

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2025年5月8日(08.05.2025)



(10) 国際公開番号

WO 2025/095122 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/JP2024/039149

(22) 国際出願日: 2024年11月1日(01.11.2024)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(30) 優先権データ:
特願 2023-188617 2023年11月2日(02.11.2023) JP

(71) 出願人: 日本製鉄株式会社 (NIPPON STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 (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 (JP). 澤田 正美(SAWADA, Masayoshi); 〒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 (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 (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))
- 一 補正された請求の範囲及び説明書 (条約第19条(1))

(54) Title: STEEL SHEET AND MEMBER

(54) 発明の名称: 鋼板及び部材

(57) Abstract: Provided is a steel sheet characterized in that the tensile strength thereof is 1660 MPa or more, the metal structure thereof has, in terms of area%, 85.0% or more of martensite and 1.0%-7.0% of residual austenite, the balance structure making up 10.0% or less.

(57) 要約: 引張強度が1660MPa以上であり、金属組織が、面積%で、マルテンサイト: 85.0%以上、残留オーステナイト: 1.0~7.0%、並びに残部組織: 10.0%以下であることを特徴とする鋼板が提供される。



WO 2025/095122 A1

明 細 書

発明の名称：鋼板及び部材

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：0.20%以上0.40%以下、Si：1.0%超え3.0%以下、Mn：1.5%以上3.5%以下、P：0.002%以上0.010%以下、S：0.0002%以上0.0020%以下、sol. Al：0.40%以下（0%は含まない）、N：0.0100%以下を含有するとともに、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し、面積率で、焼戻しマルテンサイト：45%以上83%以下、ベイナイト：15%以上53%以下、残留オーステナイト：2%以上を含有する鋼組織を有し、前記焼戻しマルテンサイト中の炭化物の平均粒径が0.40 μ m以下であり、前記残留オーステナイト中の平均C量が0.5質量%以上であり、引張強度が1470MPa以上である鋼板が記載されている。また、特許文献1では、焼戻しマルテンサイト中の炭化物の粗大化を抑制することでTS \geq 1470MPaの高強度鋼板で耐遅れ破壊特性を向上させ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

[0005] 特許文献1：国際公開第2022/185804号

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0006] 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いる。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、すなわち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。

[0007] そこで、本発明は、新規な構成により、耐水素脆化特性に優れた高強度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

[0008] 本発明者らは、上記目的を達成するために、特に鋼板の金属組織に着目して検討を行った。具体的には、本発明者らは、1660MPa以上の引張強度を確保するために鋼板の金属組織をマルテンサイトを主体とする組織により構成しつつ、当該金属組織中に水素を吸蔵しやすい特性を有する残留オーステナイトを所定量含めることで、引張強度が1660MPa以上の高強度であっても、水素脆化割れの発生を顕著に抑制することができることを見出し、本発明を完成させた。

[0009] 上記目的を達成し得た本発明は下記のとおりである。

- (1) 引張強度が1660MPa以上であり、
金属組織が、面積%で、
マルテンサイト：85.0%以上、
残留オーステナイト：1.0～7.0%、並びに
残部組織：10.0%以下であり、
化学組成が、質量%で、

C : 0.25~0.45%、
Si : 0.01~1.30%、
Mn : 1.00~3.50%、
P : 0.0001~0.0200%、
S : 0.0001~0.0200%、
Al : 0.001~1.000%、
N : 0.0001~0.0200%、
O : 0.0001~0.0200%、
Co : 0~0.50%、
Ni : 0~1.00%、
Mo : 0~1.00%、
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%、及び
Ce : 0~0.050%を含有し、

残部がFe及び不純物からなることを特徴とする、鋼板。

(2) X線回折で測定した場合に、表層部、板厚1/4位置、及び板厚1/2位置における残留オーステナイトに由来する回折ピークから算出される格子定数が下記式1を満たすことを特徴とする、上記(1)に記載の鋼板。

$$\begin{aligned} A_s &> 3.5800 \text{ \AA} \\ A_q &> 3.5800 \text{ \AA} \\ A_c &> 3.5800 \text{ \AA} \quad \dots \text{式1} \end{aligned}$$

ここで、 A_s 、 A_q 及び A_c は、それぞれ表層部、板厚1/4位置、及び板厚1/2位置における残留オーステナイトに由来する回折ピークから算出される格子定数である。

(3) 表層部における残留オーステナイトの面積率 RA_s と板厚1/2位置における残留オーステナイトの面積率 RA_c が、 $RA_s/RA_c < 0.75$ を満たすことを特徴とする、上記(1)又は(2)に記載の鋼板。

(4) X線回折で測定した場合に、表層部、板厚1/4位置、及び板厚1/2位置における残留オーステナイトに由来する回折ピークから算出される格子定数が下記式2を満たすことを特徴とする、上記(1)～(3)のいずれか1項に記載の鋼板。

$$\begin{aligned} A_s/A_c &> 0.9970 \\ A_q/A_c &> 0.9970 \quad \dots \text{式2} \end{aligned}$$

ここで、 A_s 、 A_q 及び A_c は、それぞれ表層部、板厚1/4位置、及び板厚1/2位置における残留オーステナイトに由来する回折ピークから算出される格子定数である。

(5) 前記化学組成が、質量%で、

- Co : 0.01～0.50%、
- Ni : 0.01～1.00%、
- Mo : 0.01～1.00%、
- 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%

のうち少なくとも1種を含むことを特徴とする、上記(1)~(4)のいずれか1項に記載の鋼板。

(6) 上記(1)~(5)のいずれか1項に記載の鋼板を含む部材。

発明の効果

[0010] 本発明によれば、耐水素脆化特性に優れた高強度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

[0011] <鋼板>

本発明の実施形態に係る鋼板は、引張強度が1660MPa以上であり、金属組織が、面積%で、
マルテンサイト：85.0%以上、
残留オーステナイト：1.0~7.0%、並びに
残部組織：10.0%以下であり、

化学組成が、質量%で、

C : 0.25~0.45%、

Si : 0.01~1.30%、

Mn : 1.00~3.50%、

P : 0.0001~0.0200%、

S : 0.0001~0.0200%、

Al : 0.001~1.000%、

N : 0.0001~0.0200%、

O : 0.0001~0.0200%、

Co : 0~0.50%、

Ni : 0~1.00%、

Mo : 0~1.00%、

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%、及び

C e : 0 ~ 0 . 0 5 0 % を含有し、

残部がF e 及び不純物からなることを特徴としている。

[0012] 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、引張強度が1660MPa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金属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、引張強度の上昇に伴い、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、1660MPa以上の引張強度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、鋼板の金属組織を改質することが重要となる。

[0013] そこで、本発明者らは、引張強度が1660MPa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耐水素脆化特性を改善すべく、特に鋼板の金属組織に着目して検討を行った。まず、本発明者らは、オーステナイトからマルテンサイトを生成する際に不可避免的に形成され得る残留オーステナイトが水素を吸蔵しやすい特性を有している点に注目した。これに関連して、本発明者らは、1660MPa以上の引張強度を確保するために鋼板の金属組織をマルテンサイトを主体とする組織、より具体的には面積%でマルテンサイトを85.0%以上含む組織により構成しつつ、当該金属組織中に残留オーステナイトを所定量含めること、より具体的には面積%で残留オーステナイトを1.0~7.0%含めることで、引張強度が1660MPa以上の高強度であっても、水素脆化割れの発生を顕著に抑制することができることを見出した。何ら特定の理論に束縛されることを意図するものではないが、

残留オーステナイトは、上記のとおり水素を吸蔵しやすい特性を有していることから、金属組織中に残留オーステナイトを適切な量で存在させることにより、鋼中に侵入した水素を当該残留オーステナイトによって適切にトラップすることができるものと考えられる。この場合には、鋼中に侵入した水素がマルテンサイトを主体とする金属組織中の旧オーステナイト粒界に集積して粒界の結合強度を低下させるのを抑制することができる。その結果として、引張強度が1660MPa以上の高強度であっても、水素脆化割れの発生を顕著に抑制することが可能になるものと考えられる。高強度化に伴って残留オーステナイト量は一般に増えやすくなるため、マルテンサイトを85.0%以上含む硬質な金属組織において残留オーステナイトを1.0~7.0%の範囲内に制御することで、1660MPa以上の引張強度と優れた耐水素脆化特性を両立することができるという事実は従来知られておらず、今回、本発明者らによって初めて明らかにされたことである。したがって、本発明の実施形態に係る鋼板は、高強度化の要求が比較的高い自動車分野での使用において特に有用である。以下、本発明の実施形態に係る鋼板の各構成要素についてより詳しく説明する。

[0014] [引張強度：1660MPa以上]

本発明の実施形態に係る鋼板は、1660MPa以上の引張強度を有する。引張強度は、好ましくは1700MPa以上、1760MPa以上又は、1800MPa以上、1900MPa以上又は2000MPa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度を有するにもかかわらず、上で説明したようにマルテンサイトを主体とする金属組織中に残留オーステナイトを所定量含めることにより耐水素脆化特性を顕著に向上させることができる。引張強度の上限は特に限定されないが、例えば、引張強度は2500MPa以下、2300MPa以下、2200MPa以下又は2100MPa以下であってもよい。引張強度は、試験片の長手方向が好ましくは鋼板の圧延直角方向と平行になる向きから採取したJIS 5号試験片に基づいて、JIS Z 2241：2022に準拠した引張

試験を行うことで測定される。鋼板の圧延方向を特定できない場合であっても、鋼板の板面内のいずれかの方向で上記引張強度を有する鋼板であれば本発明の効果を楽しむことができる。鋼板の表面にめっき等の被覆層を備える場合は、被覆層を除いた後、引張試験を実施するものとする。

[0015] [金属組織]

次に、本発明の実施形態に係る鋼板の金属組織について説明する。以下の説明において、組織分率の単位である「%」は、特に断りがない限り「面積%」を意味するものである。また、金属組織は、鋼板の表層部、板厚1/4位置、及び板厚1/2位置において制御される。ここで、表層部とは、鋼板表面から板厚方向に50 μ mの深さ位置をいうものである。以下、特に断りがない限り、組織分率は、表層部、板厚1/4位置、及び板厚1/2位置において測定される組織分率の平均値を意味するものである。鋼板の表面にめっき等の被覆層を備える場合は、被覆層を除いた領域について厚さ方向の位置を特定するものとする。

