | | 2.554 | | |
| AL | 0.21 | 1.45 | 0.89 | 0.0082 | 0.0162 | 0.124 | 0.002 | 0.0195 | | | | | 0.998 | 0.0014 |
| AM | 0.32 | 0.64 | 1.67 | 0.0052 | 0.0041 | 0.711 | 0.005 | 0.0102 | | | | | | 0.3340 |
| AN | 0.19 | 1.92 | 2.74 | 0.0061 | 0.0052 | 0.773 | 0.010 | 0.0073 | | 0.572 | | | | |
| AO | 0.26 | 1.86 | 2.20 | 0.0016 | 0.0009 | 0.621 | 0.009 | 0.0031 | | | 0.524 | | | |
| AP | 0.32 | 0.95 | 2.46 | 0.0146 | 0.0117 | 0.888 | 0.005 | 0.0113 | | | | | | |
| AQ | 0.36 | 0.91 | 3.03 | 0.0193 | 0.0149 | 0.404 | 0.004 | 0.0183 | | | | | | |
| AR | 0.17 | 1.77 | 2.06 | 0.0022 | 0.0092 | 0.130 | 0.016 | 0.0110 | | | | | | |
| AS | 0.25 | 1.10 | 2.69 | 0.0192 | 0.0157 | 0.944 | 0.008 | 0.0063 | | | | | | |
| AT | 0.21 | 0.15 | 2.30 | 0.0104 | 0.0126 | 0.914 | 0.002 | 0.0130 | 0.0951 | | | | | |

下線太字は本発明の範囲外であることを示す。

[0094]

[表1-2]

表1-2

| No. | 化学組成(質量%) 残部:Fe及び不純物 | | | | | | | | | | | | | |
|-----|----------------------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|--------|-------|-------|-------|-------|-------|
| | Nb | V | Cu | W | Ta | Sn | Sb | As | Mg | Ca | Y | Zr | La | Ce |
| A | | | | | | | | | | | | | | 0.043 |
| B | | 0.466 | | | | | | | | | | | | |
| C | | | | | | | | | | | | | | |
| D | | | 0.473 | | | | | | | | | | | |
| E | | | | | | | | 0.033 | | | | | | |
| F | | | | | | 0.085 | 0.050 | | | | | | | |
| G | | | | | | | | | | | | | | |
| H | | | | | | | | | | | | | | |
| I | | | | | | | | | | | | | | |
| J | | | | | | | | | | | | | | |
| K | 0.440 | | | | | | | | 0.0240 | | | | | |
| L | | | | | | | | | | | | | | |
| M | | | 0.393 | | | | | | | 0.036 | | | | |
| N | | | | | | | | | | | | | | |
| O | | | | | 0.040 | | | | | | | 0.044 | | |
| P | | | | | | | | | | | | | | |
| Q | | | | | 0.031 | | | | | | 0.043 | | 0.031 | |
| R | | | | 0.081 | | | | | | | | | | |
| S | | | | | | | | | | | | | | |
| T | | | | | 0.057 | | | | | | | | | |
| U | | | | | | | | | | | | | | |
| V | | | | | | | | | | | | | | |
| W | | | | | | | | | | | | | | |
| X | | | | | | | | | | | | | | |
| Y | | | | | | | | | | | | | | |
| Z | | | | | | | | | | | | | | |
| AA | | | | | | | | | | | | | | |
| AB | | | | | | | | | | | | | | |
| AC | | | | | | | | | | | | | | |
| AD | | | | | | | | | | | | | | |
| AE | | | | | | | | | | | | | | |
| AF | | | | | | | | | | | | | | |
| AG | | | | | | | | | | | | | | |
| AH | | | | | | | | | | | | | | |
| AI | | | 0.440 | | | | | | | | | | | |
| AJ | | | | | | | | | 0.043 | | | | | |
| AK | | | | | | | | | | | | | | |
| AL | | | | | | | | | | | | | | 0.041 |
| AM | 0.259 | | | | | | | | | | | | | |
| AN | | | 0.988 | | | | | | | | | | | |
| AO | | | | 0.491 | | | | | | | | | | |
| AP | | | | | | 0.444 | | | | | | | | |
| AQ | | | | | | | 0.765 | | | | | | | |
| AR | | | | | | | | | 0.0334 | 0.789 | | | | |
| AS | | | | | 0.056 | | | | | | 0.132 | | | |
| AT | | | | | | | | | | | | 0.235 | | |

下線太字は本発明の範囲外であることを示す。

[0095]

[表2]

