(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
2018年11月29日(29.11.2018)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2018/216522 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) *C22C 38/14* (2006.01)
C21D 9/48 (2006.01) *C22C 38/58* (2006.01)

(21) 国際出願番号： PCT/JP2018/018489

(22) 国際出願日： 2018年5月14日(14.05.2018)

(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 2017-103024 2017年5月24日(24.05.2017) JP

(71) 出願人: 株式会社神戸製鋼所 (**KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO (KOBE STEEL, LTD.)**) [JP/JP]; 〒6518585 兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目２番４号 Hyogo (JP).

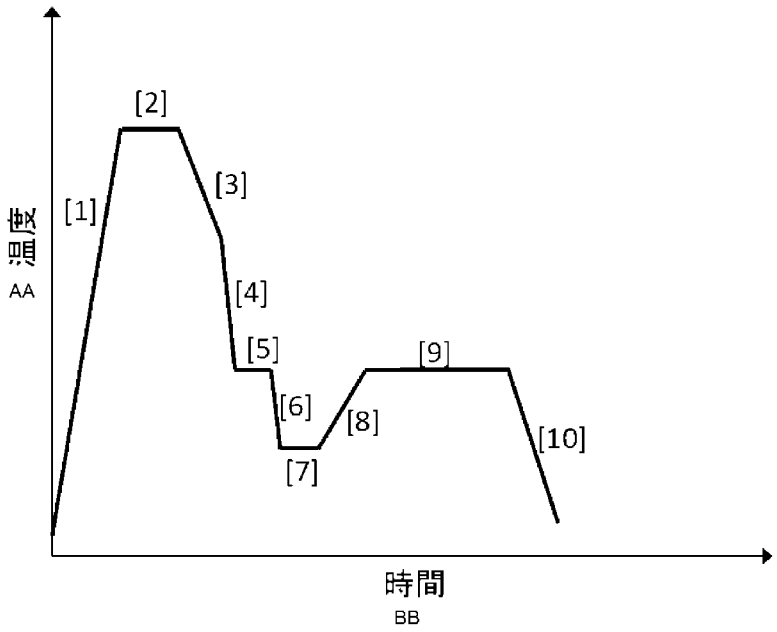
(72) 発明者: 棗田 浩和 (**NATSUMEDA, Hirokazu**). 村上 俊夫 (**MURAKAMI, Toshio**). 斉藤 賢司 (**SAITO, Kenji**). 村田 忠夫 (**MURATA, Tadao**).

(74) 代理人: 山尾 憲人 (**YAMAO, Norihito**); 〒5300017 大阪府大阪市北区角田町８番１号梅田阪急ビルオフィスタワー青山特許事務所 Osaka (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, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT,

(54) **Title:** HIGH-STRENGTH STEEL SHEET AND PRODUCTION METHOD FOR SAME

(54) 発明の名称： 高強度鋼板およびその製造方法



AA Temperature
BB Time

(57) **Abstract:** This high-strength steel sheet contains 0.15% to 0.35% by mass of C, 0.5% to 3.0% by mass of a total of Si and Al, 1.0% to 4.0% by mass of Mn, no more than 0.05% by mass (including 0% by mass) of P, no more than 0.01% by mass (including 0% by mass) of S, and 0.01% to 0.2% by mass of Ti, with the remainder being made up of Fe and unavoidable impurities. The steel sheet structure is such that the ferrite fraction does not exceed 5%, the total fraction of tempered martensite and tempered bainite is at least 60%, the retained austenite fraction is at least 10%, the fresh

WO 2018/216522 A1

［続葉有］

HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JO, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, 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, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, 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, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, 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, 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)）

martensite fraction does not exceed 5%, the average particle size of retained austenite does not exceed 0.5 μm, retained austenite having a particle diameter of at least 1.0 μm accounts for at least 2% of total retained austenite content, and prior austenite particle diameter does not exceed 10 μm.

(57) 要約：Ｃ：０．１５質量％～０．３５質量％、ＳｉとＡｌの合計：０．５質量％～３．０質量％、Ｍｎ：１．０質量％～４．０質量％、Ｐ：０．０５質量％以下（０質量％を含む）、Ｓ：０．０１質量％以下（０質量％を含む）、Ｔｉ：０．０１質量％～０．２質量％を含み、残部がＦｅおよび不可避不純物からなり、鋼板組織が、フェライト分率が５％以下であり、焼戻しマルテンサイトと焼戻しベイナイトの合計分率が６０％以上であり、残留オーステナイト分率が１０％以上であり、フレッシュマルテンサイト分率が５％以下であり、残留オーステナイトの平均粒径が０．５μｍ以下であり、粒径１．０μｍ以上の残留オーステナイトが全残留オーステナイト量の２％以上であり、旧オーステナイト粒径が１０μｍ以下であることを特徴とする高強度鋼板である。

明　細　書

発明の名称 ： 高強度鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001] 本開示は、自動車部品をはじめとする各種の用途に使用可能な高強度鋼板に関する。

背景技術

[0002] 近年、自動車部品等に適用される鋼板は燃費改善を実現するために薄肉化が求められており、鋼板を薄肉化しながらも部品強度を確保するために鋼板の高強度化が求められている。特許文献１は９８０ＭＰａ～１１８０ＭＰａの引張強度を有し、かつ、良好な深絞り特性を示す高強度鋼板が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0003] 特許文献1：特開２００９－２０３５４８号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0004] しかし、自動車部品をはじめとする高強度鋼板の採用にあたっては、鋼板の低温靭性が懸念される。鋼は、室温以下の低温環境においては、脆性破壊して衝撃値を大きく低下させることが知られている。高強度鋼板の適用が想定される骨格部品においては、部品が大きく変形することで衝突時のエネルギーを吸収することが求められる。鋼板が脆化するような寒冷地等では、実際の使用環境下において、部品が脆化した状態で衝突すれば重大な事故につながる可能性がある。そのため、実用化にあたっては、鋼板特性として、高い引張強度（ＴＳ）および優れた深絞り性（ＬＤＲ）を有するだけでなく、部品成形時の成形性を確保するために優れた強度延性バランスおよび高い穴広げ率（λ）、衝突安全性を確保する観点から高い降伏比（ＹＲ）、さらには優れた低温靭性をも有する鋼板が求められている。

[0005] 具体的には、引張試験における引張強度（ＴＳ）が９８０ＭＰａ以上、引張強度（ＴＳ）と全伸び（ＥＬ）の積（ＴＳ×ＥＬ）が２０，０００ＭＰａ％以上、降伏比（ＹＲ）が０．７５以上、穴広げ率（λ）が２０％以上、深絞り性（ＬＤＲ）が２．００以上、スポット溶接部の十字引張強度が６ｋＮ以上、かつ－４０℃におけるシャルピー衝撃値が６０Ｊ／ｃｍ^{2}以上の鋼板が求められている。

しかし、特許文献１が開示する高強度鋼板では、これらの要求全てを満足することは困難であり、これらの要求全てを満足できる高強度鋼板が求められていた。

[0006] 本発明の実施形態はこのような要求に応えるためになされたものであって、引張強度（ＴＳ）、スポット溶接部の十字引張強度（ＳＷ十字引張）、降伏比（ＹＲ）、引張強度（ＴＳ）と全伸び（ＥＬ）との積（ＴＳ×ＥＬ）、深絞り性（ＬＤＲ）、穴広げ率（λ）および低温靭性が何れも高いレベルにある高強度鋼板およびその製造方法を提供することを目的とする。

課題を解決するための手段

[0007] 本発明の態様１は、

Ｃ：０．１５質量％～０．３５質量％、

ＳｉとＡｌの合計：０．５質量％～３．０質量％、

Ｍｎ：１．０質量％～４．０質量％、

Ｐ：０．０５質量％以下（０質量％を含む）、

Ｓ：０．０１質量％以下（０質量％を含む）、

Ｔｉ：０．０１質量％～０．２質量％

を含み、残部がＦｅおよび不可避不純物からなり、

鋼板組織が、

フェライト分率が５％以下であり、

焼戻しマルテンサイトと焼戻しベイナイトの合計分率が６０％以上であり、

残留オーステナイト分率が１０％以上であり、

フレッシュマルテンサイト分率が５％以下であり、

残留オーステナイトの平均粒径が０．５μｍ以下であり、

粒径１．０μｍ以上の残留オーステナイトが全残留オーステナイト量の２％以上であり、

旧オーステナイト粒径が１０μｍ以下であることを特徴とする高強度鋼板である。

[0008] 本発明の態様２は、Ｃ量が０．３０質量％以下である態様１に記載の高強度鋼板である。

[0009] 本発明の態様３は、ＡｌＩ量が０．１０質量％未満である態様１または２に記載の高強度鋼板である。

[0010] 本発明の態様４は、Ｃｕ、Ｎｉ、Ｍｏ、ＣｒおよびＢの１種以上を更に含み、Ｃｕ、Ｎｉ、Ｍｏ、ＣｒおよびＢの合計含有量が１．０質量％以下である態様１～３のいずれかに記載の高強度鋼板である。