[0016] [マルテンサイト：85.0%以上]

本発明の実施形態に係る鋼板においては、金属組織は、面積%で、マルテンサイト：85.0%以上を含む。マルテンサイトを85.0%以上含むことで、1660MPa以上の引張強度を達成することが可能となる。高強度化の観点からは、マルテンサイトの面積率は高いほど好ましく、例えば87.0%以上、90.0%以上、92.0%以上又は95.0%以上であってもよい。上限は特に限定されないが、例えば、マルテンサイトの面積率は99.0%以下又は97.0%以下であってもよい。本発明において、「マルテンサイト」とは、焼入れままマルテンサイト（いわゆるフレッシュマルテンサイト）だけでなく、焼戻しマルテンサイトをも包含するものである。

[0017] [残留オーステナイト：1.0~7.0%]

本発明の実施形態に係る鋼板においては、金属組織は、面積%で、残留オーステナイト：1.0~7.0%を含む。残留オーステナイトを1.0~7.0%含むことで、鋼中に侵入した水素を当該残留オーステナイトによ

って適切にトラップすることができるので、引張強度が1660MPa以上の高強度であっても、水素脆化割れの発生を顕著に抑制することが可能となる。耐水素脆化特性を向上させる観点からは、残留オーステナイトの面積率は高いほど好ましく、例えば2.0%以上、3.0%以上又は4.0%以上であってもよい。一方で、残留オーステナイトを過度に含むと、十分なマルテンサイトの面積率を確保できず、所望の強度を達成することができなくなる場合がある。あるいはまた、水素をトラップした残留オーステナイトの一部は冷間加工等によりマルテンサイトに変態したり、経年変化などにより分解したりして、トラップされていた水素の一部が放出される場合がある。残留オーステナイトを過度に含むと、このような水素の放出量が大きくなって水素脆化を促進させてしまう場合がある。したがって、残留オーステナイトの面積率は7.0%以下とし、例えば6.0%以下又は5.0%以下であってもよい。

[0018] [残部組織：10.0%以下]

マルテンサイト及び残留オーステナ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、当該残部組織は面積率で10.0%以下とする。残部組織を過度に含むと、マルテンサイト及び／又は残留オーステナイトの面積率を所望の範囲内に制御することができなくなり、結果として所望の強度及び／又は耐水素脆化特性が得られない場合がある。したがって、残部組織の面積率は10.0%以下とし、8.0%以下、6.0%以下、5.0%以下、4.0%以下、3.0%以下又は2.0%以下であってもよい。言い換えれば、マルテンサイトと残留オーステナイトの面積率の合計は90.0%以上とし、92.0%以上、94.0%以上、95.0%以上、96.0%以上、97.0%以上又は98.0%以上であってもよい。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0.5%以上又は1.0%以上であってもよい。言い換えれば、マルテンサイトと残留オーステナイトの面積率の合計は9

9. 5%以下又は99.0%以下であってもよい。残部組織は、特に限定されないが、例えば、フェライト、ベイナイト及びパーライトの少なくとも1種を含むか又はそれらの少なくとも1種であってもよい。

[0019] [金属組織の同定及び算出]

[マルテンサイト]

金属組織の同定及び算出は以下のようにして行われる。まず、板面に垂直な方向の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。当該断面を研磨による傷が残存しないよう留意して研磨する。その後、表面の研磨により導入されたひずみを化学研磨により除去することで、研磨による結晶方位の変化が起きていない、EBSD(Electron-Back-Scatter-Diffraction)解析用の断面観察サンプルを得る。ここで、研磨による結晶方位の傷とは、EBSD解析におけるIPFマップ(Inverse-Pole-Figure)において、金属組織を貫通して直線状に観察される領域を指す。このような傷は、組織本来のものではないため、当然ながら観察視野には傷を含まない必要がある。傷が入らない視野を探すか、又は視野内に傷がどうしても入る場合は、再度研磨を実施することが好ましい。

[0020] 上記のEBSD解析用サンプルを電子線後方散乱解析に供する。EBSDの解析条件については、当業者の常識の範囲内であれば構わないが一例として詳細な条件を記述する。EBSD測定が可能なFE-SEM内にサンプルを挿入後、サンプルの研磨面を電子線の入射方向に対して60~70°傾ける。サンプルの傾斜方向は、測定対象の断面が、この後に挿入するEBSD検出器と向き合う方向とする必要がある。傾斜後、EBSD検出器をFE-SEMチャンバー内に挿入しサンプルに近接させる。EBSD検出器の位置は電子線の検出感度が高くなる位置であればよいが、FE-SEMのチャンバー内や、サンプル及びサンプルを固定しているジグやテーブルにぶつからない範囲で最接近させることが望ましい。その後、EBSD検出器の電子線の検出感度を調整する。検出感度の調整については、使用するFE-SEM

の電子銃やEBSD検出器の性能などに依存して変化するため、当業者の常識の範囲内での実施が望ましい。調整により結果的に、EBSDパターンを明瞭に観察できる条件となればよい。その後、電子線を観察視野に対して、Step Size $0.3\ \mu\text{m}$ の間隔で照射し、各測定点のEBSDパターンを採取する。各測定点のEBSDパターンを基に、指数付け及び結晶方位の算出を行う。指数付けや結晶方位の算出については、AMETEK社製のAPEXソフトウェアを用いることが望ましい。このようにして得られたEBSDデータは、AMETEK社製のEBSD用データ解析ソフトである、OIMAnalysisソフトウェア (Orientation Imaging Microscopy) のversion 7以降にてデータ解析を行う。得られたEBSDデータをOIMAnalysis上で開き、CI値 (Confidence Index) が0.1以上の領域のみを抽出する。CI値は指数付け及び結晶方位の解析結果の信頼度の指標である。CI値が0.1より低い箇所は、電子線照射時に試料表面上のコンタミや、結晶粒界などの方位が重なり合う領域である可能性が高く、金属組織本来の結晶方位ではない領域とみなせる。その後、GAM値 (Grain Average Misorientation) が 0.5° 以上の領域をマルテンサイトとみなし、面積率を求める。なお、粒界は測定点間の方位差が 15° 以上の測定点間の境界を指す。ここで、GAM値とは粒界に囲まれた領域において結晶方位の測定点間の方位差を平均した値であり、マルテンサイトのような低温で形成される組織は、変態ひずみなどで粒内の方位差ができてしまう特徴があるため、GAM値による判別が可能となる。このような調査を鋼板表面から板厚の $1/2$ 位置を中心とする $100 \times 100\ \mu\text{m}$ の視野で5か所以上実施し、平均の面積率を導出する。

[0021] 残留オーステナイトは、マルテンサイトのラス間にサブナノサイズで形成される。このため、EBSD解析における分解能では、両者を分離することが難しく、上述の方法で求めた面積率はマルテンサイトと残留オーステナイトを合算した面積率となる。このため、上述の方法で求めた面積率から後

述の手順で測定する残留オーステナイトの面積率を差し引くこと、すなわち
[EBSDで求めた面積率 (GAM値0.5°以上の領域の面積率)] - [X線回折で求めた残留オーステナイトの面積率] を計算することにより、
板厚1/2位置におけるマルテンサイトの面積率を求める。なお、上記のとおり、
本願におけるマルテンサイトは焼戻しマルテンサイトを含む組織であり、
マルテンサイトの焼戻された状態については特に区別はしない。

[0022] 次に、同様にして、板厚1/4位置及び表層部におけるマルテンサイトの
面積率を測定する。ただし、表層部におけるマルテンサイトの面積率を測定
する場合には、鋼板表面から板厚方向に50 μ mの深さ位置を中心とする5
0 μ m (板厚方向) \times 200 μ m (板厚方向に垂直な方向) の領域を観察領
域とする。最後に、表層部、板厚1/4位置、及び板厚1/2位置において
測定された面積率の平均値を算出し、マルテンサイトの面積率として決定す
る。

[0023] [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、マルテンサイトを同定するための試料を採取したのと同じ部材から試
料を採取し、次いで当該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)面、(21
1)面及びfcc相の(200)面、(220)面、(311)面の回折ピ
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、これを板
厚1/2位置における残留オーステナイトの面積率とする。表層部及び板厚
1/4位置についても同様にして残留オーステナイトの面積率を得、最後に
これらの平均値を算出し、残留オーステナイトの面積率として決定する。板
厚1/2位置における残留オーステナイトの面積率は後述される「RA_s」に
相当し、同様に表層部における残留オーステナイトの面積率は後述される「
RA_s」に相当する。

[0024] [残部組織]

上で得られたマルテンサイトの面積率と残留オーステナイトの面積率を100%から差し引いた値が、残部組織の面積率として決定される。残部組織は、例えば、フェライト、ベイナイト及びパーライトの少なくとも1種を含むか又はそれらの少なくとも1種であり得るが、本発明ではこれら組織種の特定及び各組織の面積率の決定は、本発明の目的を達成する上で特に必要なものではない。何らかの必要性があれば、当業者が通常適用する手法で特定することは困難なことではない。

[0025] [式1 : $A_s > 3.5800 \text{ \AA}$ 、 $A_q > 3.5800 \text{ \AA}$ 、及び $A_c > 3.5800 \text{ \AA}$]

本発明の好ましい実施形態においては、X線回折で測定した場合に、表層部、板厚1/4位置、及び板厚1/2位置における残留オーステナイトに由来する回折ピークから算出される格子定数が下記式1を満たす。

$$\begin{aligned} A_s &> 3.5800 \text{ \AA} \\ A_q &> 3.5800 \text{ \AA} \\ A_c &> 3.5800 \text{ \AA} \quad \dots \text{式1} \end{aligned}$$

ここで、 A_s 、 A_q 及び A_c は、それぞれ表層部、板厚1/4位置、及び板厚1/2位置における残留オーステナイトに由来する回折ピークから算出される格子定数である。

[0026] 金属組織中の残留オーステナイトは、種々の安定度を有する複数の残留オーステナイトによって構成されている。したがって、金属組織中には、例えば、安定度の比較的低い残留オーステナイトが存在しており、同様に安定度の比較的高い残留オーステナイトも存在している。いずれの残留オーステナイトも水素吸蔵能を有し、それゆえ鋼中に侵入する水素をトラップすることが可能である。しかしながら、安定度の低い残留オーステナイトが多いと、冷間プレスなどの冷間加工により残留オーステナイトの一部が加工誘起マルテンサイト変態する場合があるか又は経年変化などにより残留オーステナイトの一部が分解する場合がある。このような場合には、残留オーステナイトの部分的な消失により水素吸蔵能が低下するとともに、残留オーステナイ