表2

| No. | マルテンサイト 及び焼き戻し マルテンサイト (面積%) | フェライト (面積%) | 残部 組織 (面積%) | Hs/Hc | Cs/Cc | マクロな脆 化破面の 割合 (%) | 旧γ粒 界のP 偏析量 (原子%) | 被覆層 | TS (MPa) | t-EI (%) | 耐水素 脆化 特性 | 備考 |
|------|---------------------------------------|----------------|-------------------|-------|-------|----------------------------|----------------------------|-----|-------------|-------------|-----------------|-----|
| A-1 | 95.2 | 3.0 | 1.8 | 0.84 | 0.72 | 8.8 | 0.97 | GI | 1522 | 8.5 | OK | 発明例 |
| B-1 | 96.5 | 1.0 | 2.5 | 0.82 | 0.81 | 32.1 | 2.99 | GI | 1574 | 8.2 | OK | 発明例 |
| C-1 | 97.6 | 2.0 | 0.4 | 0.71 | 0.76 | 33.1 | 2.11 | - | 1769 | 7.6 | OK | 発明例 |
| D-1 | 97.4 | 2.0 | 0.5 | 0.54 | 0.44 | 24.6 | 3.11 | - | 1923 | 7.0 | OK | 発明例 |
| E-1 | 93.9 | 6.0 | 0.1 | 0.88 | 0.74 | 22.1 | 3.09 | GA | 2013 | 7.1 | OK | 発明例 |
| F-1 | 95.8 | 4.0 | 0.2 | 0.55 | 0.52 | 18.5 | 2.41 | - | 2095 | 5.8 | OK | 発明例 |
| G-1 | 100.0 | 0.0 | 0.0 | 0.86 | 0.67 | 10.2 | 1.87 | GA | 1936 | 6.9 | OK | 発明例 |
| H-1 | 100.0 | 0.0 | 0.0 | 0.82 | 0.74 | 15.4 | 2.05 | - | 1769 | 7.4 | OK | 発明例 |
| I-1 | 100.0 | 0.0 | 0.0 | 0.58 | 0.49 | 16.5 | 0.69 | - | 2066 | 6.8 | OK | 発明例 |
| J-1 | 100.0 | 0.0 | 0.0 | 0.64 | 0.66 | 25.6 | 2.44 | GA | 1938 | 7.7 | OK | 発明例 |
| K-1 | 96.8 | 0.0 | 3.2 | 0.78 | 0.71 | 14.8 | 1.84 | - | 2084 | 6.9 | OK | 発明例 |
| L-1 | 100.0 | 0.0 | 0.0 | 0.67 | 0.62 | 19.4 | 1.94 | GA | 2068 | 7.3 | OK | 発明例 |
| M-1 | 98.2 | 0.0 | 1.8 | 0.83 | 0.80 | 31.5 | 2.97 | GA | 1512 | 8.2 | OK | 発明例 |
| N-1 | 94.7 | 3.0 | 2.3 | 0.85 | 0.77 | 16.7 | 0.46 | - | 1747 | 8.9 | OK | 発明例 |
| O-1 | 95.6 | 2.0 | 2.4 | 0.91 | 0.76 | 17.7 | 0.87 | - | 1865 | 5.4 | OK | 発明例 |
| P-1 | 93.8 | 3.0 | 3.2 | 0.76 | 0.73 | 16.4 | 0.99 | - | 1922 | 4.9 | OK | 発明例 |
| Q-1 | 94.8 | 3.0 | 2.2 | 0.71 | 0.82 | 13.4 | 2.32 | GI | 1859 | 8.3 | OK | 発明例 |
| R-1 | 97.8 | 2.0 | 0.2 | 0.85 | 0.59 | 2.5 | 0.12 | GA | 1564 | 7.6 | OK | 発明例 |
| S-1 | 100.0 | 0.0 | 0.0 | 0.86 | 0.76 | 30.4 | 2.41 | - | 1529 | 9.2 | OK | 発明例 |
| T-1 | 95.8 | 2.0 | 2.2 | 0.86 | 0.65 | 24.1 | 1.88 | - | 1822 | 7.8 | OK | 発明例 |
| U-1 | 97.8 | 2.0 | 0.2 | 0.87 | 0.81 | 14.6 | 0.39 | GI | 1659 | 7.7 | OK | 発明例 |
| V-1 | 96.5 | 2.5 | 1.0 | 0.72 | 0.75 | 13.1 | 0.85 | GA | 1694 | 6.1 | OK | 発明例 |
| W-1 | 100.0 | 0.0 | 0.0 | 0.58 | 0.55 | 15.9 | 1.09 | GA | 2022 | 8.0 | OK | 発明例 |
| X-1 | 100.0 | 0.0 | 0.0 | 0.79 | 0.64 | 22.8 | 3.22 | - | 1422 | 10.3 | OK | 比較例 |
| Y-1 | 100.0 | 0.0 | 0.0 | 0.58 | 0.35 | 4.5 | 0.64 | GA | 1967 | 8.2 | NG | 比較例 |
| Z-1 | 98.1 | 1.0 | 0.9 | 0.83 | 0.68 | 15.8 | 1.92 | GI | 1622 | 7.1 | NG | 比較例 |
| AA-1 | 86.5 | 12.0 | 1.5 | 0.57 | 0.55 | 9.8 | 0.89 | - | 1428 | 6.4 | OK | 比較例 |
| AB-1 | 96.7 | 3.0 | 0.3 | 0.88 | 0.69 | 31.5 | 2.55 | - | 1902 | 7.2 | NG | 比較例 |
| AC-1 | 95.8 | 1.0 | 3.2 | 0.88 | 0.82 | 36.7 | 4.58 | GI | 1920 | 6.8 | NG | 比較例 |
| AD-1 | 97.1 | 0.0 | 2.9 | 0.79 | 0.75 | 8.9 | 0.89 | GA | 1902 | 6.2 | NG | 比較例 |
| AE-1 | 100.0 | 0.0 | 0.0 | 0.64 | 0.63 | 2.8 | 0.22 | GI | 1825 | 7.2 | NG | 比較例 |
| AF-1 | 98.0 | 0.0 | 2.0 | 0.74 | 0.44 | 10.50 | 0.89 | GA | 2104 | 6.9 | NG | 比較例 |
| AG-1 | 96.0 | 1.0 | 3.0 | 0.70 | 0.45 | 22.80 | 2.67 | - | 1709 | 8.1 | NG | 比較例 |
| AH-1 | 98.0 | 2.0 | 0.0 | 0.80 | 0.70 | 26.70 | 2.66 | - | 1723 | 7.6 | NG | 比較例 |
| AI-1 | 96.8 | 3.0 | 0.2 | 0.90 | 0.83 | 19.40 | 1.76 | GI | 1644 | 8.3 | NG | 比較例 |
| AJ-1 | 96.0 | 4.0 | 0.0 | 0.66 | 0.76 | 14.60 | 2.22 | GA | 1572 | 7.6 | NG | 比較例 |
| AK-1 | 99.0 | 1.0 | 0.0 | 0.90 | 0.71 | 27.40 | 3.18 | GA | 1822 | 7.2 | NG | 比較例 |
| AL-1 | 98.2 | 0.0 | 1.8 | 0.89 | 0.83 | 15.40 | 0.79 | - | 1633 | 8.1 | NG | 比較例 |
| AM-1 | 100.0 | 0.0 | 0.0 | 0.69 | 0.59 | 13.20 | 0.62 | GA | 2009 | 7.2 | NG | 比較例 |
| AN-1 | 96.8 | 1.0 | 2.2 | 0.89 | 0.86 | 13.90 | 0.94 | GA | 1572 | 8.3 | NG | 比較例 |
| AO-1 | 98.6 | 0.0 | 1.4 | 0.89 | 0.74 | 2.90 | 0.26 | - | 1812 | 7.3 | NG | 比較例 |
| AP-1 | 98.7 | 0.0 | 1.3 | 0.86 | 0.58 | 3.50 | 2.38 | - | 1968 | 7.4 | NG | 比較例 |
| AQ-1 | 100.0 | 0.0 | 0.0 | 0.80 | 0.82 | 14.10 | 3.41 | GI | 2095 | 7.4 | NG | 比較例 |
| AR-1 | 100.0 | 0.0 | 0.0 | 0.77 | 0.72 | 19.90 | 0.85 | GA | 1509 | 8.3 | NG | 比較例 |
| AS-1 | 97.8 | 2.0 | 0.2 | 0.92 | 0.68 | 25.40 | 2.41 | - | 1758 | 8.4 | NG | 比較例 |
| AT-1 | 99.0 | 1.0 | 0.0 | 0.93 | 0.77 | 17.50 | 1.59 | GA | 1628 | 8.6 | NG | 比較例 |