[0011] 本発明の態様５は、Ｖ、Ｎｂ、Ｍｏ、ＺｒおよびＨｆの１種以上を更に含み、Ｖ、Ｎｂ、Ｍｏ、ＺｒおよびＨｆの合計含有量が０．２質量％以下である態様１～４のいずれかに記載の高強度鋼板である。

[0012] 本発明の態様６は、Ｃａ、ＭｇおよびＲＥＭの１種以上を更に含み、Ｃａ、ＭｇおよびＲＥＭの合計含有量が０．０１質量％以下である態様１～５のいずれかに記載の高強度鋼板である。

[0013] 本発明の態様７は、Ｃ：０．１５質量％～０．３５質量％、ＳｉとＡｌの合計：０．５質量％～３．０質量％、Ｍｎ：１．０質量％～４．０質量％、Ｐ：０．０５質量％以下（０質量％を含む）、Ｓ：０．０１質量％以下（０質量％を含む）、Ｔｉ：０．０１質量％～０．２質量％を含み、残部がＦｅおよび不可避不純物からなる圧延材を用意することと、

前記圧延材を$Ａｃ_3$点以上、$Ａｃ_3$点＋１００℃以下の温度に加熱しオーステナイト化することと、

前記オーステナイト化後、６５０℃～５００℃の間を平均冷却速度１５℃／秒以上、２００℃／秒未満で冷却し、３００℃～５００℃の範囲内で１０

℃／秒以下の冷却速度で１０秒以上、３００秒未満滞留させることと、

前記滞留の後、３００℃以上の温度から１００℃以上、３００℃未満の間の冷却停止温度まで１０℃／秒以上の平均冷却速度で冷却することと、

前記冷却停止温度から３００℃～５００℃の範囲にある再加熱温度まで加熱することを含む、高強度鋼板の製造方法である。

[0014] 本発明の態様８は、前記滞留が３００℃～５００℃の範囲内の一定温度で保持することを含む態様７に記載の製造方法である。

発明の効果

[0015] 本発明の実施形態によれば、引張強度（ＴＳ）、スポット溶接部の十字引張強度（ＳＷ十字引張）、降伏比（ＹＲ）、引張強度（ＴＳ）と全伸び（ＥＬ）との積（ＴＳ×ＥＬ）、深絞り性（ＬＤＲ）、穴広げ率（λ）および低温靭性が何れも高いレベルにある高強度鋼板およびその製造方法を提供することができる。

図面の簡単な説明

[0016] [図1]図１は本発明の実施形態に係る高強度鋼板の製造方法、とりわけ熱処理を説明するダイアグラムである。

発明を実施するための形態

[0017] 本発明者らは鋭意検討した結果、所定の成分を有する鋼において、鋼組織（金属組織）を、フェライト分率が５％以下であり、焼戻しマルテンサイトと焼戻しベイナイトの合計分率が６０％以上であり、残留オーステナイト分率が１０％以上であり、フレッシュマルテンサイト分率が５％以下であり、残留オーステナイトの平均粒径が０．５μｍ以下であり、粒径１．０μｍ以上の残留オーステナイトが全残留オーステナイト量の２％以上であり、旧オーステナイト粒径が１０μｍ以下であることを特徴とすることで、引張強度（ＴＳ）、スポット溶接部の十字引張強度（ＳＷ十字引張）、降伏比（ＹＲ）、引張強度（ＴＳ）と全伸び（ＥＬ）との積（ＴＳ×ＥＬ）、低温靭性（低温での衝撃値）、深絞り性（ＬＤＲ）および穴広げ率（λ）が何れも高いレベルにある高強度鋼板を得ることができることを見いだしたのである。

[0018] １．鋼組織

以下に本発明の実施形態に係る高強度鋼板の鋼組織の詳細を説明する。

以下の鋼組織の説明では、そのような組織を有することにより各種の特性を向上できるメカニズムについて説明している場合がある。これらは本発明者らが現時点で得られた知見により考えたメカニズムであるが、本発明の技術的範囲を限定するものではないことに留意されたい。

[0019] （１）フェライト分率：５％以下

フェライトは、一般的に加工性に優れるものの、強度が低いという問題を有する。また、フェライト量が多いと穴広げ性（伸びフランジ性）が低下する。このため、フェライト分率を５％以下（５体積％以下）とした。さらにフェライト分率を５％以下とすることにより優れた穴広げ率λを得ることができる。また、フェライト分率を５％以下とすることで高い降伏比を得ることができる。

フェライト分率は好ましくは３％以下、さらに好ましくは０％である。

フェライト分率は光学顕微鏡で観察し、白い領域を点算法で測定することにより求めることができる。すなわち、このような方法により、フェライト分率を面積比（面積％）で求めることができる。そして、面積比で求めた値をそのまま体積比（体積％）の値として用いてよい。

[0020] （２）焼戻しマルテンサイトと焼戻しベイナイトの合計分率：６０％以上

焼戻しマルテンサイトと焼戻しベイナイトの合計分率を６０％以上（６０体積％以上）とすることで高強度と高い穴広げ性を両立できる。焼戻しマルテンサイトと焼戻しベイナイトの合計分率は好ましくは７０％以上である。

焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しベイナイト量（合計分率）は、ナイタール腐食を行った断面のＳＥＭ観察を行い、ＭＡ（すなわち、残留オーステナイトとフレッシュマルテンサイトの合計）の分率を測定し、鋼組織全体から上述のフェライト分率とＭＡ分率を引くことにより求めることができる。

[0021] （３）残留オーステナイト量：１０％以上

残留オーステナイトは、プレス加工等の加工中に加工誘起変態によってマ

ルテサイトに変態するＴＲＩＰ現象を生じ、大きな伸びを得ることができる。また、形成されるマルテンサイトは高い硬度を有する。このため、優れた強度－延性バランスを得ることができる。残留オーステナイト量を１０％以上（１０体積％以上）とすることでＴＳ×ＥＬが２００００ＭＰａ％以上と優れた強度－延性バランスを実現できる。

残留オーステナイト量は好ましくは１５％以上である。

[0022] 残留オーステナイト量は、Ｘ線回折によりフェライト（Ｘ線回折ではベイナイト、焼戻しベイナイト、焼戻しマルテンサイトおよび未焼戻しのマルテンサイトを含む）とオーステナイトの回折強度比を求めて算出することにより得ることができる。Ｘ線源としてはＣｏ－Ｋα線を用いることができる。

[0023] （４）フレッシュマルテンサイト分率：５％以下

フレッシュマルテンサイトは硬質相であり、変形時に母相／硬質相界面近傍がボイド形成サイトとして働く。フレッシュマルテンサイト分率が多くなるほど、母相／硬質相界面へのひずみ集中が起こり、母相／硬質相界面近傍に形成されたボイドを起点とした破壊を生じ易くなる。

このため、フレッシュマルテンサイト分率を５％以下とし、母相/硬質相界面を起点とした破壊を抑制することで、穴広げ率および衝撃値（靭性）を向上させることができる。フレッシュマルテンサイト分率は好ましくは２％以下である。

[0024] フレッシュマルテンサイト分率は、EBSD (Electron Back Scatter Diffraction Patterns) 測定におけるKAM (Kernel Average Misorientation) 解析より、結晶方位差の大きい領域と定義した。KAM解析は測定点のある１つのピクセルに対して、隣接する６つのピクセルとの方位差を平均化し、中央のピクセルの値としたものであり、局所的な結晶方位差にもとづいたマップを作成することができる。