ト中にトラップされていた水素の一部が放出されることになる。さらに、放出された水素は、マルテンサイトを主体とする金属組織中の旧オーステナイト粒界に集積して粒界の結合強度を低下させ、水素脆化を促進させてしまう場合がある。したがって、耐水素脆化特性をより向上させる観点からは、残留オーステナイトの面積率を1.0～7.0%の範囲内に制御することに加えて、当該残留オーステナイトを安定化させ、それによって残留オーステナイトの消失及びそれに関連する水素の放出を抑制又は低減することが好ましい。

[0027] そこで、本発明者らは、鋼板の耐水素脆化特性をさらに向上させるべく、耐水素脆化特性と残留オーステナイトの安定化との関係について検討した。より具体的には、本発明者らは、残留オーステナイトに由来するX線回折ピークから算出される格子定数が当該残留オーステナイトの安定度の指標となる点に着目して検討を行った。その結果、本発明者らは、X線回折で測定した場合に、表層部、板厚1/4位置、及び板厚1/2位置における残留オーステナイトに由来する回折ピークから算出される格子定数すなわち A_s 、 A_q 及び A_a が上記式1を満たすように制御することで、鋼板の金属組織に含まれる残留オーステナイトの安定度を鋼板全体で高めることができることを見出した。これに関連して、本発明者らは、冷間加工等による加工誘起マルテンサイト変態に基づく残留オーステナイトの消失、及び経年変化等による残留オーステナイトの分解などを顕著に抑制することができることを見出した。何ら特定の理論に束縛されることを意図するものではないが、C及び/又はMn等のオーステナイト安定化元素を残留オーステナイト中に濃化させることで、残留オーステナイトに由来する回折ピークから算出される格子定数の値を大きくすることができ、それによって残留オーステナイトの安定度を高めることができるものと考えられる。より詳しく説明すると、製造方法に関連して後で詳しく説明されるように、熱延後処理工程において適切な熱処理を施すことで、熱延鋼板中にセメントサイトを形成させることができるので、以降の焼鈍工程において当該セメントサイトにMnなどのオーステナイト安定

化元素を濃化させることができ、当該オーステナイトの安定度をより高めることが可能となる。同様に、製造方法に関連して後で詳しく説明されるように、安定化処理工程において適切な熱処理を施すことによっても、鋼板中のオーステナイト安定化元素であるC及びMn等を残留オーステナイト中に濃化させて当該残留オーステナイトを十分に安定化することができる。この場合には、濃化したC及び/又はMn等のオーステナイト安定化元素は、例えばCの場合は、侵入型固溶元素として作用して本来原子の存在しない空隙に入り込み格子を広げたりし、Mnの場合は、置換型固溶元素として作用して、本来Fe原子が存在する格子位置に入り込み格子を広げたりしていると考えられ、その結果として格子定数の値が大きくなるものと考えられる。したがって、オーステナイト安定化元素に起因する残留オーステナイトの安定化と格子定数の値との間には一定の相関関係が認められる。これらの知見に基づいて検討を重ねた結果、本発明者らは、X線回折で測定した場合に、表層部、板厚1/4位置、及び板厚1/2位置における残留オーステナイトに由来する回折ピークから算出される格子定数すなわち A_s 、 A_q 及び A_c が上記式1を満たすように制御することで、鋼板の金属組織に含まれる残留オーステナイトの安定度を鋼板全体で高めることができることを見出した。したがって、 A_s 、 A_q 及び A_c が上記式1を満たすように制御することで、加工誘起マルテンサイト変態に基づく残留オーステナイトの消失や経年変化等による残留オーステナイトの分解などを顕著に抑制することができるので、単に残留オーステナイト量を1.0~7.0%の範囲内に制御した場合と比較して、鋼板の耐水素脆化特性をより向上させることが可能となる。耐水素脆化特性をさらに向上させる観点からは、 A_s 、 A_q 及び A_c の値は高いほど好ましく、例えば、 A_s 、 A_q 及び A_c はそれぞれ3.5830Å以上（すなわち $A_s \geq 3.5830$ Å、 $A_q \geq 3.5830$ Å、及び $A_c \geq 3.5830$ Å、以下同様）、3.5850Å以上、3.5880Å以上、又は3.5900Å以上であってもよい。上限は特に限定されないが、例えば、 A_s 、 A_q 及び A_c はそれぞれ3.7000Å以下（すなわち $A_s \leq 3.7000$ Å、 $A_q \leq 3.7000$ Å、及び $A_c \leq 3.7000$ Å）であることが好ましい。

$d_c \leq 3.7000 \text{ \AA}$ 、以下同様)、 3.6500 \AA 以下、又は 3.6000 \AA 以下であってもよい。

[0028] [格子定数 A_s 、 A_q 及び A_c の算出]

格子定数 A_s 、 A_q 及び A_c は以下のようにして算出される。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。次に、研磨後の試料に対して特性X線として $\text{Mo K } \alpha$ 線を用いて得られたfcc相の(200)面、(220)面及び(311)面の回折ピークから、下記式3及び4に基づいて、残留オーステナイトの各面における格子定数 $A_{c(200)}$ 、 $A_{c(220)}$ 及び $A_{c(311)}$ を算出し、次いで下記式5に基づいてそれらを平均したものを格子定数 A_c として決定する。

$$d_{c(hkl)} = \lambda / 2 \sin (2 \theta_{c(hkl)} / 2) \quad \dots$$

式3

$$A_{c(hkl)} = d_{c(hkl)} \times (h^2 + k^2 + l^2)^{0.5} \quad \dots \text{式}$$

4

$$A_c = (A_{c(200)} + A_{c(220)} + A_{c(311)}) / 3 \quad \dots \text{式}$$

5

ここで、 $d_{c(hkl)}$ は板厚 $1/2$ 位置における(hkl)面の格子間隔(\AA)であり、 λ はX線回折装置の光源波長($\text{Mo K } \alpha$ 線の波長)(\AA)であり、 $A_{c(hkl)}$ は板厚 $1/2$ 位置における(hkl)面の格子定数(\AA)である。 $2 \theta_{c(hkl)}$ は板厚 $1/2$ 位置における(hkl)面の回折ピークの見掛けの回折角($^\circ$)である。 $2 \theta_{c(hkl)}$ はX線回折によって得られた回折強度と回折角 2θ の結果から算出する。まず、得られた 2θ の値について下記式6を用いて、3点加重平均の平滑化処理を行う。その後、各回折面における最も回折強度の高い 2θ をその回折面の $2 \theta_{c(hkl)}$ とする。

$$2 \theta_n = (2 \theta_{n-1} \times P_{n-1} + 2 \theta_n \times P_n + 2 \theta_{n+1} \times P_{n+1}) / (P_{n-1} + P_n + P_{n+1}) \cdot$$

\dots 式6

ここで、 P_n は「回折角 ν s 回折強度」のデータ群における回折角 $2\theta_n$ の回折強度を指し、 P_n に加えて、回折角 $2\theta_n$ の前後の回折強度（すなわち P_{n-1} 及び P_{n+1} ）の合計3点のデータを用いて3点加重平均の平滑化処理を行い、当該平滑化処理を全ての測定点で実施する。表層部及び板厚 $1/4$ 位置についても同様にして、それぞれの位置での残留オーステナイトの（200）面、（220）面及び（311）面の格子定数を得、それらを平均することで、格子定数 A_s 及び A_q を決定する。

[0029] [$RA_s/RA_q < 0.75$]

本発明の別の好ましい実施形態においては、表層部における残留オーステナイトの面積率 RA_s と板厚 $1/2$ 位置における残留オーステナイトの面積率 RA_q が $RA_s/RA_q < 0.75$ を満たす。

[0030] 水素脆化割れは、上記のとおり、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、例えば、大きな塑性ひずみが与えられる曲げ加工部において特に生じやすい。とりわけ、マルテンサイト組織によって主として構成される高強度鋼板においては、冷間加工などの加工は曲げ加工が主体となる。したがって、耐水素脆化特性のさらなる向上を図るためには、曲げ加工の際に水素脆化が生じやすい鋼板表層部の金属組織を改善することが特に有効となる。

[0031] そこで、本発明者らは、鋼板全体の残留オーステナイト量は $1.0 \sim 7.0\%$ の範囲内に維持しつつ、鋼板表層部における金属組織中の残留オーステナイト量が鋼板内部における金属組織中の残留オーステナイト量に比べて所定の割合で少なくなるように制御すること、より具体的には表層部における残留オーステナイトの面積率 RA_s と板厚 $1/2$ 位置における残留オーステナイトの面積率 RA_q が $RA_s/RA_q < 0.75$ を満たすように制御することにより、曲げ加工時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。何ら特定の理論に束縛されることを意図するものではないが、表層部における残留オーステナイト量を低減することで、当然ながら表層部における不安定な残留オーステナイトの量も低減されることになると考えられ

る。このようにして表層部における不安定な残留オーステナイトの量が低減されると、冷間プレスなどの曲げ加工等に起因して表層部の残留オーステナイトが加工誘起マルテンサイト変態により低減又は消失することが抑制されることとなる。その結果として、曲げ加工等に起因して表層部の残留オーステナイトから放出される水素の量を低減することができ、それによって単に残留オーステナイト量を1.0～7.0%の範囲内に制御した場合と比較して、鋼板の耐水素脆化特性をより向上させることが可能となる。

[0032] 耐水素脆化特性をさらに向上させる観点からは、表層部の残留オーステナイトの面積率 RA_s を低減して表層部の残留オーステナイトから放出される水素の量を低減することが好ましい。したがって、 RA_s/RA_c の比は小さいほど好ましく、例えば0.72以下（すなわち $RA_s/RA_c \leq 0.72$ 、以下同様）、0.70以下、0.68以下、0.65以下、0.62以下又は0.60以下であってもよい。下限は特に限定されず、例えば、 RA_s/RA_c の比は0超であればよく、又は0.10以上（すなわち $RA_s/RA_c \geq 0.10$ 、以下同様）、0.20以上若しくは0.30以上であってもよい。 RA_s 及び RA_c の算出方法については、[金属組織の同定及び算出]の項において先に説明したとおりである。