下線太字は本発明の範囲外であることを示す。

[0096] 表1及び2を参照すると、例X-1はC含有量が低かったためにTSが1500MPa未満であった。例Y-1はC含有量が高かったために粗大な粒界炭化物が形成され、曲げ加工部の耐水素脆化特性が低下した。例Z-1はSi含有量が高かったために曲げ加工部の耐水素脆化特性が低下した。例AA-1はMn含有量が低かったために焼入れ性が低下し、所望の硬質組織を得ることができず、結果としてTSが1500MPa未満であった。例AB

－ 1 は Mn 含有量が高かったために曲げ加工部の耐水素脆化特性が低下した。例 AC－ 1 は P 含有量が高かったためにマクロな脆化破面の割合を 35.0%以下に制御することができず、その結果として曲げ加工部の耐水素脆化特性が低下した。例 AD－ 1～AT－ 1 は、TS は良好であったものの、それぞれ S、Al、N、O、Co、Ni、Mo、Cr、Ti、B、Cu、W、Sn、Sb、Ca、Y 及び Zr 含有量が高かったために十分な曲げ加工部の耐水素脆化特性を達成することができなかった。

[0097] これとは対照的に、全ての発明例に係る鋼板において所定の化学組成を有し、 H_s/H_c を 0.95 以下に制御し、さらにシャルピー衝撃試験におけるマクロな脆化破面の割合を 35.0%以下に制御することで、1500MPa 以上の非常に高い TS を有するにもかかわらず、曲げ加工部の耐水素脆化特性を顕著に向上させることができた。

[0098] [例 B]

次に、製造条件の影響を調べるために、表 2 において優れた特性が認められた鋼種 A～W を対象として、表 3 に示す製造条件により 1.4mm の板厚を有する鋼板を製造した。表 3 に示した製造条件以外の条件は例 A の場合と同じであり、得られた鋼板の特性を例 A の場合と同様にして測定及び評価した。その結果を表 4 に示す。

[0099]

[表3]