なお、KAM解析の条件は、EBSD測定データにおいて、結晶方位の信頼性を示す指数(CI(Confidention Index)値)が著しく低い０．１以下のデータを除外し、KAM解析における隣接するピクセル間の最大方位差は５°とした。フレッ

シュマルテンサイトは、高密度の転位を有するため、結晶方位差の大きい領域に相当するものと考えられる。すなわち、KAM解析における結晶方位差の平均値が４．０°以上の領域をフレッシュマルテンサイトとし、その面積比(面積%)をフレッシュマルテンサイトの体積率としてよい。

[0025] （５）旧オーステナイト粒径：１０μｍ以下

旧オーステナイト粒径を微細化することにより、破壊となる破面単位(ファセットサイズ)を微細化し、衝撃値を向上させることができる。このため、旧オーステナイト粒径を１０μｍ以下とすることで、衝撃値を向上させることができる。

旧オーステナイト粒径はピクリン酸腐食により旧オーステナイト粒界を現出し、光学顕微鏡観察から写真中の任意の位置に直線を引き、その直線と旧オーステナイト粒界が交わる切片長を測定し、それら切片長の平均値を算出することで求めることができる。

[0026] （６）残留オーステナイトの平均粒径（平均サイズ）：０．５μｍ以下、および粒径（サイズ）１．０μｍ以上の残留オーステナイト：全残留オーステナイト量の２％以上

残留オーステナイトの平均サイズを０．５μｍとし、かつサイズ１．０μｍ以上の残留オーステナイトの全残留オーステナイトに占める比率（体積比）を２％以上とすることで、優れた深絞り性が得られることを見いだした。

[0027] 深絞り成形時に形成されるたて壁部の引張応力に対して、フランジ部の流入応力の方が小さいと、絞り成形が容易に進行することになり、良好な深絞り性が得られる。フランジ部の変形挙動は盤面方向、円周から圧縮応力が強くかかるため、等方的な圧縮応力が付与された状態で変形することとなる。一方、マルテンサイト変態は体積膨張を伴うため、等方的な圧縮応力下ではマルテンサイト変態は起こりにくくなる。よって、フランジ部での残留オーステナイトの加工誘起マルテンサイト変態が抑制されて加工硬化が小さくなる。

この結果、深絞り性が改善される。残留オーステナイトのサイズが大きい

ほど、マルテンサイト変態を抑制する効果が大きく発現する。

[0028] また、深絞り成形により形成されるたて壁部の引張応力を高めるためには、変形中に高い加工硬化率を持続させることが必要である。比較的低い応力下で容易に加工誘起変態する不安定な残留オーステナイトと、高い応力下でないと加工誘起変態を起こさない安定な残留オーステナイトを混在させて、広い応力範囲に亘って加工誘起変態を起こさせることで、変形中に高い加工硬化率を持続させることができる。一方で、粗大で不安定な残留オーステナイトは、穴広げのような伸びフランジ変形時、または衝撃変形時において、残留オーステナイトから加工誘起変態により硬質なマルテンサイトに変態し、硬質相/母相界面における局所ひずみの集中により破壊の起点となりかねない。そのために粗大で不安定な残留オーステナイトと、微細で安定な残留オーステナイトを、それぞれ所定量含むことで、これらの特性を兼ね備えた鋼板組織を検討した。そして、本発明者らは、残留オーステナイトの平均サイズを０．５μｍとし、かつサイズ１．０μｍ以上の残留オーステナイト量の全残留オーステナイト量に占める比率（体積比）を２％以上とすることで、変形中に高い加工硬化率を持続させ、優れた深絞り性（ＬＤＲ）を得ることができることを見いだした。

[0029] また、上述のように、残留オーステナイトが加工誘起変態する際にＴＲＩＰ現象を生じ、大きな伸びを得ることができる。一方で、加工誘起変態により形成されたマルテンサイト組織は硬く、破壊の起点として作用する。より大きなマルテンサイト組織ほど破壊の起点となりやすい。残留オーステナイトの平均サイズを０．５μｍ以下として、加工誘起変態により形成されるマルテンサイトの大きさを小さくすることで、破壊を抑制する効果も得ることができる。

[0030] 残留オーステナイトの平均サイズ、およびサイズ１．０μｍ以上の残留オーステナイト量の全残留オーステナイト量に占める比率は、ＳＥＭを用いた結晶解析手法であるEBSD（Electron Back Scatter Diffraction Patterns）法を用いてＰｈａｓｅマップを作成することにより求めることができる。得

られたＰｈａｓｅマップから、個々のオーステナイト相（残留オーステナイト）の面積を求め、その面積から個々のオーステナイト相の円相当径（直径）を求め、求めた直径の平均値を残留オーステナイトの平均サイズとする。また、円相当径が１．０μｍ以上のオーステナイト相の面積を積算し、オーステナイト相の総面積に対する比率を求めることにより、サイズ１．０μｍ以上の残留オーステナイトの全残留オーステナイトに占める比率を得ることができる。なお、このようにして求めたサイズ１．０μｍ以上の残留オーステナイトの全残留オーステナイトに占める比率は面積比であるが、体積比と等価である。

[0031] ２．組成

以下に本発明の実施形態に係る高強度鋼板の組成について説明する。まず、基本となる元素、Ｃ、Ｓｉ、Ａｌ、Ｍｎ、Ｐ、ＳおよびＴｉについて説明し、さらに選択的に添加してよい元素について説明する。

なお、成分組成について単位の％表示は、すべて質量％を意味する。

[0032] （１）Ｃ：０．１５～０．３５％

Ｃは所望の組織を得て、高い（ＴＳ×ＥＬ）等の特性を確保するために必須の元素である。また、Ｃは残留オーステナイトを安定化させて残留オーステナイト量を必要量だけ確保することにより、深絞り性を向上させるのに有効な元素である。このような作用を有効に発揮させるためには０．１５％以上添加する必要がある。ただし、０．３５％超は溶接に適さず、十分な溶接強度を得ることができない。好ましくは０．１８％以上、さらに好ましくは０．２０％以上である。また、好ましくは０．３０％以下である。Ｃ量が０．３０％以下だとより容易に溶接することができる。

[0033] （２）ＳｉとＡｌの合計：０．５～３．０％

ＳｉとＡｌは、それぞれ、セメンタイトの析出を抑制し、残留オーステナイトの形成を促進する働きを有する。このような作用を有効に発揮させるためには、ＳｉとＡｌを合計で０．５％以上添加する必要がある。ただし、ＳｉとＡｌの合計が３．０％を超えると、残留オーステナイトが粗大になって

穴広げ率が劣化する。好ましくは０．７％以上、さらに好ましくは１．０％以上である。また、好ましくは２．５％以下、より好ましくは２．０％以下である。

なお、ＡｌについてはＡｌは、脱酸元素として機能する程度の添加量、すなわち０．１０質量％未満であってもよく、また、例えばセメンタイトの形成を抑制し、残留オーステナイト量を増加させる目的等のために、０．７質量％以上のようなより多くの量を添加してもよい。

[0034] （３）Ｍｎ：１．０～４．０％

Ｍｎはフェライトの形成を抑制する。このような作用を有効に発揮させるためには１．０％以上添加する必要がある。ただし、４．０％を超えるとベイナイト変態が抑制されるため、比較的粗大な残留オーステナイトを形成することができない。そのため深絞り性を改善させることができない。Ｍｎの含有量は、好ましくは１．５％以上、さらに好ましくは２．０％以上である。また、好ましくは３．５％以下である。

[0035] （４）Ｐ：０．０５％以下（０％を含む）

Ｐは不純物元素として不可避的に存在する。０．０５％を超えたＰが存在するとＥＬおよびλが劣化する。このため、Ｐの含有量は０．０５％以下（０％を含む）とする。好ましくは、０．０３％以下（０％を含む）である。

[0036] （５）Ｓ：０．０１％以下（０％を含む）

Ｓは不純物元素として不可避的に存在する。０．０１％を超えたＳが存在するとＭｎＳ等の硫化物系介在物を形成し、割れの起点となってλを低下させる。このため、Ｓの含有量は０．０１％以下（０％を含む）とする。好ましくは、０．００５％以下（０％を含む）である。

[0037] （６）Ｔｉ：０．０１％～０．２％

Ｔｉは析出強化ならびに組織微細化の効果があり、高強度化および衝撃値を向上するのに有用な元素である。このような作用を有効に発揮させるためには、０．０１％以上含有させる必要があり、さらには０．０２％以上含有させることが推奨される．ただし、これらの元素を過剰に含有させても、上