[0033] [式2： $A_s/A_c > 0.9970$ 、及び $A_q/A_c > 0.9970$]

本発明のさらに別の好ましい実施形態においては、X線回折で測定した場合に、表層部、板厚1/4位置、及び板厚1/2位置における残留オーステナイトに由来する回折ピークから算出される格子定数が下記式2を満たす。

$$A_s/A_c > 0.9970$$

$$A_q/A_c > 0.9970 \quad \dots \text{式2}$$

ここで、 A_s 、 A_q 及び A_c は、それぞれ表層部、板厚1/4位置、及び板厚1/2位置における残留オーステナイトに由来する回折ピークから算出される格子定数である。

[0034] 上記のとおり、マルテンサイト組織によって主として構成される高強度鋼板においては、冷間加工などの加工は曲げ加工が主体となる。したがって、

耐水素脆化特性のさらなる向上を図るためには、曲げ加工の際に水素脆化が生じやすい鋼板表層部の金属組織を改善することが特に有効となる。

[0035] そこで、本発明者らは、鋼板全体の残留オーステナイト量は1.0～7.0%の範囲内に維持しつつ、鋼板の表面により近い領域における金属組織中の残留オーステナイトの安定度が比較的高くなるように制御すること、より具体的には表層部、板厚1/4位置、及び板厚1/2位置における残留オーステナイトに由来する回折ピークから算出される格子定数が上記式2を満たすように制御することにより、曲げ加工時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。表層部及び板厚1/4位置における残留オーステナイトの安定度をより高めることで、冷間プレスなどの曲げ加工等に起因して表層部及び板厚1/4位置の残留オーステナイトが加工誘起マルテンサイト変態により低減又は消失することを抑制することができる。その結果として、曲げ加工等に起因して表層部及び板厚1/4位置の残留オーステナイトから放出される水素の量を低減することができ、それによって単に残留オーステナイト量を1.0～7.0%の範囲内に制御した場合と比較して、鋼板の耐水素脆化特性をより向上させることが可能となる。

[0036] 耐水素脆化特性をさらに向上させる観点からは、表層部及び板厚1/4位置の残留オーステナイトの安定度をさらに高めて表層部及び板厚1/4位置における残留オーステナイトに由来する回折ピークから算出される格子定数の値を大きくすることにより、表層部及び板厚1/4位置の残留オーステナイトから放出される水素の量を低減することが好ましい。したがって、 A_s/A_c 及び A_q/A_c の比は大きいほど好ましく、例えばそれぞれ0.9975以上（すなわち $A_s/A_c \geq 0.9975$ 、及び $A_q/A_c \geq 0.9975$ 、以下同様）、0.9980以上、0.9985以上、又は0.9990以上であってもよい。上限は特に限定されないが、例えば、 A_s/A_c 及び A_q/A_c の比は1.1000以下（すなわち $A_s/A_c \leq 1.1000$ 、及び $A_q/A_c \leq 1.1000$ 、以下同様）、1.0500以下又は1.0200以下であってもよ

い。 A_s 、 A_q 及び A_c の算出方法については、 [格子定数 A_s 、 A_q 及び A_c の算出] の項において先に説明したとおりである。

[0037] 本発明の最も好ましい実施形態においては、 X線回折で測定した場合に、 表層部、 板厚 $1/4$ 位置、 及び板厚 $1/2$ 位置における残留オーステナイトに由来する回折ピークから算出される格子定数が上記式 1 を満たし、 表層部における残留オーステナイトの面積率 $R A_s$ と板厚 $1/2$ 位置における残留オーステナイトの面積率 $R A_c$ が $R A_s/R A_c < 0.75$ を満たし、 かつ X線回折で測定した場合に、 表層部、 板厚 $1/4$ 位置、 及び板厚 $1/2$ 位置における残留オーステナイトに由来する回折ピークから算出される格子定数が上記式 2 を満たす。 このような実施形態によれば、 鋼板の金属組織に含まれる残留オーステナイトの安定度を鋼板全体で高めるとともに、 特に表層部において不安定な残留オーステナイトの量を低減しつつ、 表層部及び板厚 $1/4$ 位置に存在する残留オーステナイトの安定度をさらに高めることができる。 したがって、 特に曲げ加工の際に水素脆化が生じやすい鋼板の表層部及び板厚 $1/4$ 位置において、 曲げ加工等に起因して残留オーステナイトから放出される水素の量を顕著に低減することができるため、 鋼板の耐水素脆化特性をより顕著に向上させることが可能となる。

[0038] [鋼板の化学組成]

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。 さらに、 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。

[0039] 本発明の特定の実施形態において、 鋼板の化学組成は、 質量%で、 化学組成が、 質量%で、

C : 0.25 ~ 0.45 %、

Si : 0.01 ~ 1.30 %、

Mn : 1.00 ~ 3.50 %、

P : 0.0001 ~ 0.0200 %、

S : 0.0001~0.0200%、

Al : 0.001~1.000%、

N : 0.0001~0.0200%、

O : 0.0001~0.0200%、

Co : 0~0.50%、

Ni : 0~1.00%、

Mo : 0~1.00%、

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

である。以下、各元素についてより詳しく説明する。

[0040] [C : 0.25~0.45%]

Cは、安価に引張強度を増加させるために有効な元素である。また、Cはオーステナイトを安定化させるのに有効な元素でもある。これらの効果を十分に得るために、C含有量は0.25%以上とする。C含有量は0.26%以上、0.28%以上、0.29%以上又は0.30%以上であってもよい。

一方、Cを過度に含有すると、溶接性が低下する場合がある。このため、C含有量は0.45%以下とする。C含有量は0.42%以下、0.40%以下又は0.38%以下であってもよい。

[0041] [Si : 0.01~1.30%]

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、局部延性が低下する場合がある。このため、Si含有量は1.30%以下とする。Si含有量は1.20%以下、1.00%以下、0.80%以下又は0.60%以下であってもよい。

[0042] [Mn : 1.00~3.50%]

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。また、Mnはオーステナイトを安定化させるのに有効な元素でもある。これらの効果を十分に得るために、Mn含有量は1.00%以上とする。Mn含有量は1.20%以上、1.50%以上、1.80%以上、2.00%以上、2.20%以上、2.40%以上又は2.50%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3.20%以下、3.00%以下、2.80%以下又は2.60%以下であってもよい。

[0043] [P : 0.0001~0.0200%]

Pは、溶接部の脆化やめっき性を劣化させる元素である。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。

P含有量は少ないほど好ましいが、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。

[0044] [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。

S含有量は少ないほど好ましいが、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。

[0045] [Al : 0.001~1.000%]

Alは、鋼の脱酸剤として作用する元素である。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。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。

[0046] [N : 0.0001~0.0200%]

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0.0200%以下とする。N含有量は0.0180%以下、0.0160%以下、0.0120%以下又は0.0100%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、0.0010%以上又は0.0020%以上であってもよい。

[0047] [O : 0.0001~0.0200%]

O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、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。

[0048] 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、Co : 0~0.50%、Ni : 0~1.00%、Mo : 0~1.00%、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%及びTa : 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、Sn : 0~0.100%、Sb : 0~0.100%及びAs : 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、Mg : 0~0.05

0.0%, Ca: 0~0.050%, Y: 0~0.050%, Zr: 0~0.050%, La: 0~0.050%及びCe: 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。

[0049] [Co: 0~0.50%]

Co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。Co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、Co含有量は0.001%以上であることが好ましい。Co含有量は0.01%以上、0.02%以上、0.05%以上又は0.10%以上であってもよい。

一方、Coを過度に含有すると、粗大なCo炭化物が析出する場合がある。このため、Co含有量は0.50%以下であることが好ましい。Co含有量は0.40%以下、0.30%以下又は0.20%以下であってもよい。

[0050] [Ni: 0~1.00%]

Niは、鋼板の強度上昇に有効な元素である。また、Ni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。Ni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、Ni含有量は0.001%以上であることが好ましい。Ni含有量は0.01%以上、0.02%以上、0.05%以上又は0.10%以上であってもよい。

一方、Niを過度に含有すると、溶接性が低下する場合がある。このため、Ni含有量は1.00%以下であることが好ましい。Ni含有量は0.90%以下、0.80%以下、0.60%以下又は0.30%以下であってもよい。

[0051] [Mo: 0~1.00%]

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0.01%以上、0.02%以上、0.05%以上又は0.08%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する場合がある。このため、Mo含有量は1.00%以下であることが好ましい。Mo含有量は0.90%以下、0.80%以下、0.60%以下又は0.30%以下であってもよい。

[0052] [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炭化物が形成される場合がある。このため、Cr含有量は2.000%以下であることが好ましい。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。

[0053] [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る場合がある。このため、Ti含有量は0.500%以下であることが好ましい。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。

[0054] [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、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酸化物が生成する可能性がある。このため、B含有量は0.0100%以下であることが好ましい。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。

[0055] [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炭化物が生成する可能性がある。このため、Nb含有量は0.500%以下であることが好ましい。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。

[0056] [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る場合がある。このため、V含有量は0.500%以下であることが好ましい。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。

[0057] [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、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%以下であることが好ましい。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。

[0058] [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%であってもよいが、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。このため、W含有量は0.100%以下であることが好ましい。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。

[0059] [Ta : 0~0.100%]

Ta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。Ta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、Ta含有量は0.001%以上とであることが好ましい。Ta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する場合がある。このため、T a含有量は0.100%以下であることが好ましい。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。

[0060] [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、フェライトの脆化を引き起こす虞がある。このため、S n含有量は0.100%以下であることが好ましい。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。

[0061] [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は延性の低下を招く元素でもある。このため、S b含有量は0.100%以下であることが好ましい。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。

[0062] [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は延性の低下を招く元素でもある。こ

のため、As含有量は0.100%以下であることが好ましい。As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。

As含有量は少ないほど好ましく0%でもよいが、As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、As含有量は0.001%以上であってもよい。As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。

[0063] [Mg : 0~0.0500%]

Mgは、微量の含有で硫化物の形態を制御できる元素である。Mg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、Mg含有量は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する可能性がある。このため、Mg含有量は0.0500%以下であることが好ましい。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。