表3

| No. | 熱間圧延工程 | | | | 冷間圧延工程 | 焼鈍工程 | | | | 冷却工程 | 被覆工程 | |
|-----|-------------|---------------|--------------|------------|--------|----------------|-----------------|------------|------------|-------------------|--------------|-----|
| | スラブ加熱温度(°C) | 仕上げ圧延終了温度(°C) | 平均冷却速度(°C/秒) | 巻き取り温度(°C) | 圧下率(%) | 700°C以上の露点(°C) | 700°C以上の水素濃度(%) | 最高加熱温度(°C) | 保持時間(秒) | 400~600°Cの滞留時間(秒) | 平均冷却速度(°C/秒) | めっき |
| A-2 | 1233 | 991 | 74 | 478 | 63 | -9.7 | 5.7 | 882 | 36 | 230 | 68 | GA |
| B-2 | 1115 | 1013 | 25 | 311 | 77 | -5.8 | 5.8 | 858 | 56 | 297 | 74 | GI |
| C-2 | 1137 | 917 | 39 | 418 | 68 | 0.0 | 9.4 | 838 | 107 | 47 | 31 | - |
| D-2 | 1111 | 999 | 35 | 347 | 76 | 5.5 | 3.7 | 872 | 74 | 266 | 72 | - |
| E-2 | 1218 | 967 | 72 | 319 | 76 | 7.2 | 1.7 | 894 | 132 | 199 | 81 | - |
| F-2 | 1260 | 874 | 49 | 312 | 56 | -8.5 | 7.9 | 853 | 40 | 48 | 50 | - |
| G-2 | 1119 | 945 | 51 | 412 | 70 | -3.1 | 5.5 | 885 | 30 | 312 | 70 | - |
| H-2 | 1210 | 946 | 37 | 388 | 44 | -12.5 | 3.1 | 880 | 60 | 247 | 65 | - |
| I-2 | 1275 | 1036 | 49 | 373 | 64 | 7.9 | 1.6 | 835 | 97 | 54 | 24 | GI |
| J-2 | 1181 | 1001 | 75 | 430 | 62 | -8.3 | 4.2 | 869 | 146 | 106 | 52 | GA |
| K-2 | 1206 | 947 | 29 | 468 | 47 | -18.6 | 2.3 | 894 | 103 | 67 | 43 | GA |
| L-2 | 1290 | 880 | 42 | 361 | 41 | -5.6 | 6.0 | 890 | 49 | 262 | 86 | - |
| M-2 | 1173 | 978 | 77 | 340 | 36 | 2.2 | 8.2 | 856 | 60 | 98 | 58 | - |
| N-2 | 1230 | 985 | 26 | 463 | 72 | -14.1 | 8.4 | 842 | 113 | 294 | 42 | - |
| O-2 | 1269 | 1026 | 44 | 489 | 64 | 5.5 | 8.9 | 868 | 137 | 317 | 44 | - |
| P-2 | 1198 | 965 | 31 | 415 | 51 | -1.6 | 6.8 | 847 | 51 | 143 | 29 | GA |
| Q-2 | 1249 | 861 | 22 | 460 | 49 | -1.5 | 9.0 | 841 | 67 | 139 | 77 | GA |
| R-2 | 1249 | 971 | 66 | 362 | 53 | -12.3 | 5.2 | 874 | 134 | 26 | 69 | GA |
| S-2 | 1123 | 908 | 62 | 401 | 42 | -5.5 | 4.8 | 838 | 124 | 172 | 55 | - |
| T-2 | 1169 | 1037 | 33 | 398 | 57 | 5.6 | 1.8 | 894 | 91 | 86 | 39 | - |
| U-2 | 1154 | 893 | 56 | 488 | 69 | 7.8 | 9.7 | 896 | 103 | 346 | 62 | GI |
| V-2 | 1288 | 1012 | 33 | 463 | 49 | 0.8 | 2.6 | 852 | 82 | 156 | 88 | GI |
| W-2 | 1130 | 871 | 44 | 425 | 37 | -16.6 | 6.3 | 849 | 131 | 126 | 36 | - |
| A-3 | 1182 | 920 | 65 | 349 | 39 | -8.9 | 3.7 | 866 | 41 | 161 | 25 | - |
| B-3 | 1195 | 908 | 60 | 367 | 73 | -5.2 | 2.4 | 876 | 90 | 196 | 31 | GA |
| C-3 | 1277 | 937 | 69 | 438 | 54 | -7.4 | 7.6 | 875 | 114 | 84 | 62 | - |
| D-3 | 1176 | 894 | 68 | 327 | 73 | -10.0 | 3.1 | 887 | 83 | 223 | 66 | - |
| E-3 | 1152 | 1026 | 58 | 333 | 60 | 5.6 | 8.1 | 862 | 23 | 256 | 94 | - |
| F-3 | 1235 | 856 | 53 | 391 | 45 | 2.1 | 4.5 | 837 | 125 | 24 | 48 | GA |
| G-3 | 1149 | 924 | 50 | 453 | 53 | -6.2 | 7.3 | 849 | 71 | 265 | 92 | GA |
| H-3 | 1165 | 942 | 42 | 314 | 45 | <u>-31.5</u> | 5.5 | 890 | 45 | 134 | 53 | GA |
| I-3 | 1270 | 1039 | 30 | 398 | 43 | <u>11.2</u> | 4.3 | 866 | 68 | 221 | 64 | GA |
| J-3 | 1236 | 1019 | 26 | 452 | 49 | 5.5 | <u>0.5</u> | 856 | 61 | 302 | 91 | - |
| K-3 | 1190 | 976 | 52 | 406 | 40 | -12.4 | <u>10.3</u> | 873 | 71 | 24 | 40 | - |
| L-3 | 1154 | 895 | 37 | 368 | 49 | -8.9 | 8.7 | <u>827</u> | 88 | 241 | 32 | GI |
| M-3 | 1263 | 919 | 65 | 408 | 59 | 0.1 | 7.3 | <u>902</u> | 114 | 123 | 65 | GI |
| N-3 | 1281 | 965 | 70 | 326 | 75 | -8.3 | 6.0 | 882 | <u>16</u> | 345 | 48 | - |
| O-3 | 1131 | 889 | 34 | 491 | 74 | 0.2 | 3.1 | 843 | <u>155</u> | 94 | 29 | - |
| P-3 | 1244 | 959 | 37 | 435 | 60 | -9.8 | 4.4 | 852 | 23 | <u>359</u> | 85 | GA |
| Q-3 | 1199 | 899 | 40 | 422 | 71 | -5.2 | 8.8 | 833 | 29 | 326 | <u>18</u> | GA |

下線太字は好ましい範囲から外れていることを示す。

[0100]

[表4]