記効果が飽和してしまい、経済的に無駄であるため、Ｔｉの添加量は０．２％以下、さらには０．１％以下とするのが好ましい。

[0038] （７）残部

好ましい１つの実施形態では、残部は、鉄および不可避不純物である。不可避不純物としては、原料、資材、製造設備等の状況によって持ち込まれる微量元素（例えば、Ａｓ、Ｓｂ、Ｓｎなど）の混入が許容される。なお、例えば、ＰおよびＳのように、通常、含有量が少ないほど好ましく、従って不可避不純物であるが、その組成範囲について上記のように別途規定している元素がある。このため、本明細書において、残部を構成する「不可避不純物」という場合は、別途その組成範囲が規定されている元素を除いた概念である。

[0039] 本発明は、上記実施形態の組成に限定されるものではない。本発明の実施形態に係る高強度鋼板の特性を維持できる限り、任意のその他の元素を更に含んでよい。そのように選択的に含有させることができるその他の元素を以下に示す。

[0040] （８）Ｃｕ、Ｎｉ、Ｍｏ、ＣｒおよびＢの１種以上：合計含有量１．０％以下

これらの元素は、鋼の強化元素として有用であるとともに、残留オーステナイトを安定化して所定量確保するのに有効な元素である。このような作用を有効に発揮させるためには、これらの元素は合計量で０．００１％以上、さらには０．０１％以上含有させることが推奨される。ただし、これらの元素を過剰に含有させても上記効果が飽和してしまい、経済的に無駄であるので、これらの元素は合計量で１．０％以下、さらには０．５％以下とするのが好ましい。

[0041] （９）Ｖ、Ｎｂ、Ｍｏ、ＺｒおよびＨｆの１種以上：合計含有量０．２％以下

これらの元素は、析出強化および組織微細化の効果があり、高強度化に有用な元素である。このような作用を有効に発揮させるためには、これらの元

素を合計量で０．０１％以上、さらには０．０２％以上含有させることが推奨される。ただし、これらの元素を過剰に含有させても、上記効果が飽和してしまい、経済的に無駄であるので、これらの元素は合計量で０．２％以下、さらには０．１％以下とするのが好ましい。

[0042] （１０）Ｃａ、ＭｇおよびＲＥＭの１種以上：合計含有量０．０１％以下

これらの元素は、鋼中硫化物の形態を制御し、加工性向上に有効な元素である。ここで、本発明の実施形態に用いられるＲＥＭ（希土類元素）としては、Ｓｃ、Ｙ、ランタノイド等が挙げられる。上記作用を有効に発揮させるためには、これらの元素を合計量で０．００１％以上、さらには０．００２％以上含有させることが推奨される。ただし、これらの元素を過剰に含有させても、上記効果が飽和してしまい、経済的に無駄であるので、これらの元素は合計量で０．０１％以下、さらには０．００５％以下とするのが好ましい。

[0043] ３．特性

上述のように本発明の実施形態に係る高強度鋼板は、ＴＳ、ＹＲ、ＴＳ×ＥＬ、ＬＤＲ、λ、ＳＷ十字引張、低温靭性が何れも高いレベルにある。本発明の実施形態に係る高強度鋼板のこれらの特性について以下に詳述する。

[0044] （１）引張強度（ＴＳ）

９８０ＭＰａ以上のＴＳを有する。これにより十分な強度を確保できる。

[0045] （２）降伏比（ＹＲ）

０．７５以上の降伏比を有する。これにより上述の高い引張強度と相まって高い降伏強度を実現でき、深絞り加工等の加工により得た最終製品を高い応力下で使用することができる。好ましくは、０．８０以上の降伏比を有する。

[0046] （３）引張強度（ＴＳ）と全伸び（ＥＬ）との積（ＴＳ×ＥＬ）

ＴＳ×ＥＬが２０，０００ＭＰａ％以上である。２０，０００ＭＰａ％以上のＴＳ×ＥＬを有することで、高い強度と高い延性とを同時に有する、高いレベルの強度延性バランスを得ることができる。好ましくは、ＴＳ×ＥＬ

は２３，０００ＭＰａ％以上である。

[0047] （４）深絞り性（ＬＤＲ）

ＬＤＲは深絞り性の評価に用いられている指標である。円筒絞り成形において、得られる円筒の直径をｄとし、１回の深絞り加工で破断を生じずに円筒を得ることができる円盤状の鋼板（ブランク）の最大直径をＤとしたとき、Ｄ／ｄをＬＤＲ(Limiting Drawing Ratio)という。より詳細には、板厚１．４ｍｍで各種直径を有する円盤状の試料を、パンチ径５０ｍｍ、パンチ角半径６ｍｍ、ダイ径５５．２ｍｍ、ダイ角半径８ｍｍの金型で円筒深絞りを行い、破断することなく絞り抜けた円盤状試料の試料直径のうち最大の試料直径（最大直径Ｄ）を求めることにより、ＬＤＲを求めることができる。

[0048] 本発明の実施形態に係る高強度鋼板は、ＬＤＲが２．００以上であり、好ましくは２．０５以上であり、優れた深絞り性を有している。

[0049] （５）穴広げ率（λ）

穴広げ率λは、日本工業規格ＪＩＳ Ｚ ２２５６に準じて求める。試験片に直径d_0（d_0＝１０ｍｍ）の打ち抜き穴を空け、先端角度が６０°のポンチをこの打ち抜き穴に押し込み、発生した亀裂が試験片の板厚を貫通した時点の打ち抜き穴の直径ｄを測定し、下記の式より求める。

$$\lambda\ (\%) = \{(d - d_0) / d_0\} \times 100$$

[0050] 本発明の実施形態に係る高強度鋼板は、穴広げ率λが２０％以上、好ましくは３０％以上である。これによりプレス成形性等の優れた加工性を得ることができる。

[0051] （６）スポット溶接部十字引張強度（ＳＷ十字引張）

スポット溶接部の十字引張強度は日本工業規格ＪＩＳ Ｚ ３１３７に準じて評価する。スポット溶接の条件は鋼板（後述の実施例では厚さ１．４ｍｍの鋼板）を２枚重ねたものを用い、ドームラジアス型の電極で加圧力４ｋＮ、電流を６ｋＡから１２ｋＡまで０．５ｋＡピッチでスポット溶接を実施する。これにより、ちりが発生する最低電流を求める。そして。ちりが発生した最低電流よりも０．５ｋＡ低い電流でスポット溶接した継ぎ手の十字引

張強度を測定する。

[0052] 本発明の実施形態に係る高強度鋼板は、スポット溶接部の十字引張強度（ＳＷ十字引張）が６ｋＮ以上、好ましくは８ｋＮ以上、より好ましくは１０ｋＮ以上である。

[0053] （７）低温靭性

低温靭性は、日本工業規格ＪＩＳ Ｚ ２２４２に準じて－４０℃におけるシャルピー衝撃試験値より求めることができる。試験片形状は、試験片幅：板厚まま（１．４ｍｍ厚）、高さ：１０ｍｍ、長さ：５５ｍｍ、ノッチ形状をノッチ角度：４５°、ノッチ深さ：２ｍｍ、ノッチ底半径：０．２５ｍｍの試験片を作製し評価に供した。

本発明の実施形態に係る高強度鋼板は、－４０℃におけるシャルピー衝撃試験値が６０Ｊ／ｃｍ^{2}以上、好ましくは７０Ｊ／ｃｍ^{2}以上であり、優れた低温靭性を有している。

[0054] ４．製造方法

次に本発明に係る高強度鋼板の製造方法について説明する。

本発明者らは、所定の組成を有する圧延材に詳細を後述する熱処理（マルチステップのオーステンパー処理）を行うことにより、上述の所望の鋼組織を有し、その結果、上述の所望の特性を有する高強度鋼板を得ること見いだしたのである。

以下にその詳細を説明する。

[0055] 図１は本発明の実施形態に係る高強度鋼板の製造方法、とりわけ熱処理を説明するダイアグラムである。

熱処理を施す圧延材は、通常、熱間圧延後、冷間圧延を行って製造する。しかし、これに限定されるものでなく、熱間圧延および冷間圧延のいずれか一方を行って製造してもよい。また、熱間圧延および冷間圧延の条件は特に限定されるものではない。