[0064] [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する可能性がある。このため、Ca含有量は0.050%以下であることが好ましい。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。

[0065] [Y : 0~0.050%]

[Zr : 0~0.050%]

[La : 0~0.050%]

[Ce : 0~0.050%]

Y、Zr、La及び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。Y、Zr、La及びCe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、Zr、La及びCe含有量はそれぞれ0.0001%以上であることが好ましく、0.0005%以上、0.001%以上又は0.002%以上であってもよい。

一方、これらの元素を過度に含有すると、粗大な酸化物が生成する場合がある。このため、Y、Zr、La及びCe含有量はそれぞれ0.050%以下であることが好ましく、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。

[0066] 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。

[0067] 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、鋼板の板厚1/2位置付近から35mm角の試験片を取得し、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、機械研削等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。

[0068] [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。

[0069] [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有してもよい。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。なお、このような被覆層は本発明の規定における引張強度、厚さ方向位置及び化学組成の決定において除外することは先述の通りである。

[0070] 本発明の実施形態に係る鋼板は、上記のように、1660MPa以上の非常に高い引張強度を有するにもかかわらず、耐水素脆化特性に優れるため、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。

[0071] <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。

[0072] 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、次いで終了温度850～1050℃の条件下で仕上げ圧延し、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、

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加熱し、次いで830～900℃の最高加熱温度にて20～150秒間保持する焼鈍工程、及び

前記冷延鋼板を1.0℃/秒以上の平均冷却速度でMs点以下まで冷却する冷却工程

を含み、さらに安定化処理工程及び/又はスキンプラス圧延工程を含む場合には、前記安定化処理工程の処理温度及び保持時間はそれぞれ280℃未満及び200時間未満であり、前記スキンプラス圧延工程の伸び率は2.00%未満である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。

[0073] [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℃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℃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℃以下であることが好ましい。

[0074] [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。

[0075] [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。

[0076] [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。例えば、平均冷却速度は100℃/秒以下であることが好ましく、巻取温度は300℃以上であることが好ましい。

[0077] [熱延後処理工程]

本製造方法の好ましい実施形態では、任意選択で、上記の熱間圧延工程後であつ酸洗工程前に、得られた熱延鋼板を400～680℃の温度域で1時間以上24時間未満にわたり滞留させる熱延後処理工程をさらに含む。このような熱処理を行うことで、熱延鋼板中にセメントサイトを形成させることができるので、以降の焼鈍工程において当該セメントサイトにMnなどのオーステナイトを安定化させる元素を濃化させることができ、当該オーステナイトの安定度をより高めることが可能となる。その結果として、X線回折で測定した場合に、表層部、板厚1/4位置、及び板厚1/2位置における残留オーステナイトに由来する回折ピークから算出される格子定数が下記式1を満たす金属組織を有する鋼板を得ることが可能となる。

$$A_s > 3.5800 \text{ \AA}$$

$$A_q > 3.5800 \text{ \AA}$$

$$A_c > 3.5800 \text{ \AA} \quad \dots \text{式1}$$

ここで、 A_s 、 A_q 及び A_c は、それぞれ表層部、板厚1/4位置、及び板厚1/2位置における残留オーステナイトに由来する回折ピークから算出される格子定数である。

[0078] 滞留温度が400℃よりも低いと、セメントサイトへのMn等の元素の拡散が不十分なものとなり、焼鈍工程においてオーステナイトを十分に安定化することができなくなる。一方で、滞留温度が680℃よりも高くなると、セメントサイトが溶解してしまい、セメントサイトへの元素濃化の効果を十分に得ることができなくなる。また、滞留時間が1時間未満であると、セメントサイトの形成が不十分なものとなり、同様にセメントサイトへの元素濃化の効果を十分に得ることができなくなる。いずれの場合も、結果として、上記式1を満たす金属組織を有する鋼板を得ることが困難となる。一方で、滞留時間が24時間を超えて長くなっても、セメントサイトへの元素濃化の効果は飽和するため、24時間以上の長時間の熱処理は経済性の観点から好ましくない。巻取後の熱延鋼板の温度が400℃よりも低い場合等には、必要に応じて熱延鋼板を再度加熱すればよい。

[0079] [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。

[0080] [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。

[0081] [焼鈍工程]

[830～900℃の最高加熱温度にて20～150秒間保持]

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加熱され、次いで830～900℃の最高加熱温度にて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を主体とする所望の硬質組織を得ることで1660MPa以上の引張強度を確実に達成することができる。最高加熱温度が830℃未満であるか又は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やすく、最終的に得られる鋼板においてマルテンサイトの所望の面積率を得ることが困難となり、1660MPa以上の引張強度を達成することが困難となる。一方で、最高加熱温度が900℃を超えるか又は最高加熱温度での保持時間が150秒を超えると、オーステナイトが粗大化して焼入れ性が低下し、フェライト変態やベイナイト変

態が起こりやすくなる。その結果として、最終組織において所望の組織分率を得ることが困難となる。

[0082] [被覆工程]

焼鈍工程後、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（G1）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-A1合金めっき層、溶融Zn-A1-Mg合金めっき層、溶融Zn-A1-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。

[0083] [冷却工程]

[1. 0℃/秒以上の平均冷却速度でMs点以下まで冷却]

最後に、焼鈍工程後又は被覆工程後の冷延鋼板が、次の冷却工程において1. 0℃/秒以上の平均冷却速度でMs点以下まで冷却される。これにより最終的に得られる金属組織を面積%でマルテンサイトを85. 0%以上含む組織により構成しつつ、当該金属組織中に面積%で残留オーステナイトを1. 0~7. 0%含めることができ、したがって1660MPa以上の引張強度と優れた耐水素脆化特性を両立することが可能となる。ここで、Ms点（℃）は、下記式7に基づいて算出する。

$$M_s = 550 - 350 \times [C] - 40 \times [Mn] - 20 \times [Cr] - 10 \times [Mo] - 17 \times [Ni] - 10 \times [Cu] - 35 \times [V] - 10 \times [W] - 15 \times [Co] \quad \dots \text{式7}$$

式中、[C]、[Mn]、[Cr]、[Mo]、[Ni]、[Cu]、[V]、[W] 及び [Co] は鋼板中の各元素の含有量（質量%）である。

[0084] 一方で、平均冷却速度が 1.0℃/秒未満であると、冷却過程でフェライトやベイナイトが比較的多く形成してしまい、最終組織において所望の組織分率を得ることが困難になるとともに、十分な引張強度を達成することができなくなる。好ましくは、平均冷却速度は 10.0℃/秒以上 20.0℃/秒以下である。とりわけ、平均冷却速度を 20.0℃/秒以下に制御することで、鋼板の金属組織に含まれる残留オーステナイトの安定度を鋼板全体で高めることができる。その結果として、表層部、板厚 1/4 位置、及び板厚 1/2 位置における残留オーステナイトに由来する回折ピークから算出される格子定数すなわち A_s 、 A_q 及び A_c が上記式 1 を満たすことを確実にすることができる。

[0085] [冷却工程の好ましい実施形態]

冷却工程の好ましい実施形態においては、焼鈍工程後又は被覆工程後の冷延鋼板は、1.0℃/秒以上の平均冷却速度で 100℃以上 M_s 点 - 100℃以下の制御温度 T まで冷却され、次いで当該制御温度 T から室温（25℃）まで 1.0℃/秒未満の平均冷却速度で冷却される。このような冷却処理を行うことで、炭素等の元素の濃化に起因して残留オーステナイトの安定度をより高めることが可能となる。その結果として、X線回折で測定した場合に、表層部、板厚 1/4 位置、及び板厚 1/2 位置における残留オーステナイトに由来する回折ピークから算出される格子定数が下記式 1 を満たす金属組織を有する鋼板を得ることが可能となる。

$$\begin{aligned} A_s &> 3.5800 \text{ \AA} \\ A_q &> 3.5800 \text{ \AA} \\ A_c &> 3.5800 \text{ \AA} \quad \dots \text{式1} \end{aligned}$$

ここで、 A_s 、 A_q 及び A_c は、それぞれ表層部、板厚1/4位置、及び板厚1/2位置における残留オーステナイトに由来する回折ピークから算出される格子定数である。

[0086] 制御温度Tが M_s 点 -100°C よりも高いと、未変態のオーステナイトが比較的多いために、当該未変態のオーステナイトへの炭素濃化が生じても、最終的に得られる金属組織中の残留オーステナイトを十分に安定化することができない場合がある。この場合には、上記式1を満たす金属組織を有する鋼板を得ることが困難となる。一方で、制御温度Tが 100°C 未満であるか又は平均冷却速度が $1.0^\circ\text{C}/\text{秒}$ 未満であると、オーステナイトへの炭素等の元素の濃化を促進させることができず、同様に最終的に得られる金属組織中の残留オーステナイトを十分に安定化することができない場合がある。この場合も同様に、上記式1を満たす金属組織を有する鋼板を得ることが困難となる。制御温度Tから室温までの平均冷却速度の下限値は、例えば $0.1^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上であることが好ましい。

[0087] [安定化処理工程]

好ましくは、冷却工程後の冷延鋼板に安定化処理が施される。具体的には、安定化処理は、冷却工程において M_s 点以下又は室温まで冷却された冷延鋼板を必要に応じて加熱し、次いで 70°C 以上 280°C 未満の温度域で1時間以上200時間未満にわたり保持することを含む。先の冷却工程において生成された残留オーステナイトを含む冷延鋼板をこのような温度域にて比較的長い時間にわたり処理することにより、鋼板中のオーステナイト安定化元素であるC及びMn等を残留オーステナイト中に濃化させて当該残留オーステナイトを十分に安定化することができる。その結果として、X線回折で測定した場合に、表層部、板厚1/4位置、及び板厚1/2位置における残留オーステナイトに由来する回折ピークから算出される格子定数が下記式1を満たす金属組織を有する鋼板を得ることが可能となる。

$$A_s > 3.5800 \text{ \AA}$$

$$A_q > 3.5800 \text{ \AA}$$

$$A_c > 3.5800 \text{ \AA} \quad \dots \text{式1}$$

ここで、 A_s 、 A_q 及び A_c は、それぞれ表層部、板厚1/4位置、及び板厚1/2位置における残留オーステナイトに由来する回折ピークから算出される格子定数である。