表4

| No. | マルテンサイト 及び焼き戻し マルテンサイト (面積%) | フェライト (面積%) | 残部 組織 (面積%) | Hs/Hc | Cs/Cc | マクロな脆 化破面 の割合 (%) | 旧γ粒 界のP 偏析量 (原子%) | TS (MPa) | t-EI (%) | 耐水素 脆化 特性 | 備考 |
|-----|---------------------------------------|----------------|-------------------|-------------|-------|----------------------------|----------------------------|-------------|-------------|-----------------|-----|
| A-2 | 93.5 | 4.2 | 2.3 | 0.86 | 0.76 | 11.5 | 1.55 | 1547 | 8.2 | OK | 発明例 |
| B-2 | 100.0 | 0.0 | 0.0 | 0.86 | 0.83 | 33.8 | 3.24 | 1532 | 8.1 | OK | 発明例 |
| C-2 | 100.0 | 0.0 | 0.0 | 0.79 | 0.79 | 25.7 | 1.88 | 1722 | 7.9 | OK | 発明例 |
| D-2 | 98.0 | 2.0 | 0.0 | 0.51 | 0.48 | 31.6 | 3.33 | 1869 | 6.8 | OK | 発明例 |
| E-2 | 95.5 | 2.5 | 2.0 | 0.82 | 0.69 | 30.7 | 3.41 | 1997 | 7.2 | OK | 発明例 |
| F-2 | 94.0 | 3.5 | 2.5 | 0.75 | 0.75 | 15.4 | 2.31 | 2011 | 6.9 | OK | 発明例 |
| G-2 | 94.6 | 2.6 | 2.8 | 0.88 | 0.71 | 11.8 | 1.56 | 1866 | 7.8 | OK | 発明例 |
| H-2 | 100.0 | 0.0 | 0.0 | 0.80 | 0.71 | 20.9 | 2.31 | 1759 | 8.1 | OK | 発明例 |
| I-2 | 97.0 | 3.0 | 0.0 | 0.52 | 0.47 | 11.7 | 0.55 | 1975 | 6.9 | OK | 発明例 |
| J-2 | 100.0 | 0.0 | 0.0 | 0.62 | 0.64 | 26.8 | 2.22 | 1926 | 7.2 | OK | 発明例 |
| K-2 | 98.0 | 1.2 | 0.8 | 0.81 | 0.71 | 12.6 | 1.33 | 2059 | 6.7 | OK | 発明例 |
| L-2 | 96.3 | 2.1 | 1.6 | 0.61 | 0.57 | 25.8 | 2.04 | 2018 | 7.6 | OK | 発明例 |
| M-2 | 95.6 | 3.2 | 1.0 | 0.85 | 0.67 | 21.9 | 1.79 | 1529 | 8.3 | OK | 発明例 |
| N-2 | 97.0 | 3.0 | 0.0 | 0.81 | 0.71 | 21.5 | 0.94 | 1734 | 7.4 | OK | 発明例 |
| O-2 | 94.8 | 2.8 | 2.4 | 0.73 | 0.67 | 21.1 | 1.36 | 1822 | 6.3 | OK | 発明例 |
| P-2 | 98.0 | 2.0 | 0.0 | 0.77 | 0.73 | 5.8 | 0.84 | 1921 | 5.1 | OK | 発明例 |
| Q-2 | 96.2 | 1.8 | 2.0 | 0.64 | 0.80 | 16.9 | 2.19 | 1854 | 7.3 | OK | 発明例 |
| R-2 | 100.0 | 0.0 | 0.0 | 0.80 | 0.55 | 6.9 | 0.39 | 1583 | 7.3 | OK | 発明例 |
| S-2 | 97.5 | 2.5 | 0.0 | 0.98 | 0.78 | 26.7 | 2.37 | 1555 | 8.3 | OK | 発明例 |
| T-2 | 100.0 | 0.0 | 0.0 | 0.59 | 0.48 | 17.6 | 1.94 | 1758 | 7.2 | OK | 発明例 |
| U-2 | 97.0 | 1.2 | 1.8 | 0.79 | 0.76 | 19.5 | 0.85 | 1866 | 7.7 | OK | 発明例 |
| V-2 | 95.0 | 0.0 | 5.0 | 0.74 | 0.77 | 13.9 | 0.67 | 1702 | 6.8 | OK | 発明例 |
| W-2 | 98.0 | 0.0 | 2.0 | 0.67 | 0.61 | 18.9 | 1.01 | 1939 | 7.4 | OK | 発明例 |
| A-3 | 96.4 | 2.7 | 0.9 | 0.85 | 0.76 | 17.4 | 1.44 | 1537 | 6.3 | OK | 発明例 |
| B-3 | 97.8 | 1.8 | 0.4 | 0.45 | 0.44 | 24.9 | 3.12 | 1596 | 8.6 | OK | 発明例 |
| C-3 | 94.9 | 3.1 | 2.0 | 0.84 | 0.64 | 27.6 | 1.84 | 1749 | 7.6 | OK | 発明例 |
| D-3 | 96.7 | 2.2 | 1.1 | 0.51 | 0.49 | 24.5 | 2.49 | 1868 | 6.6 | OK | 発明例 |
| E-3 | 93.8 | 2.9 | 3.3 | 0.72 | 0.67 | 19.4 | 2.48 | 1976 | 7.6 | OK | 発明例 |
| F-3 | 93.4 | 3.1 | 3.5 | 0.81 | 0.81 | 14.7 | 1.49 | 2054 | 8.0 | OK | 発明例 |
| G-3 | 99.0 | 1.0 | 0.0 | 0.86 | 0.75 | 16.4 | 2.22 | 1952 | 6.7 | OK | 発明例 |
| H-3 | 96.4 | 1.2 | 2.4 | <u>0.98</u> | 0.97 | 2.8 | 1.49 | 1788 | 6.1 | <u>NG</u> | 比較例 |
| I-3 | 98.1 | 1.9 | 0.0 | 0.47 | 0.35 | 16.7 | 0.88 | 1967 | 7.4 | OK | 発明例 |
| J-3 | 97.2 | 2.8 | 0.0 | 0.19 | 0.27 | 30.5 | 2.67 | <u>1468</u> | 8.4 | OK | 比較例 |
| K-3 | 98.2 | 1.0 | 0.8 | <u>0.96</u> | 0.96 | 16.9 | 1.41 | 2066 | 7.2 | <u>NG</u> | 比較例 |
| L-3 | 75.8 | 15.9 | 8.3 | 0.82 | 0.75 | 22.6 | 1.79 | <u>1465</u> | 7.6 | OK | 比較例 |
| M-3 | 98.2 | 1.9 | 0.0 | 0.85 | 0.62 | <u>39.2</u> | <u>3.89</u> | 1564 | 8.6 | <u>NG</u> | 比較例 |
| N-3 | 85.2 | 8.7 | 6.1 | 0.86 | 0.78 | 14.2 | 0.88 | <u>1396</u> | 4.9 | OK | 比較例 |
| O-3 | 96.8 | 3.2 | 0.0 | 0.73 | 0.72 | <u>36.7</u> | <u>3.99</u> | 1765 | 8.3 | <u>NG</u> | 比較例 |
| P-3 | 98.6 | 1.4 | 0.0 | 0.74 | 0.74 | <u>41.1</u> | <u>3.84</u> | 1858 | 5.9 | <u>NG</u> | 比較例 |
| Q-3 | 76.1 | 2.5 | 21.4 | 0.76 | 0.85 | 15.2 | 3.05 | <u>1485</u> | 4.1 | OK | 比較例 |