[0056] （１）オーステナイト化処理

図１の［１］および［２］に示すように、圧延材をAc_3点以上の温度に加

熱してオーステナイト化する。この加熱温度で１～１８００秒保持してよい。

加熱温度がAc_3点未満となると、オーステナイト化が十分に進まず、最終的な鋼板中のフェライト量が過大になる。また、オーステナイト化が十分に進まないため、オーステナイトが不足し、オーステナイトから得られるマルテンサイトが不足し、結果として焼戻しマルテンサイトと焼戻しベイナイトの合計量が不足する。

加熱温度は、Ac_3点以上、Ac_3点＋１００℃以下である。Ac_3点＋１００℃以下の温度とすることで旧オーステナイトの結晶粒の粗大化を抑制できる。加熱温度は、好ましくはAc_3点＋１０℃以上、Ac_3点＋９０℃以下、より好ましくは、Ac_3点＋２０℃以上、Ac_3点＋８０℃以下である。より完全にオーステナイト化しフェライトの形成を抑制できるとともに、結晶粒の粗大化をより確実に抑制できるからである。

図１の［１］で示す、オーステナイト化時の加熱は任意の加熱速度で行ってよいが、好ましい平均加熱速度として１℃／秒以上、２０℃／秒未満を挙げることができる。

また、Ac_3点は下記式を用いて求めることができる。

Ac_3点（℃）＝９１１－２０３×$\sqrt{[C]}$＋４４．７×［Ｓｉ］－３０×［Ｍｎ］＋４００×［Ａｌ］

但し、［　］は、それぞれ、質量％での各元素の含有量を示す。

[0057] （２）冷却と３００℃～５００℃の温度域での滞留

上記のオーステナイト化後、冷却し、図１の［５］に示すように、３００℃～５００℃の温度範囲内において、１０℃／秒以下の冷却速度で、１０秒以上、３００秒未満滞留させる。

冷却は、少なくとも６５０℃～５００℃の間は、平均冷却速度１５℃／秒以上、２００℃／秒未満で冷却する。平均冷却速度１５℃／秒以上とすることで、冷却中のフェライトの形成を抑制するためである。また、冷却速度を２００℃／秒未満とすることで、急激な冷却よる過大な熱歪みの発生を防止

できる。このような冷却の好ましい例として、図１の［３］に示すように、６５０℃以上である急冷開始温度までは、０．１℃／秒以上、１０℃／秒以下の比較的低い平均冷却速度で冷却し、図１の［４］に示すように、急冷開始温度から、５００℃以下である滞留開始温度まで、平均冷却速度２０℃／秒以上、２００℃／秒未満で冷却することを挙げることができる。

[0058] ３００℃～５００℃の温度範囲内で１０℃／秒以下の冷却速度で１０秒以上、３００秒未満滞留させる。すなわち、３００℃～５００℃の温度範囲内において、冷却速度が１０℃／秒以下の状態に１０秒以上、３００秒未満置かれる。冷却速度が１０℃／秒以下の状態は、図１の［５］のように、実質的に一定の温度で保持する（すなわち、冷却速度が０℃／秒）場合も含む。

この滞留により、部分的にベイナイトを形成させる。そして、ベイナイトはオーステナイトより炭素の固溶限が低いことから、固溶限を超えた炭素をはき出す。この結果、ベイナイト周囲に、炭素が濃化したオーステナイトの領域が形成される。

この領域が、後述する冷却、再加熱を経て、やや粗大な残留オーステナイトとなる。このやや粗大な残留オーステナイトを形成することで、上述のように深絞り性を高くすることができる。

[0059] 滞留させる温度が５００℃より高いと、炭素濃化領域が大きくなりすぎて、残留オーステナイトの平均サイズが粗大になるために、穴広げ率および低温靭性が低下する。一方、滞留させる温度が３００℃より低いと、炭素濃化領域が小さく、粗大な残留オーステナイトの量が不足し、深絞り性が低下する。

また、滞留時間が１０秒より短いと、炭素濃化領域の面積が小さくなり、粗大な残留オーステナイトの量が不足し、深絞り性が低下する。一方、滞留時間が３００秒以上になると、炭素濃化領域が大きくなりすぎて、残留オーステナイトの平均サイズが粗大になるため、穴広げ率および低温靭性が低下する。

また、滞留中の冷却速度が１０℃／秒より大きいと、十分なベイナイト変

態が起こらず、従って、十分な炭素濃化領域が形成されず、粗大な残留オーステナイトの量が不足する。

[0060] 従って、３００℃～５００℃の温度範囲内で１０℃／秒以下の冷却速度で１０秒以上、３００秒未満滞留させる。好ましくは３２０℃～４８０℃の温度範囲内で８℃／秒以下の冷却速度で１０秒以上滞留させ、その間、一定温度で３秒～８０秒保持することが好ましい。

更に好ましくは３４０℃～４６０℃の温度範囲内で３℃/秒以下の冷却速度で１０秒以上滞留させ、その間、一定温度で５秒～６０秒保持する。

[0061] （３）１００℃以上、３００℃未満の間の冷却停止温度まで冷却

上述の滞留後、図１の［６］に示すように３００℃以上の第２冷却開始温度から１００℃以上、３００℃未満の間の冷却停止温度まで１０℃／秒以上の平均冷却速度で冷却する。好ましい実施形態の１つでは、図１の［６］に示すように、上述の滞留の終了温度（例えば、図１の［５］に示す保持温度）を第２冷却開始温度とする。

この冷却により、上述の炭素濃化領域をオーステナイトとして残したまま、マルテンサイト変態を起こさせる。冷却停止温度を１００℃以上、３００℃未満の温度範囲内で制御することで、マルテンサイトに変態せずに残存するオーステナイトの量を調整して、最終的な残留オーステナイト量を制御する。

[0062] 冷却速度が、１０℃／秒より遅いと、冷却中に炭素濃化領域が必要以上に広がり、残留オーステナイトの平均サイズが粗大になるために、穴広げ率および低温靭性が低下する。冷却停止温度が１００℃より低いと、残留オーステナイト量が不足する。この結果、ＴＳは高くなるものの、ＥＬが低下し、ＴＳ×ＥＬバランスが不足する。

冷却停止温度が３００℃以上だと、粗大な未変態オーステナイトが増え、その後の冷却でも残存することで、最終的に残留オーステナイトサイズが粗大になり、穴広げ率λが低下する。

なお、好ましい冷却速度は１５℃／ｓ以上であり、好ましい冷却停止温度

は１２０℃以上、２８０℃以下である。更に好ましい、冷却速度は２０℃／ｓ以上であり、更に好ましい冷却停止温度は１４０℃以上、２６０℃以下である。

[0063] 図１の［７］に示すように、冷却停止温度で保持してもよい。保持する場合の好ましい保持時間として、１秒～６００秒を挙げることができる。保持時間が長くなっても特性上の影響はほとんどないが、６００秒を超える保持時間は生産性を低下させる。

[0064] （４）３００℃～５００℃の温度範囲まで再加熱

図１の［８］に示すように、上述の冷却停止温度から、３００℃～５００℃の範囲にある再加熱温度まで加熱する。加熱速度は特に制限されない。再加熱温度に到達した後は、図１の［９］に示すようにその温度で保持することが好ましい。好ましい保持時間として５０秒～１２００秒を挙げることができる。

[0065] この再加熱により、マルテンサイト中の炭素をはき出させて、周囲のオーステナイトへの炭素濃化を促進させ、オーステナイトを安定化させることができる。これにより、最終的に得られる残留オーステナイト量を増大させることができる。

再加熱温度が３００℃より低いと、炭素の拡散が不足して十分な残留オーステナイト量が得られず、ＴＳ×ＥＬが低下する。また、残留オーステナイト量が不足すると、１μｍ以上の残留オーステナイト量も不足しやすくなる。

再加熱温度が５００℃より高いと炭素がセメンタイトとして析出してしまうため、オーステナイトへの炭素濃化が不十分となる。そのため、十分な量の残留オーステナイトが得られなくなり、ＴＳ×ＥＬが低下する。また、残留オーステナイト量が不足すると、１μｍ以上の残留オーステナイト量も不足しやすくなる。また、再加熱温度が５００℃より高く、オーステナイトへの炭素濃化が不十分となると、フレッシュマルテンサイト分率が多くなり、衝撃値が低下する。