[0088] 処理温度が70℃未満であるか又は保持時間が1時間未満であると、残留オーステナイトの安定化が不十分となり、上記式1を満たす金属組織を有する鋼板を得ることが困難となる。一方で、安定化処理工程が実施される場合に、処理温度が280℃以上であるか又は保持時間が200時間以上であると、過度な熱処理に起因して残留オーステナイトの多くが分解してしまい、最終組織における残留オーステナイトの面積率が1.0%未満となる場合があるか、及び/又は軟質化によって所望の強度を達成することができない場合がある。好ましくは、処理温度は100～200℃であり、保持時間は10～100時間である。

[0089] [スキンプラス圧延工程]

好ましくは、冷却工程後の冷延鋼板又は安定化処理工程後の冷延鋼板にスキンプラス圧延が施される。具体的には、スキンプラス圧延は、冷却工程後の冷延鋼板又は安定化処理工程後の冷延鋼板に伸び率が0.05%超2.00%未満の圧延を行うことを含む。ここで、伸び率は、鋼板の入側速度 V_1 (m/秒)と出側速度 V_2 (m/秒)を使用して下記式8によって定義される。

$$\text{伸び率} = (V_2 - V_1) / V_1 \times 100 \quad \dots \text{式8}$$

[0090] このような条件下でスキンプラス圧延を施して冷延鋼板の表面を軽加工することにより、鋼板の表層部及び板厚1/4位置に存在する不安定な残留オーステナイトを分解することができ、それにより表層部及び板厚1/4位置における不安定な残留オーステナイトの量を低減するとともに、最終的に表層部及び板厚1/4位置に存在する残留オーステナイトの安定度を高めることができる。その結果として、表層部における残留オーステナイトの面積率 RA_s と板厚1/2位置における残留オーステナイトの面積率 RA_c が $RA_s / RA_c < 0.75$ を満たすか、並びに/又は表層部、板厚1/4位置、及び板

厚 1 / 2 位置における残留オーステナイトに由来する回折ピークから算出される格子定数が下記式 2 を満たす金属組織を有する鋼板を得ることが可能となる。この場合には、曲げ加工等に起因して表層部及び板厚 1 / 4 位置の残留オーステナイトから放出される水素の量を顕著に低減することができ、それによって単に残留オーステナイト量を 1. 0 ~ 7. 0 % の範囲内に制御した場合と比較して、鋼板の耐水素脆化特性をより向上させることが可能となる。

$$A_s / A_c > 0. 9970$$

$$A_q / A_c > 0. 9970 \quad \dots \text{式 2}$$

ここで、 A_s 、 A_q 及び A_c は、それぞれ表層部、板厚 1 / 4 位置、及び板厚 1 / 2 位置における残留オーステナイトに由来する回折ピークから算出される格子定数である。

[0091] 伸び率が 0. 05 % 以下であると、鋼板の表層部に存在する不安定な残留オーステナイトの分解が不十分となり、 $R A_s / R A_c < 0. 75$ 及び / 又は上記式 2 を満たす金属組織を有する鋼板を得ることが困難となる。一方で、スキンプラス圧延工程が実施される場合に、伸び率が 2. 00 % 以上であると、過度なスキンプラス圧延に起因して残留オーステナイトの多くが分解してしまい、最終組織における残留オーステナイトの面積率が 1. 0 % 未満となる場合がある。好ましくは、伸び率は 0. 10 ~ 1. 00 % である。

[0092] 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

[0093] 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度及び耐水素脆化特性について調べた。

[0094] 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、これらのスラブを表 2 に示す加熱温度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表 2 に示すとおりであった。次いで仕上げ圧延された

鋼板を表2に示す条件下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対し、表2に示す熱延後処理を適宜実施し、次いで酸洗を施し、表2に示す圧下率にて冷間圧延して1.4mmの板厚を有する冷延鋼板を得た。次に、得られた冷延鋼板を、連続焼鈍ラインの加熱炉及び均熱炉において加熱して表2に示す条件下で加熱及び保持し、次いで被覆処理として熔融亜鉛めっき（G1）又は合金化熔融亜鉛めっき（GA）を適宜施した。最後に、冷延鋼板又はめっき鋼板を冷却工程において表2に示す条件下で冷却し、次いで表2に示す安定化処理工程及び／又はスキンプス圧延工程を適宜実施した。なお、本実施例では、すべての例で「Ms点以下までの平均冷却速度」は「制御温度Tまでの平均冷却速度」として評価している。

[0095] 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。

[0096] [引張強度]

引張強度は、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 2241:2022に準拠した引張試験を行うことで測定した。

[0097] [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%及びシャープ角0度で剪断力を作用させて切断し、15mm幅の鋼板を得た。この際、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、つまり曲げ稜線が鋼板の圧延方向と平行になる向きで採取した。鋼板の圧延方向を特定できない場合は、鋼板の板面内のいずれかの方向で試験片を採取すればよい。次いで8RにてU曲げ試験を行った。具体的には、U曲げ試験はJIS Z 2248:2022に記載の押曲げ法にて実施した。内側半径 $r = 8\text{ mm}$ とし、支え間の距離 $L = 2r + 2t$ （試験片の厚さ） $\pm 1\text{ mm}$ となるように設定した。試験片が支えを通り抜けるまで押し込み、180°曲げのサンプルを得た。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。なお、歪ゲージは標点間距離1.0mmのものを用い、曲げ頂部において鋼板の長手方向と平行、つまり曲げ稜線と直角になるように貼り付けを行った。負荷応力=歪ゲージで測定した曲げ頂部の歪量×ヤング率(20500N/mm²で一定)とし、負荷応力は、試験片の引張強度の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度と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曲げ試験片に発生する割れの最大長さを測定し、8mmを超える長さの割れが認められた場合をNG(不合格)、3mm以上8mm未満の長さの割れが認められた場合をA(可)、1mm以上3mm未満の割れが認められた場合をAA(良)、1mm未満である場合をAAA(優良)として評価した。

[0098] 引張強度が1660MPa以上であり、耐水素脆化特性の評価がA、AA又はAAAである場合を耐水素脆化特性に優れた高強度鋼板として評価した。その結果を表3に示す。表3において、 RA_s 、 RA_q 、 A_s 及び A_q の値は、鋼板の一方の表面からの測定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、これらの値は、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。

[0099] [表1-1]

表1-1

No.	化学組成(質量%) 殘部:Fe及び不純物														
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Co	Ni	Mo	Cr	Ti	B	Nb
A	0.32	1.11	1.48	0.0088	0.0036	0.023	0.0190	0.0085							
B	0.30	1.21	1.47	0.0082	0.0035	0.024	0.0120	0.0069					0.030	0.0015	
C	0.26	0.23	1.49	0.0085	0.0032	0.025	0.0023	0.0014			0.22				
D	0.31	0.45	1.88	0.0068	0.0035	0.031	0.0150	0.0047		0.55					
E	0.27	0.78	1.92	0.0069	0.0055	0.039	0.0088	0.0036							
F	0.26	0.41	2.33	0.0074	0.0059	0.047	0.0096	0.0058							
G	0.41	0.68	2.55	0.0070	0.0067	0.055	0.0025	0.0095						0.0031	0.052
H	0.35	0.32	2.53	0.0110	0.0014	0.057	0.0026	0.0036							
I	0.41	1.05	2.95	0.0120	0.0015	0.099	0.0039	0.0085					0.014		
J	0.33	0.29	3.22	0.0150	0.0021	0.14	0.0047	0.0075							
K	0.44	1.02	3.12	0.0041	0.0068	0.18	0.0058	0.0079							
L	0.40	0.46	3.23	0.0042	0.0075	0.19	0.0045	0.0014						0.0026	
M	0.38	0.48	1.65	0.0048	0.0099	0.65	0.0065	0.015	0.21						
N	0.28	0.48	1.63	0.0058	0.015	0.69	0.0032	0.011							
O	0.29	0.89	2.20	0.0059	0.016	0.77	0.0012	0.0157							
P	0.33	0.92	2.23	0.0063	0.017	0.051	0.0065	0.0105							

[0100] [表1-2]

表1-2 化学組成(質量%) 残部:Fe及Ni不純物

No.	V	Cu	W	Ta	Sn	Sb	As	Mg	Ca	Y	Zr	La	Ce	Ms (°C)
A														378
B														386
C					0.025				0.016					397
D		0.266											0.010	354
E														379
F														367
G											0.022			305
H	0.050													324
I							0.045							288
J														306
K					0.052									273
L								0.026						283
M			0.052											348
N														387
O														361
P														345

[0101] [表2]