下線太字は本発明の範囲外であることを示す。

[0101] 表3及び4を参照すると、例H-3は、焼鈍工程の露点が低かったために、表層部分の脱炭を十分に進行させることができず、所望の表層軟質化すなわちHs/Hc ≤ 0.95を達成することができなかった。その結果として曲げ加工部の耐水素脆化特性が低下した。例J-3は、焼鈍工程の水素濃度が低かったために、表層部分の脱炭が進行しすぎてしまい、1500MPa以上のTSを達成することができなかった。例K-3は、焼鈍工程の水素濃度が高かったために、表層部分の脱炭を十分に進行させることができず、H

$s/Hc \leq 0.95$ を達成することができなかった。その結果として曲げ加工部の耐水素脆化特性が低下した。例L-3は、焼鈍工程の最高加熱温度が低かったために、オーステナイト化が不十分となり、最終的に得られる鋼板において所望の硬質組織を得ることができなかった。その結果として1500MPa以上のTSを達成することができなかった。例M-3は、焼鈍工程の最高加熱温度が高かったために、最終組織においてマルテンサイトが粗大化し、それに伴う粒界面積の低下によって相対的に旧オーステナイト粒界のP偏析量が増加したものと考えられる。その結果としてマクロな脆化破面の割合を35.0%以下に制御することができず、曲げ加工部の耐水素脆化特性が低下した。例N-3は、焼鈍工程における最高加熱温度での保持時間が短かったために、オーステナイト化が不十分となり、最終的に得られる鋼板において所望の硬質組織を得ることができなかった。その結果として1500MPa以上のTSを達成することができなかった。例O-3は、焼鈍工程における最高加熱温度での保持時間が長かったために、粒界へのPの偏析が増加してしまった。その結果としてマクロな脆化破面の割合を35.0%以下に制御することができず、曲げ加工部の耐水素脆化特性が低下した。例P-3は、焼鈍工程における400~600℃の温度域での滞留時間が長かったために、粒界へのPの偏析が増加してしまった。その結果としてマクロな脆化破面の割合を35.0%以下に制御することができず、曲げ加工部の耐水素脆化特性が低下した。例Q-3は、冷却工程における平均冷却速度が低かったために、最終的に得られる鋼板において所望の硬質組織を得ることができなかった。その結果として1500MPa以上のTSを達成することができなかった。これらの比較例から明らかなように、「 $Hs/Hc \leq 0.95$ 」と「マクロな脆化破面の割合：35.0%以下」の一方のみを満足しても、十分な曲げ加工部の耐水素脆化特性を達成することができなかった。

[0102] これとは対照的に、本発明に係る全ての発明例において、所定の化学組成を有するスラブを用いて、とりわけ焼鈍工程の露点、水素濃度、最高加熱温度及びその温度での保持時間、400~600℃の温度域での滞留時間、並

びに冷却工程の平均冷却速度を適切に制御することにより、「 $H_s / H_c \leq 0.95$ 」と「マクロな脆化破面の割合：35.0%以下」の要件を同時に満たす鋼板を製造することができた。その結果として、1500MPa以上の非常に高い引張強さを有するにもかかわらず、曲げ加工部の耐水素脆化特性を顕著に向上させることができた。例1-3は、焼鈍工程の露点が高かったが、元のC含有量が比較的高かったため、表層部分が過度に脱炭される状態にはならず、最終的に得られる鋼板において1500MPa以上のTSを達成することができた。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.15 ~ 0.40%、

Si : 0.01 ~ 2.00%、

Mn : 0.80 ~ 3.50%、

P : 0.0001 ~ 0.0200%、

S : 0.0001 ~ 0.0200%、

Al : 0.001 ~ 1.000%、

N : 0.0001 ~ 0.020%、

O : 0.0001 ~ 0.0200%、

Co : 0 ~ 0.5000%、

Ni : 0 ~ 1.000%、

Mo : 0 ~ 1.000%、

Cr : 0 ~ 2.000%、

Ti : 0 ~ 0.500%、

B : 0 ~ 0.0100%、

Nb : 0 ~ 0.500%、

V : 0 ~ 0.500%、

Cu : 0 ~ 0.500%、

W : 0 ~ 0.100%、

Ta : 0 ~ 0.100%、

Sn : 0 ~ 0.100%、

Sb : 0 ~ 0.100%、

As : 0 ~ 0.100%、

Mg : 0 ~ 0.0500%、

Ca : 0 ~ 0.050%、

Y : 0 ~ 0.050%、

Zr : 0 ~ 0.050%、

La : 0 ~ 0.050%、

Ce : 0 ~ 0.050%、並びに

残部 : Fe 及び不純物からなる化学組成を有し、

少なくとも一方の表面から板厚の10%までの領域における平均ビッカース硬さHsが板厚1/2位置における平均ビッカース硬さHcの0.95倍以下であり、

室温でのシャルピー衝撃試験におけるマクロな脆化破面の割合が35.0%以下であり、

引張強さが1500MPa以上であることを特徴とする、鋼板。

[請求項2]