[0066] また、保持を行わない、または保持時間が５０秒より短いと、同様に炭素の拡散が不足する虞がある。このため、再加熱温度で５０秒以上の保持を行うのが好ましい。

また保持時間が１２００秒より長いと、同様に、炭素がセメンタイトとして析出する虞がある。このため、保持時間は１２００秒以下であることが好ましい。

好ましい再加熱温度は、３２０℃～４８０℃であり、この場合、保持時間の上限は９００秒であることが好ましい。更に好ましい再加熱温度は、３４０℃～４６０℃であり、この場合、保持時間の上限は６００秒であることが好ましい。

[0067] 再加熱の後、図１の［１０］に示すように、例えば室温のような２００℃以下の温度まで冷却してよい。２００℃以下までの好ましい平均冷却速度として１０℃／秒以上を挙げることができる。

以上の熱処理により本発明の実施形態に係る高強度鋼板を得ることができる。

[0068] 以上に説明した本発明の実施形態に係る高強度鋼板の製造方法に接した当業者であれば、試行錯誤により、上述した製造方法と異なる製造方法により本発明の実施形態に係る高強度鋼板を得ることができる可能性がある。

実施例

[0069] １．サンプル作製

表１に記載した化学組成を有する鋳造材を真空溶製で製造した後、この鋳造材を熱間鍛造で板厚３０ｍｍの鋼板にした後、熱間圧延を施した。なお、表１には組成から計算したAc_3点も記載した。

熱間圧延の条件は本特許の最終組織および特性に本質的な影響を施さないが、１２００℃に加熱した後、多段圧延で板厚２．５ｍｍとした。この時、熱間圧延の終了温度は８８０℃とした。その後、６００℃まで３０℃／秒で冷却し、冷却を停止し、６００℃に加熱した炉に挿入後、３０分保持し、その後、炉冷し、熱延鋼板とした。

この熱延鋼板に酸洗を施して表面のスケールを除去した後、１．４ｍｍまで冷間圧延を施した。この冷間圧延板に熱処理を行い、サンプルを得た。熱処理条件を表２に示した。なお、表２中の例えば、［２］のように［　］を内に示した番号は、図１中に［　］内に示した同じ番号のプロセスに対応する。表２において、サンプルＮｏ．１、２０および２９は、図１の［５］に相当する工程において、３００～５００℃の温度範囲内で１０℃／秒以下の冷却速度で１０秒以上の滞留をさせなかったサンプルである。より具体的には、７００℃で急冷を開始後、２００℃まで一気に冷却したサンプル（図１で［５］、［６］に相当する工程をスキップしたサンプル）である。また、サンプルＮｏ．７は、１００℃以上、３００℃未満の間の冷却停止温度まで冷却していないサンプル（図１で［６］～［８］に相当する工程をスキップしたサンプル）である。

なお、表１～表４において、下線を付した数値は、本発明の実施形態の範囲から外れていることを示している。ただし、「－」については、本発明の実施形態の範囲から外れていても下線を付していないことに留意されたい。

[0070]

[表1]

鋼No.	組成									Ac_3	Ac_3+100
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Si+Al	その他		
	質量%	質量%	質量%	質量%	質量%	質量%	質量%	質量%	質量%	℃	℃
a	**0.28**	**1.32**	**1.98**	**0.015**	**0.003**	**0.02**	**0.08**	**1.3**		811	**911**
b	**0.25**	**1.35**	**2.01**	**0.009**	**0.003**	**0.03**	**0.00**	**1.4**		822	**922**
c	**0.18**	**1.09**	**2.09**	**0.013**	**0.002**	**0.03**	**0.11**	**1.1**		823	**923**
d	**0.32**	**1.58**	**1.93**	**0.007**	**0.002**	**0.02**	**0.10**	**1.6**		817	**917**
e	**0.21**	**2.09**	**1.78**	**0.012**	**0.001**	**0.04**	**0.10**	**2.1**		874	**974**
f	**0.12**	**1.41**	**2.50**	**0.010**	**0.002**	**0.04**	**0.09**	**1.5**		845	**945**
g	**0.19**	**1.26**	**5.18**	**0.009**	**0.002**	**0.04**	**0.11**	**1.3**		739	**839**
h	**0.21**	**1.53**	**0.61**	**0.015**	**0.001**	**0.04**	**0.09**	**1.6**		884	**984**
i	**0.25**	**0.20**	**2.18**	**0.007**	**0.001**	**0.03**	**0.10**	**0.2**		765	**865**
j	**0.45**	**1.51**	**1.67**	**0.011**	**0.002**	**0.02**	**0.09**	**1.5**		800	**900**
k	**0.29**	**3.20**	**1.60**	**0.014**	**0.001**	**0.03**	**0.10**	**3.2**		909	**1009**
l	0.24	1.05	1.75	0.010	0.002	0.04	0.07	1.1		822	**922**
m	0.28	1.10	1.96	0.007	0.002	0.02	0.10	1.1		802	**902**
n	0.29	1.50	2.19	0.015	0.003	0.04	0.10	1.5		819	**919**
o	0.23	1.26	2.24	0.006	0.002	0.03	0.10	1.3		815	**915**
p	0.21	1.62	1.99	0.006	0.002	0.04	0.08	1.7		847	**947**
q	0.29	1.29	1.84	0.014	0.002	0.03	0.09	1.3		816	**916**
r	0.28	0.83	2.31	0.008	0.002	0.25	0.07	1.1		871	**971**
s	0.20	1.42	2.24	0.010	0.003	0.02	0.10	1.4		824	**924**
t	0.21	1.26	1.80	0.007	0.001	0.04	0.11	1.3		836	**936**
u	0.28	1.28	1.98	0.010	0.002	0.02	0.07	1.3	Cu : 0.2	809	**909**
v	0.27	1.25	2.03	0.012	0.003	0.03	0.08	1.3	Ni : 0.2	812	**912**
w	0.30	1.28	1.98	0.009	0.002	0.02	0.07	1.3	Cr : 0.1	806	**906**
x	0.29	1.29	1.96	0.008	0.001	0.03	0.05	1.3	Mo:0.1	813	**913**
y	0.28	1.33	1.98	0.009	0.001	0.03	0.03	1.4	B:0.002	816	**916**
z	0.25	1.28	1.97	0.011	0.002	0.04	0.06	1.3	V : 0.05	824	**924**
aa	0.26	1.27	2.04	0.010	0.003	0.03	0.05	1.3	Nb : 0.05	815	**915**
ab	0.27	1.30	1.98	0.010	0.002	0.03	0.06	1.3	Mg:0.002	816	**916**
ac	0.31	1.33	1.99	0.012	0.003	0.03	0.08	1.4	REM : 0.002	810	**910**

[0071]

[表2]