表2

No.	熱間圧延工程			熱延後処理工程*		冷間圧延工程		焼鈍工程			冷却工程			安定化処理工程*			伸び率 (%)	備考
	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)	滞留温度 (°C)	滞留時間 (hr)	圧下率 (%)	最高加熱温度 (°C)	保持時間 (秒)	Ms点以下(制御温度)までの平均冷却速度 (°C/秒)	制御温度 (°C)	T _{ms} 空温平均冷却速度 (°C/秒)	処理温度 (°C)	保持時間 (hr)	伸び率 (%)			
A-1	1187	891	30	400	450	3	71	846	69	3.3	158	0.5				劣明例		
B-1	1196	917	89	328			74	876	100	17.0	152	0.9				劣明例		
C-1	1163	1001	67	474	620	5	66	853	37	10.0	162	0.4				劣明例		
D-1	1256	1027	46	359	490	12	38	873	110	1.5	122	0.3	275	154		劣明例		
E-1	1111	934	96	437	450	6	62	857	131	8.8	111	0.5	115	116		劣明例		
F-1	1125	987	53	419	490	8	49	841	50	13.8	155	0.9	162	196	0.98	劣明例		
G-1	1140	965	61	307	670	8	56	892	149	19.1	201	0.8			1.57	劣明例		
H-1	1240	879	84	347	620	6	79	833	64	7.5	211	0.5	232	67	0.44	劣明例		
I-1	1276	1037	74	459	550	3	40	864	70	5.8	165	0.6	132	81	1.41	劣明例		
J-1	1292	949	22	377			52	895	116	16.1	147	0.7			1.19	劣明例		
K-1	1219	860	40	467	520	7	45	883	22	12.6	136	0.6	176	137	1.97	劣明例		
L-1	1230	969	27	445	630	8	52	844	69	16.9	166	0.3	195	5	0.18	劣明例		
M-1	1230	969	27	445	630	8	52	844	69	16.9	166	0.3	195	5	0.18	劣明例		
N-1	1230	969	27	445	630	8	52	844	69	16.9	166	0.3	195	5	0.18	劣明例		
O-1	1230	969	27	445	630	8	52	844	69	16.9	166	0.3	195	5	0.18	劣明例		
P-1	1230	969	27	445	630	8	52	844	69	16.9	166	0.3	195	5	0.18	劣明例		
A-2	1170	949	25	478	480	9	66	828	101	14.4	198	0.1	170	150	1.62	比較例		
B-2	1193	899	55	339	480	15	58	853	15	4.3	245	0.5	247	80	1.00	比較例		
C-2	1124	957	60	348	620	12	56	862	154	10.5	105	0.8	267	152	1.43	比較例		
D-2	1225	1048	45	401	620	11	67	839	109	0.3	109	0.6	145	29	0.84	比較例		
E-2	1255	955	26	411			45	852	120	36.0	269	0.7	110	2	0.06	劣明例		
F-2	1159	990	67	372	570	21	55	890	122	3.9	169	0.5	285	146	0.44	比較例		
G-2	1146	1034	49	366	510	20	73	866	71	7.1	158	0.6	110	206	0.42	比較例		
H-2	1139	857	36	390	590	9	39	896	140	12.9	125	0.8	266	57	2.06	比較例		
I-2	1220	860	40	400	640	9	45	900	150	42.0	162	0.1	55	60	0.35	劣明例		
J-2	1240	911	25	480	380	5	36	880	59	26	158	0.6	151	21	0.89	劣明例		
K-2	1230	920	30	421	510	21	57	855	62	16	251	0.9	120	36	1.05	劣明例		
A-3	1189	930	25	465			59	865	87	16	39	0.5	122	25	1.22	劣明例		
B-3	1189	930	25	485	480	8	59	865	87	18	255	1.2	122	25	1.22	劣明例		

*空欄は不実施であることを示す。
下線太字は好ましい範囲から外れていることを示す。

[0102] [表3]

表3

No.	めっき	引張強度 (MPa)	金属組織					残留オーステナイトの特徴					備考			
			マルテンサイト (面積%)	残留組織 (面積%)	残留 γ (面積%)	RA_s (面積%)	RA_q (面積%)	RA_c (面積%)	RA_s/RA_c	式1				式2		
										A_s (A)	A_q (A)	A_c (A)		A_s/A_c	A_q/A_c	
A-1	-	1882	94.2	3.3	2.5	2.9	1.2	3.4	0.65	3.5791	3.5796	3.5928	0.9962	0.9963	A	発明例
B-1	-	1725	92.2	5.2	2.6	1.8	2.8	3.2	0.56	3.5783	3.5897	3.5959	0.9951	0.9963	AA	発明例
C-1	-	1662	86.3	9.9	3.8	2.9	3.9	4.6	0.63	3.5776	3.5838	3.5917	0.9961	0.9992	AA	発明例
D-1	-	1688	94.2	1.7	4.1	5.7	2.1	4.5	1.27	3.5837	3.5872	3.5892	0.9885	0.9994	AA	発明例
E-1	-	1695	89.9	8.0	2.1	2.3	1.7	2.3	1.00	3.5963	3.5927	3.5978	0.9896	0.9886	AA	発明例
F-1	GA	1661	94.6	2.3	3.1	1.7	3.2	4.4	0.39	3.5999	3.5944	3.6052	0.9835	0.9998	AAA	発明例
G-1	GA	2009	96.4	1.8	1.8	1.4	1.8	2.2	0.64	3.5767	3.5979	3.6037	0.9825	0.9964	AA	発明例
H-1	GA	1942	93.1	2.4	4.5	2.7	4.9	5.9	0.46	3.5965	3.5974	3.6024	0.9934	0.9866	AAA	発明例
I-1	GA	2064	92.5	2.4	5.1	3.9	5.5	5.9	0.66	3.5934	3.5957	3.6033	0.9972	0.9982	AAA	発明例
J-1	GA	1806	94.6	4.3	1.1	0.9	1.1	1.3	0.69	3.5760	3.5937	3.5934	0.9951	0.9982	AA	発明例
K-1	GA	2151	94.2	0.6	5.2	3.4	5.5	6.7	0.51	3.5958	3.5919	3.5992	0.9930	0.9980	AAA	発明例
L-1	GI	1994	94.4	1.0	4.6	2.4	6.9	4.5	0.53	3.5941	3.5954	3.5940	1.0000	1.0004	AAA	発明例
M-1	GI	1973	91.8	1.9	6.3	4.3	8.0	6.6	0.65	3.5902	3.5888	3.5932	0.9992	0.9988	AAA	発明例
N-1	GI	1743	91.0	5.4	3.6	1.9	5.2	3.7	0.51	3.5821	3.5818	3.5889	0.9981	0.9980	AAA	発明例
O-1	GI	1844	87.0	9.2	3.8	1.7	6.3	3.4	0.50	3.5873	3.5843	3.5917	0.9888	0.9979	AAA	発明例
P-1	GI	1936	87.3	7.1	5.6	3.5	7.9	5.4	0.65	3.5858	3.5943	3.5920	0.9883	1.0006	AAA	発明例
A-2	GI	1655	75.0	21.0	4.0	2.5	4.6	4.9	0.51	3.5915	3.5934	3.5950	0.9990	0.9995	A	比較例
B-2	GI	1601	82.0	15.0	3.0	1.4	3.8	3.8	0.37	3.5838	3.5837	3.5905	0.9981	0.9998	A	比較例
C-2	GI	1638	83.0	11.0	6.0	5.0	6.4	6.6	0.76	3.5901	3.5836	3.5946	0.9988	0.9986	A	比較例
D-2	GI	1520	69.0	26.0	5.0	3.8	5.5	5.7	0.67	3.5909	3.5871	3.5991	0.9977	0.9967	A	比較例
E-2	-	1798	96.5	2.0	1.5	2.0	1.2	1.3	1.54	3.5630	3.5721	3.5710	0.9978	1.0003	AA	発明例
F-2	GI	1706	96.2	3.0	9.8	0.5	0.8	1.1	0.45	3.5969	3.5974	3.5978	0.9998	0.9999	NG	比較例
G-2	GA	1892	96.7	2.7	9.6	0.1	0.6	1.1	0.09	3.5927	3.5962	3.5968	0.9989	0.9998	NG	比較例
H-2	GA	1911	97.1	2.7	9.2	0.1	0.1	0.3	0.33	3.5787	3.5813	3.5813	0.9993	1.0000	NG	比較例
I-2	-	1859	96.8	1.2	2.0	1.6	2.1	2.3	0.70	3.5653	3.5630	3.5721	0.9981	0.9992	AA	発明例
J-2	-	1755	97.1	1.2	1.7	1.4	1.6	2	0.70	3.5766	3.5750	3.5781	0.9996	0.9991	AA	発明例
K-2	GA	1925	96.5	1.5	2.0	1.8	1.8	2.3	0.78	3.5811	3.5787	3.5826	0.9996	0.9989	AA	発明例
A-3	GI	1901	94.3	2.1	3.6	3	3.6	4.1	0.72	3.5751	3.5766	3.5820	0.9981	0.9985	AA	発明例
B-3	-	1696	97.1	1.2	1.7	1.9	1.6	1.5	1.27	3.5772	3.5870	3.5850	0.9978	1.0005	AA	発明例

下線太字は本発明の範囲外であることを示す。

[0103] 表2及び3を参照すると、例A-2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、所望のマルテンサイト面積率を得ることができなかった。その結果として引張強度が低下した。例B-2は、焼鈍工程の保持時間が短かったために、同様にオーステナイト化が不十分となり、所望のマルテンサイト面積率を得ることができなかった。その結果として引張強度が低下した。例C-2は、焼鈍工程の保持時間が長かったために、オーステナイトが粗大化して焼入れ性が低下したものと考えられる。その結果として、フェライト変態やベイナイト変態が進行して所望のマルテンサイト面積率を得ることができず、引張強度が低下した。例D-2は、冷却工程におけるMs点以下までの平均冷却速度が遅かったために、冷却過程でフェライトやベイナイトが比較的多く形成してしまった。その結果として、所望のマルテンサイト面積率を得ることができず、引張強度が低下した。例F-2は、安定化処理工程の処理温度が高かったために、残留オーステナイトの多くが分解してしまったと考えられる。その結果として、最終組織において所望の残留オーステナイト面積率を得ることができず、耐水素脆化特性が低下した。例G-2は、安定化処理工程の保持時間が長かったために、同様に残留オーステナイトの多くが分解してしまったと考えられる。その結果として、最終組織において所望の残留オーステナイト面積率を得ることができず、耐水素脆化特性が低下した。例H-2は、スキンプラス圧延工程における伸び率が高かったために、残留オーステナイトの多くが分解してしまったと考えられる。その結果として、最終組織において所望の残留オーステナイト面積率を得ることができず、耐水素脆化特性が低下した。

[0104] これとは対照的に、本発明に係る全ての発明例において、鋼板の金属組織をマルテンサイトを主体とする組織により構成しつつ、当該金属組織中に水素を吸蔵しやすい特性を有する残留オーステナイトを所定量含めること、より具体的には鋼板の金属組織が、面積%で、マルテンサイト：85.0%以上、及び残留オーステナイト：1.0~7.0%を含むように制御することによって、1660MPa以上の非常に高い引張強度を有するにもかかわらず

ず、耐水素脆化特性、特に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。

[0105] とりわけ、例F-1、H-1、I-1及びK-1～P-1では、熱間圧延工程後でかつ酸洗工程前に適切な熱延後処理工程を実施し、冷却工程において1.0℃/秒以上の平均冷却速度で100℃以上Ms点-100℃以下の制御温度Tまで冷却し、次いで当該制御温度Tから室温まで1.0℃/秒未満の平均冷却速度で冷却し、さらに適切な安定化処理工程及びスキンプス圧延工程を実施することで、マルテンサイト：85.0%以上及び残留オーステナイト：1.0～7.0%の特徴に加えて、 $RA_s/RA_c < 0.75$ 、式1及び式2を満足する金属組織を有する鋼板を得ることができた。その結果として、これらの例では、耐水素脆化特性が特に顕著に向上した。