前記化学組成が、質量%で、

Co : 0.0100 ~ 0.5000%、

Ni : 0.010 ~ 1.000%、

Mo : 0.010 ~ 1.000%、

Cr : 0.001 ~ 2.000%、

Ti : 0.001 ~ 0.500%、

B : 0.0001 ~ 0.0100%、

Nb : 0.001 ~ 0.500%、

V : 0.001 ~ 0.500%、

Cu : 0.001 ~ 0.500%、

W : 0.001 ~ 0.100%、

Ta : 0.001 ~ 0.100%、

Sn : 0.001 ~ 0.100%、

Sb : 0.001 ~ 0.100%、

As : 0.001 ~ 0.100%、

Mg : 0.0001 ~ 0.0500%、

Ca : 0.001 ~ 0.050%、

Y : 0.001 ~ 0.050%、

Zr : 0.001 ~ 0.050%、

$L a : 0.001 \sim 0.050\%$ 、及び

$C e : 0.001 \sim 0.050\%$

からなる群より選択される1種又は2種以上を含むことを特徴とする、請求項1に記載の鋼板。

[請求項3]

板厚1/2位置におけるミクロ組織が、面積率で、

マルテンサイト及び焼き戻しマルテンサイト：合計で93.0%超、及び

フェライト：7.0%未満

を含むことを特徴とする、請求項1又は2に記載の鋼板。

[請求項4]

少なくとも一方の表面から板厚の10%までの領域における平均炭素濃度 C_s が母材の平均炭素濃度 C_c の0.10~0.90倍であることを特徴とする、請求項1又は2に記載の鋼板。

[請求項5]

板厚1/8位置から板厚1/2位置における旧オーステナイト粒界のP偏析量が3.50原子%以下であることを特徴とする、請求項1又は2に記載の鋼板。

[請求項6]

少なくとも一方の表面に、亜鉛、アルミニウム、マグネシウム及びそれらの合金からなる群より選択される少なくとも1種を含む被膜層をさらに含むことを特徴とする、請求項1又は2に記載の鋼板。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2023/016439

| A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER <i>C22C 38/00</i> (2006.01)i; <i>C21D 9/46</i> (2006.01)i; <i>C22C 38/60</i> (2006.01)i FI: C22C38/00 301U; C22C38/60; C21D9/46 F According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC | | |
|--|--|---|
| B. FIELDS SEARCHED | | |
| Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) C22C38/00; C21D9/46; C22C38/60 | | |
| Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched Published examined utility model applications of Japan 1922-1996 Published unexamined utility model applications of Japan 1971-2023 Registered utility model specifications of Japan 1996-2023 Published registered utility model applications of Japan 1994-2023 | | |
| Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used) | | |
| C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT | | |
| Category* | Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages | Relevant to claim No. |
| A | WO 2018/151331 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORP) 23 August 2018 (2018-08-23) | 1-6 |
| A | WO 2018/151322 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORP) 23 August 2018 (2018-08-23) | 1-6 |
| A | WO 2019/212047 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 07 November 2019 (2019-11-07) | 1-6 |
| A | WO 2019/212045 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 07 November 2019 (2019-11-07) | 1-6 |
| A | WO 2020/045220 A1 (JFE STEEL CORP) 05 March 2020 (2020-03-05) | 1-6 |
| P, X | WO 2023/026819 A1 (JFE STEEL CORP) 02 March 2023 (2023-03-02) paragraphs [0017]-[0039], [0041]-[0045], [0060]-[0063], tables 1-2, 4-6 | 1-3, 6 |
| P, A | | 4-5 |
| <input type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input checked="" type="checkbox"/> See patent family annex. | | |
| * Special categories of cited documents: "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance "E" earlier application or patent but published on or after the international filing date "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified) "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed "T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art "&" document member of the same patent family | | |
| Date of the actual completion of the international search 14 July 2023 | | Date of mailing of the international search report 25 July 2023 |
| Name and mailing address of the ISA/JP Japan Patent Office (ISA/JP) 3-4-3 Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915 Japan | | Authorized officer Telephone No. |

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/JP2023/016439

| Patent document cited in search report | | | Publication date (day/month/year) | Patent family member(s) | Publication date (day/month/year) |
|--|-------------|----|-----------------------------------|-------------------------|-----------------------------------|
| WO | 2018/151331 | A1 | 23 August 2018 | US | 2020/0232060 A1 |
| | | | | EP | 3584344 A1 |
| | | | | CN | 110168125 A |
| | | | | KR | 10-2019-0102032 A |
| | | | | MX | 2019009598 A |
| | | | | BR | 112019016766 A2 |
| | | | | TW | 201835348 A |
| ----- | | | | | |
| WO | 2018/151322 | A1 | 23 August 2018 | US | 2020/0010919 A1 |
| | | | | EP | 3584348 A1 |
| | | | | CN | 110177894 A |
| | | | | KR | 10-2019-0108129 A |
| | | | | MX | 2019009701 A |
| | | | | BR | 112019016852 A2 |
| | | | | TW | 201834846 A |
| ----- | | | | | |
| WO | 2019/212047 | A1 | 07 November 2019 | US | 2021/0230712 A1 |
| | | | | MX | 2020011439 A |
| | | | | TW | 201945559 A |
| | | | | CN | 112074620 A |
| ----- | | | | | |
| WO | 2019/212045 | A1 | 07 November 2019 | US | 2021/0155999 A1 |
| | | | | MX | 2020011442 A |
| | | | | TW | 201945556 A |
| | | | | CN | 112041475 A |
| ----- | | | | | |
| WO | 2020/045220 | A1 | 05 March 2020 | US | 2021/0340641 A1 |
| | | | | EP | 3828296 A1 |
| | | | | CN | 112639147 A |
| | | | | KR | 10-2021-0036966 A |
| | | | | MX | 2021002269 A |
| ----- | | | | | |
| WO | 2023/026819 | A1 | 02 March 2023 | (Family: none) | |
| ----- | | | | | |