No.	鋼No.	熱処理条件													
		[1]加熱速度	[1]加熱温度	[2]保持時間	[3]冷却速度	[4]急冷開始温度	[4]冷却速度	[5]保持温度	[5]保持時間	[6]冷却速度	[6]冷却停止温度	[7]保持時間	[8]再加熱温度	[9]保持時間	[10]冷却速度
		℃/秒	℃	秒	℃/秒	℃	℃/秒	℃	秒	℃/秒	℃	秒	℃	秒	℃/秒
1	a	10	850	120	10	700	28	–	–	–	200	50	400	300	10
2	a	10	850	120	10	700	28	400	300	30	200	50	400	300	10
3	a	10	850	120	10	700	28	400	50	1	200	50	400	300	10
4	a	10	850	120	10	700	28	400	3	30	200	50	400	300	10
5	a	10	850	120	10	700	28	550	50	30	200	50	400	300	10
6	a	10	850	120	10	700	28	250	50	30	200	50	400	300	10
7	a	10	850	120	10	700	28	400	300	–	–	–	–	–	10
8	a	10	780	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
9	a	10	940	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
10	a	10	850	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
11	a	10	850	120	10	700	28	400	50	30	20	50	400	300	10
12	a	10	850	120	–	850	28	400	50	30	200	50	400	300	10
13	a	10	850	120	10	580	28	400	50	30	200	50	400	300	10
14	a	10	850	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
15	a	10	850	120	10	700	8	400	50	30	200	50	400	300	10
16	a	10	850	120	10	700	28	400	50	30	200	50	550	300	10
17	a	10	850	120	10	700	28	400	50	30	200	50	250	300	10
18	a	10	850	120	10	700	28	400	50	30	200	50	350	300	10
19	a	10	850	120	10	700	28	400	50	30	200	50	420	260	10
20	b	10	850	120	10	700	28	–	–	–	200	50	400	300	10
21	b	10	850	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
22	c	10	850	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
23	d	10	850	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
24	e	10	900	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
25	f	10	900	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
26	g	10	800	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
27	h	10	900	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
28	i	10	850	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
29	j	10	850	120	10	700	28	–	–	–	200	50	450	300	10
30	k	10	940	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
31	l	10	850	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
32	m	10	850	120	–	850	28	400	50	30	200	50	400	300	10
33	n	10	850	120	–	850	28	400	50	30	200	50	400	300	10
34	o	10	850	120	–	850	28	400	50	30	200	50	400	300	10
35	p	10	900	120	–	850	28	400	50	30	200	50	400	300	10
36	q	10	850	120	–	850	28	400	50	30	200	50	400	300	10
37	r	10	900	120	–	850	28	400	50	30	200	50	400	300	10
38	s	10	850	120	–	850	28	400	50	30	200	50	400	300	10
39	t	10	850	120	–	850	28	400	50	30	200	50	400	300	10
40	u	10	850	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
41	v	10	850	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
42	w	10	850	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
43	x	10	850	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
44	y	10	850	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
45	z	10	850	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
46	aa	10	850	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
47	ab	10	850	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
48	ac	10	850	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10

[0072] ２．鋼組織

それぞれのサンプルについて、圧延方向に平行な断面を観察断面として、板厚１／４位置について走査電子顕微鏡により観察倍率を３，０００倍として

観察を行い、上述した方法により、(i)フェライト分率、(ii)焼戻しマルテンサイトと焼戻しベイナイトの合計分率（表３には「焼戻しＭ／Ｂ」と記載）を求めた。(iii)残留オーステナイト量（残留γ量）の測定には、株式会社リガク社製２次元微小部Ｘ線回折装置（ＲＩＮＴ－ＲＡＰＩＤ II）を用いた。(iv)フレッシュマルテンサイト分率、(v)残留オーステナイトの平均サイズ（残留γ平均粒径）および(vi)サイズ１．０μｍ以上の残留オーステナイトの全残留オーステナイトに占める比率（表３には、「１．０μｍ以上の残留γ比率」と記載）の測定には、日本電子社製 電界放出型走査電子顕微鏡、EBSD測定にはEDAX-TSL社製OIMシステムを用いて、測定領域を３０μｍ×３０μｍ、測定間隔を０．１μｍとした。得られた結果を表３に示す。

(vii)旧オーステナイト粒径（表３には「Ｄγ」と記載）の測定は圧延方向に平行な断面を観察断面として、板厚１／４位置について光学顕微鏡により観察倍率を１，０００倍として観察を行い、上述の方法により測定した。

[0073]

[表3]

No.	鋼No.	組織						
		(i) フェライト	(ii) 焼戻しM/B	(iii) 残留γ量	(iv) フレッシュマルテンサイト	(v) 残留γ平均粒径	(vi) 1.0μm以上の残留γ量	(vii) Dγ
		%	%	%	%	μm	%	μm
1	a	0	69	14.2	3.4	0.34	0.68	7.83
2	a	0	70	16.6	3.2	1.30	3.12	5.38
3	a	0	71	17.1	4.0	1.34	2.93	5.84
4	a	0	68	16.2	3.2	0.49	0.70	6.82
5	a	0	71	16.9	2.8	1.12	2.95	6.37
6	a	0	70	16.3	2.1	0.17	0.81	6.57
7	a	0	0	19.2	3.2	1.41	5.40	5.23
8	a	33	38	16.3	3.0	0.16	2.42	5.98
9	a	0	67	18.2	2.6	0.83	2.51	11.53
10	a	0	73	18.7	2.2	0.11	3.46	5.27
11	a	0	84	5.2	2.8	0.16	0.96	5.87
12	a	0	71	17.1	2.2	0.21	2.50	5.79
13	a	0	71	17.0	2.4	0.17	2.91	6.18
14	a	0	71	17.5	2.2	0.20	2.59	5.93
15	a	23	45	13.1	2.8	0.15	2.71	5.43
16	a	0	73	6.9	8.2	0.19	1.21	6.26
17	a	0	52	7.4	2.7	0.22	1.13	5.67
18	a	0	72	16.4	3.1	0.18	2.99	5.83
19	a	0	74	17.3	2.1	0.17	2.63	5.96
20	b	0	69	12.4	3.9	0.15	0.65	12.82
21	b	0	70	17.1	3.4	0.71	2.87	13.38
22	c	0	73	15.9	2.7	0.17	2.53	6.18
23	d	0	72	18.2	2.4	0.16	2.61	5.93
24	e	0	73	14.1	3.5	0.17	2.48	6.07
25	f	0	78	7.9	2.9	0.15	0.73	5.24
26	g	0	77	8.7	2.7	0.15	0.92	5.39
27	h	28	42	16.5	2.0	0.17	3.81	6.24
28	i	0	84	4.8	2.6	0.16	1.03	5.93
29	j	0	66	22.8	2.0	0.16	2.24	5.97
30	k	0	65	23.4	2.5	1.22	2.38	5.98
31	l	0	71	16.2	2.3	0.17	3.42	6.29
32	m	0	72	16.1	2.7	0.17	3.85	6.34
33	n	0	70	17.1	2.5	0.17	3.29	6.12
34	o	0	71	16.1	2.7	0.16	4.01	5.85
35	p	0	71	16.7	3.4	0.16	4.18	5.75
36	q	0	70	16.3	2.5	0.15	3.97	5.44
37	r	0	71	17.1	3.7	0.15	3.89	5.38
38	s	0	70	17.1	3.1	0.17	4.10	6.18
39	t	0	71	18.2	2.9	0.15	3.93	5.30
40	u	0	72	19.4	2.4	0.19	3.25	6.24
41	v	0	71	19.2	3.3	0.18	3.14	6.15
42	w	0	73	18.9	3.0	0.17	3.10	6.02
43	x	0	72	17.2	2.9	0.15	2.93	5.27
44	y	0	72	18.5	2.2	0.18	3.13	5.91
45	z	0	70	17.4	3.1	0.15	2.97	5.18
46	aa	0	71	17.1	2.5	0.14	2.94	5.21
47	ab	0	71	18.1	2.3	0.16	3.34	6.14
48	ac	0	71	18.2	1.9	0.17	3.41	6.28

[0074] ３．機械的特性

得られたサンプルについて、引張試験機を用いて、０．２％耐力（ＹＳ）、引張強度（ＴＳ）、全伸び（ＥＬ）を測定し、ＹＲおよびＴＳ×ＥＬを算出した。なお、引張試験は、圧延方向と直行方向を引張試験軸としてＪＩＳ５号試験片を作製し、実施した。また、上述の方法により穴拡げ率λと、深絞りＬＤＲと、スポット溶接部の十字引張強度（ＳＷ十字引張）と－４０℃におけるシャルピー衝撃試験値（衝撃値）を求めた。得られた結果を表４に示す。

[0075]

[表4]