請求の範囲

[請求項1] 引張強度が1660MPa以上であり、
金属組織が、面積%で、
マルテンサイト：85.0%以上、
残留オーステナイト：1.0~7.0%、並びに
残部組織：10.0%以下であり、
化学組成が、質量%で、
C：0.25~0.45%、
Si：0.01~1.30%、
Mn：1.00~3.50%、
P：0.0001~0.0200%、
S：0.0001~0.0200%、
Al：0.001~1.000%、
N：0.0001~0.0200%、
O：0.0001~0.0200%、
Co：0~0.50%、
Ni：0~1.00%、
Mo：0~1.00%、
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%、

$A_s : 0 \sim 0.100\%$ 、
 $Mg : 0 \sim 0.0500\%$ 、
 $Ca : 0 \sim 0.050\%$ 、
 $Y : 0 \sim 0.050\%$ 、
 $Zr : 0 \sim 0.050\%$ 、
 $La : 0 \sim 0.050\%$ 、及び
 $Ce : 0 \sim 0.050\%$ を含有し、

残部がFe及び不純物からなることを特徴とする、鋼板。

[請求項2]

X線回折で測定した場合に、表層部、板厚1/4位置、及び板厚1/2位置における残留オーステナイトに由来する回折ピークから算出される格子定数が下記式1を満たすことを特徴とする、請求項1に記載の鋼板。

$$\begin{aligned}
 A_s &> 3.5800 \text{ \AA} \\
 A_q &> 3.5800 \text{ \AA} \\
 A_c &> 3.5800 \text{ \AA} \quad \dots \text{式1}
 \end{aligned}$$

ここで、 A_s 、 A_q 及び A_c は、それぞれ表層部、板厚1/4位置、及び板厚1/2位置における残留オーステナイトに由来する回折ピークから算出される格子定数である。

[請求項3]

表層部における残留オーステナイトの面積率 RA_s と板厚1/2位置における残留オーステナイトの面積率 RA_c が、 $RA_s/RA_c < 0.75$ を満たすことを特徴とする、請求項1又は2に記載の鋼板。

[請求項4]

X線回折で測定した場合に、表層部、板厚1/4位置、及び板厚1/2位置における残留オーステナイトに由来する回折ピークから算出される格子定数が下記式2を満たすことを特徴とする、請求項1～3のいずれか1項に記載の鋼板。

$$\begin{aligned}
 A_s/A_c &> 0.9970 \\
 A_q/A_c &> 0.9970 \quad \dots \text{式2}
 \end{aligned}$$

ここで、 A_s 、 A_q 及び A_o は、それぞれ表層部、板厚1/4位置、及び板厚1/2位置における残留オーステナイトに由来する回折ピークから算出される格子定数である。

[請求項5]

前記化学組成が、質量%で、

Co : 0.01~0.50%、

Ni : 0.01~1.00%、

Mo : 0.01~1.00%、

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%

のうち少なくとも1種を含むことを特徴とする、請求項1~4のいずれか1項に記載の鋼板。

[請求項6]

請求項1~5のいずれか1項に記載の鋼板を含む部材。

補正された請求の範囲（条約第19条）

2025年3月26日（ 26.03.2025 ） 国際事務局受理

[請求項1]

[削除]

[請求項2]

[補正後]

引張強度が1660MPa以上であり、
金属組織が、面積%で、
マルテンサイト：85.0%以上、
残留オーステナイト：1.0～7.0%、並びに
残部組織：10.0%以下であり、
化学組成が、質量%で、
C：0.25～0.45%、
Si：0.01～1.30%、
Mn：1.00～3.50%、
P：0.0001～0.0200%、
S：0.0001～0.0200%、
Al：0.001～1.000%、
N：0.0001～0.0200%、
O：0.0001～0.0200%、
Co：0～0.50%、
Ni：0～1.00%、
Mo：0～1.00%、
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%、

$T a : 0 \sim 0.100\%$ 、
 $S n : 0 \sim 0.100\%$ 、
 $S b : 0 \sim 0.100\%$ 、
 $A s : 0 \sim 0.100\%$ 、
 $M g : 0 \sim 0.0500\%$ 、
 $C a : 0 \sim 0.050\%$ 、
 $Y : 0 \sim 0.050\%$ 、
 $Z r : 0 \sim 0.050\%$ 、
 $L a : 0 \sim 0.050\%$ 、及び
 $C e : 0 \sim 0.050\%$ を含有し、
 残部がF e及び不純物からなり、

X線回折で測定した場合に、表層部、板厚1/4位置、及び板厚1/2位置における残留オーステナイトに由来する回折ピークから算出される格子定数が下記式1を満たすことを特徴とする、鋼板。

$$A_s > 3.5800 \text{ \AA}$$

$$A_q > 3.5800 \text{ \AA}$$

$$A_c > 3.5800 \text{ \AA} \quad \dots \text{式1}$$

ここで、 A_s 、 A_q 及び A_c は、それぞれ表層部、板厚1/4位置、及び板厚1/2位置における残留オーステナイトに由来する回折ピークから算出される格子定数である。

[請求項3]

[補正後]

表層部における残留オーステナイトの面積率 RA_s と板厚1/2位置における残留オーステナイトの面積率 RA_c が、 $RA_s/RA_c < 0.75$ を満たすことを特徴とする、請求項2に記載の鋼板。

[請求項4]

[補正後]

X線回折で測定した場合に、表層部、板厚1/4位置、及び板厚1/2位置における残留オーステナイトに由来する回折ピークから

算出される格子定数が下記式2を満たすことを特徴とする、請求項2又は3に記載の鋼板。

$$A_s/A_c > 0.9970$$

$$A_q/A_c > 0.9970 \quad \dots \text{式2}$$

ここで、 A_s 、 A_q 及び A_c は、それぞれ表層部、板厚1/4位置、及び板厚1/2位置における残留オーステナイトに由来する回折ピークから算出される格子定数である。

[請求項5]

[補正後]

前記化学組成が、質量%で、

Co: 0.01~0.50%、

Ni: 0.01~1.00%、

Mo: 0.01~1.00%、

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%

のうち少なくとも1種を含むことを特徴とする、請求項2~4のいずれか1項に記載の鋼板。

[請求項6]

[補正後]

請求項2~5のいずれか1項に記載の鋼板を含む部材。

条約第19条（1）に基づく説明書

1. 補正の内容

- （1）請求項 1 を削除した。
- （2）請求項 1 の削除に伴い、請求項 2 を独立形式に変更し、請求項 3～6 の従属関係を修正した。

2. 説明

本補正は、請求項 2 及びこれに従属する請求項に係る発明に限定するものである。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2024/039149

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER		
C22C 38/00(2006.01)i; C21D 9/46(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i FI: C22C38/00 301T; C22C38/60; C21D9/46 J		
According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC		
B. FIELDS SEARCHED		
Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) C22C38/00; 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 1971-2025 Registered utility model specifications of Japan 1996-2025 Published registered utility model applications of Japan 1994-2025		
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.
X	WO 2023/002910 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 26 January 2023 (2023-01-26) claims, steel types tables B, F, L-N, S in table 1-2, no. 2, 6, 12-14, 19, 22, 26 in table 3-1 to 3-2	1-6
P, X	WO 2024/162176 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 08 August 2024 (2024-08-08) claims, steel types A, D in table 1, table 3, steel plate no. 1, 4	1-6
<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 "D" document cited by the applicant in the international application "E" earlier application or patent but published on or after the international filing date "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified) "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed "T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art "&" document member of the same patent family		
Date of the actual completion of the international search 14 January 2025		Date of mailing of the international search report 28 January 2025
Name and mailing address of the ISA/JP Japan Patent Office (ISA/JP) 3-4-3 Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915 Japan		Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No. PCT/JP2024/039149

Patent document cited in search report	Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
WO 2023/002910 A1	26 January 2023	EP 4375389 A1 claims, tables 1-1 to 1-2, steel types B, F, L-N, S, tables 3-1 to 3-2, no. 2, 6, 12-14, 19, 22, 26 CN 117751204 A KR 10-2024-0023431 A	
----- WO 2024/162176 A1	08 August 2024	(Family: none)	

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） C22C 38/00(2006.01)i; C21D 9/46(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i FI: C22C38/00 301T; C22C38/60; C21D9/46 J		
B. 調査を行った分野 調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC）） C22C38/00; C21D9/46; C22C38/60 最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの 日本国実用新案公報 1922 - 1996年 日本国公開実用新案公報 1971 - 2025年 日本国実用新案登録公報 1996 - 2025年 日本国登録実用新案公報 1994 - 2025年		
国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）		
C. 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
X	WO 2023/002910 A1（日本製鉄株式会社）26.01.2023（2023-01-26） 請求の範囲、[表1-2]の鋼種B、F、L-N、S、[表3-1] - [表3-2] のNo. 2、6、12-14、19、22、26	1-6
P, X	WO 2024/162176 A1（JFEスチール株式会社）08.08.2024（2024-08-08） 請求の範囲、[表1]の鋼種A、D、[表3]の鋼板No. 1、4	1-6
<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。		
* 引用文献のカテゴリー “A” 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの “D” 国際出願で出願人が先行技術文献として記載した文献 “E” 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの “L” 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す） “O” 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献 “P” 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献 “T” 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と抵触するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの “X” 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの “Y” 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの “&” 同一パテントファミリー文献		
国際調査を完了した日	14.01.2025	国際調査報告の発送日 28.01.2025
名称及びあて先 日本国特許庁(ISA/JP) 〒100-8915 日本国 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号	権限のある職員（特許庁審査官） 河野 一夫 4K 9833 電話番号 03-3581-1101 内線 3435	

国際調査報告
パテントファミリーに関する情報

国際出願番号

PCT/JP2024/039149

引用文献	公表日	パテントファミリー文献	公表日
WO 2023/002910 A1	26.01.2023	EP 4375389 A1 Claims, [TABLE 1-1]- [TABLE 1-2], Kind of steel B,F,L-N,S, [TABLE3-1]-[TABLE3-2], No. 2, 6, 12-14, 19, 22, 26 CN 117751204 A KR 10-2024-0023431 A	
WO 2024/162176 A1	08.08.2024	(ファミリーなし)	