| | | | | | | | | | | |
|--|--|--------------------------|-----------|--------------|-------------|--------------|-------------|--------------|-------------|--------------|
| <p>A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） C22C 38/00(2006.01)i; C21D 9/46(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i FI: C22C38/00 301U; C22C38/60; C21D9/46 F</p> | | | | | | | | | | |
| <p>B. 調査を行った分野</p> | | | | | | | | | | |
| <p>調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC）） C22C38/00; C21D9/46; C22C38/60</p> | | | | | | | | | | |
| <p>最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの</p> <table border="0"> <tr> <td>日本国実用新案公報</td> <td>1922 - 1996年</td> </tr> <tr> <td>日本国公開実用新案公報</td> <td>1971 - 2023年</td> </tr> <tr> <td>日本国実用新案登録公報</td> <td>1996 - 2023年</td> </tr> <tr> <td>日本国登録実用新案公報</td> <td>1994 - 2023年</td> </tr> </table> | | | 日本国実用新案公報 | 1922 - 1996年 | 日本国公開実用新案公報 | 1971 - 2023年 | 日本国実用新案登録公報 | 1996 - 2023年 | 日本国登録実用新案公報 | 1994 - 2023年 |
| 日本国実用新案公報 | 1922 - 1996年 | | | | | | | | | |
| 日本国公開実用新案公報 | 1971 - 2023年 | | | | | | | | | |
| 日本国実用新案登録公報 | 1996 - 2023年 | | | | | | | | | |
| 日本国登録実用新案公報 | 1994 - 2023年 | | | | | | | | | |
| <p>国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）</p> | | | | | | | | | | |
| <p>C. 関連すると認められる文献</p> | | | | | | | | | | |
| 引用文献の カテゴリー* | 引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示 | 関連する 請求項の番号 | | | | | | | | |
| A | WO 2018/151331 A1（新日鐵住金株式会社）23.08.2018（2018-08-23） | 1-6 | | | | | | | | |
| A | WO 2018/151322 A1（新日鐵住金株式会社）23.08.2018（2018-08-23） | 1-6 | | | | | | | | |
| A | WO 2019/212047 A1（日本製鉄株式会社）07.11.2019（2019-11-07） | 1-6 | | | | | | | | |
| A | WO 2019/212045 A1（日本製鉄株式会社）07.11.2019（2019-11-07） | 1-6 | | | | | | | | |
| A | WO 2020/045220 A1（JFEスチール株式会社）05.03.2020（2020-03-05） | 1-6 | | | | | | | | |
| P, X | WO 2023/026819 A1（JFEスチール株式会社）02.03.2023（2023-03-02） 段落0017-0039, 0041-0045, 0060-0063, 表1-2, 4-6 | 1-3, 6 | | | | | | | | |
| P, A | | 4-5 | | | | | | | | |
| <p><input type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input checked="" type="checkbox"/> パテントファミリーに関する別紙を参照。</p> | | | | | | | | | | |
| <p>* 引用文献のカテゴリー</p> <p>“A” 特に関連のある文献ではなく、一般的な技術水準を示すもの</p> <p>“E” 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの</p> <p>“L” 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）</p> <p>“O” 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献</p> <p>“P” 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献</p> <p>“T” 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と抵触するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの</p> <p>“X” 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの</p> <p>“Y” 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの</p> <p>“&” 同一パテントファミリー文献</p> | | | | | | | | | | |
| 国際調査を完了した日 | 14.07.2023 | 国際調査報告の発送日 25.07.2023 | | | | | | | | |
| 名称及びあて先 日本国特許庁(ISA/JP) 〒100-8915 日本国 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号 | 権限のある職員（特許庁審査官） 川口 由紀子 4K 5798 電話番号 03-3581-1101 内線 3435 | | | | | | | | | |

国際調査報告
 パテントファミリーに関する情報

国際出願番号

PCT/JP2023/016439

| 引用文献 | | | 公表日 | パテントファミリー文献 | | | 公表日 |
|-------|-------------|----|------------|-------------|-----------------|----|-----|
| WO | 2018/151331 | A1 | 23.08.2018 | US | 2020/0232060 | A1 | |
| | | | | EP | 3584344 | A1 | |
| | | | | CN | 110168125 | A | |
| | | | | KR | 10-2019-0102032 | A | |
| | | | | MX | 2019009598 | A | |
| | | | | BR | 112019016766 | A2 | |
| | | | | TW | 201835348 | A | |
| ----- | | | | | | | |
| WO | 2018/151322 | A1 | 23.08.2018 | US | 2020/0010919 | A1 | |
| | | | | EP | 3584348 | A1 | |
| | | | | CN | 110177894 | A | |
| | | | | KR | 10-2019-0108129 | A | |
| | | | | MX | 2019009701 | A | |
| | | | | BR | 112019016852 | A2 | |
| | | | | TW | 201834846 | A | |
| ----- | | | | | | | |
| WO | 2019/212047 | A1 | 07.11.2019 | US | 2021/0230712 | A1 | |
| | | | | MX | 2020011439 | A | |
| | | | | TW | 201945559 | A | |
| | | | | CN | 112074620 | A | |
| ----- | | | | | | | |
| WO | 2019/212045 | A1 | 07.11.2019 | US | 2021/0155999 | A1 | |
| | | | | MX | 2020011442 | A | |
| | | | | TW | 201945556 | A | |
| | | | | CN | 112041475 | A | |
| ----- | | | | | | | |
| WO | 2020/045220 | A1 | 05.03.2020 | US | 2021/0340641 | A1 | |
| | | | | EP | 3828296 | A1 | |
| | | | | CN | 112639147 | A | |
| | | | | KR | 10-2021-0036966 | A | |
| | | | | MX | 2021002269 | A | |
| ----- | | | | | | | |
| WO | 2023/026819 | A1 | 02.03.2023 | (ファミリーなし) | | | |
| ----- | | | | | | | |