No.	鋼No.	特性								
		YS	TS	YR	EL	TS×EL	穴広げ率λ	深絞りLDR	SW十字引張	衝撃値
		MPa	MPa		%	MPa%	%		kN	J/cm^2
1	a	1070	1285	0.83	16.4	21074	26	1.79	9.2	71.39
2	a	958	1197	0.80	18.9	22623	17	2.04	9.0	47.71
3	a	986	1202	0.82	19.1	22958	17	2.03	8.8	48.82
4	a	1068	1297	0.82	16.7	21660	27	1.95	8.8	66.44
5	a	977	1205	0.81	19.3	23257	15	2.02	8.6	38.15
6	a	993	1198	0.83	18.6	22283	28	1.92	8.5	73.08
7	a	1070	1319	0.81	18.1	23874	18	2.00	8.9	48.83
8	a	692	1098	0.63	19.8	21740	15	2.03	8.7	65.01
9	a	971	1197	0.81	19.2	22982	19	2.02	8.6	49.31
10	a	995	1185	0.84	19.8	23463	31	2.06	8.7	72.62
11	a	906	1079	0.84	12.9	13919	28	1.92	8.5	66.13
12	a	989	1198	0.83	19.8	23720	30	2.06	8.5	70.11
13	a	1003	1209	0.83	19.8	23938	32	2.06	8.6	71.16
14	a	996	1200	0.83	19.3	23160	32	2.07	8.7	70.19
15	a	649	1013	0.64	20.2	20463	14	2.02	8.7	63.40
16	a	879	1074	0.82	15.8	16969	18	1.88	8.9	42.24
17	a	1090	1321	0.83	13.4	17701	27	1.95	8.9	64.30
18	a	1002	1197	0.84	18.1	21666	31	2.07	8.5	70.57
19	a	965	1188	0.81	19.5	23166	33	2.06	8.4	71.56
20	b	1012	1234	0.82	17.1	21101	22	1.78	9.8	46.18
21	b	956	1186	0.81	19.5	23127	14	2.06	9.6	45.27
22	c	996	1205	0.83	18.1	21811	31	2.07	10.2	70.16
23	d	1000	1205	0.83	19.6	23618	32	2.08	8.5	70.07
24	e	966	1198	0.81	17.9	21444	31	2.06	11.1	71.02
25	f	840	1021	0.82	16.6	16949	27	1.92	13.3	72.96
26	g	855	1038	0.82	14.8	15362	26	1.87	7.7	71.28
27	h	639	1037	0.62	19.3	20014	16	2.03	13.1	62.52
28	i	993	1200	0.83	15.1	18120	28	1.95	11.5	65.52
29	j	1223	1487	0.82	14.1	20967	24	2.02	3.8	65.11
30	k	1102	1392	0.79	14.5	20184	17	2.02	7.9	40.19
31	l	999	1200	0.83	17.8	21360	30	2.06	11.3	71.23
32	m	986	1206	0.82	18.1	21829	31	2.05	10.1	71.54
33	n	998	1206	0.83	19.8	23879	30	2.05	8.5	70.40
34	o	1000	1205	0.83	19.4	23377	31	2.07	10.9	71.53
35	p	1004	1199	0.84	17.5	20983	31	2.07	11.3	72.61
36	q	993	1202	0.83	17.6	21155	31	2.05	9.3	70.60
37	r	976	1207	0.81	19.7	23778	32	2.05	9.7	70.73
38	s	983	1205	0.82	19.8	23859	30	2.07	11.2	71.24
39	t	1003	1199	0.84	19.7	23620	30	2.05	12.1	72.25
40	u	979	1194	0.82	20.2	24119	32	2.06	9.6	68.12
41	v	977	1189	0.82	20.1	23899	31	2.06	9.6	67.34
42	w	974	1192	0.82	20.1	23959	31	2.09	9.1	65.60
43	x	1021	1225	0.83	19.1	23398	31	2.07	9.8	72.61
44	y	994	1213	0.82	19.7	23896	31	2.08	9.5	65.73
45	z	990	1228	0.81	19.2	23578	30	2.06	10.8	72.35
46	aa	1002	1237	0.81	19.4	23998	31	2.07	10.1	71.15
47	ab	978	1193	0.82	18.7	22309	35	2.08	9.5	68.90
48	ac	998	1201	0.83	19.0	22819	36	2.07	8.3	69.10

[0076] ４．まとめ

本発明の実施形態の条件を満たす実施例サンプルである、サンプルＮｏ．１０、１２～１４、１８、１９、２２～２４および３１～４８は、いずれも９８０ＭＰａ以上の引張強度、０．７５以上の降伏比、２０，０００ＭＰａ％以上のＴＳ×ＥＬ、２．００以上のＬＤＲ、２０％以上の穴広げ率、６ｋＮ以上のＳＷ十字引張および６０Ｊ／ｃｍ^{2}以上の衝撃値を達成している。

[0077] これに対して、サンプルＮｏ．１は、オーステナイト化後、３００～５００℃の温度範囲内で滞留させなかったことから、１．０μｍ以上の残留オーステナイトの量が十分でなく、十分な深絞り性が得られなかった。

[0078] サンプルＮｏ．２は、オーステナイト化後、３００～５００℃の温度範囲内での滞留時間（表２に示す「［５］保持時間」）が長いため、また、サンプルＮｏ．３は、第２冷却開始温度（表２に示す「［５］保持温度」）から冷却停止温度までの平均冷却速度が遅いため、それぞれ、残留オーステナイトの平均粒径が粗大となり、穴広げ率および衝撃値が低下した。

[0079] サンプルＮｏ．４は、オーステナイト化後、３００～５００℃の温度範囲での保持時間が短いため、１．０μｍ以上の残留オーステナイトの量が十分でなく、十分な深絞り性が得られなかった。

[0080] サンプルＮｏ．５は、オーステナイト化後、３００～５００℃の温度範囲より高い温度で滞留させたため、残留オーステナイトの平均粒径が粗大となり、穴広げ率および衝撃値が低下した。

[0081] サンプルＮｏ．６は、オーステナイト化後、３００～５００℃の温度範囲より低い温度で滞留させたため、１．０μｍ以上の残留オーステナイトの量が十分でなく、十分な深絞り性が得られなかった。

[0082] サンプルＮｏ．７は、第２冷却および再加熱処理をしていないため、焼戻しマルテンサイトと焼戻しベイナイトの合計量が不足し、残留オーステナイトの平均粒径が粗大となり、十分な穴広げ性および衝撃値が得られなかった。

[0083] サンプルＮｏ．８は、オーステナイト化のための加熱温度が低いため、フ

ェライト量が過大となとなった。また、フェライト量が過大になったことにより、マルテンサイト形成が不足し、焼戻しマルテンサイトと焼戻しベイナイトの合計量が不足し、この結果、十分な降伏比と穴広げ性が得られなかった。

[0084] サンプルＮｏ．９はオーステナイト化のための加熱温度が高いため、旧オーステナイト粒径が粗大かつ残留オーステナイトの平均粒径が粗大となったため、十分な穴広げ性および衝撃値が得られなかった。

[0085] サンプルＮｏ．１１は、冷却停止温度が１００℃以上、３００℃未満の温度範囲より低いため、残留オーステナイト量が少なく、その影響によりサイズ１．０μｍ以上の残留オーステナイト量も不足した。この結果、十分なＴＳ×ＥＬの値および十分な深絞り性が得られなかった。

[0086] サンプルＮｏ．１５は、急冷開始温度から滞留開始温度（表２の「［５］保持温度」）までの冷却速度が遅いため、冷却中にフェライトが形成されて、フェライト量が過大となった。また、フェライト形成によりマルテンサイト形成が不足し、それにより焼戻しマルテンサイトと焼戻しベイナイトの合計量が不足した。その結果、降伏比、穴広げ率が低かった。

[0087] サンプルＮｏ．１６は、再加熱温度が３００℃～５００℃の温度範囲より高いため、炭素がセメンタイトとして析出した。そのため、残留オーステナイトが少なく、その影響によりサイズ１．０μｍ以上の残留オーステナイト量が不足した。また、再加熱温度が高いため、フレッシュマルテンサイト分率も多くなった。この結果、ＴＳ×ＥＬ、穴広げ性、深絞り性および衝撃値が低かった。

[0088] サンプルＮｏ．１７は、再加熱温度が３００℃～５００℃の温度範囲より低いため、炭素の拡散が不十分となる。そのため、残留オーステナイトが少なく、その影響によりサイズ１．０μｍ以上の残留オーステナイト量が不足した。この結果、ＴＳ×ＥＬ、深絞り性が低かった。

[0089] サンプルＮｏ．２０はＴｉ添加が無く、オーステナイト化後、３００～５００℃の温度範囲内で滞留させなかったことから、旧オーステナイト粒径が

大きく、１．０μｍ以上の残留オーステナイトの量が十分でなかった。そのため、十分な深絞り性および十分な衝撃値が得られなかった。

[0090] サンプルＮｏ．２１はＴｉ添加が無いため、旧オーステナイト粒径が大きく、かつ残留オーステナイトの平均粒径が粗大となった。この結果、十分な穴広げ性および衝撃値が得られなかった。

[0091] サンプルＮｏ．２５は、Ｃ量が少ないため、残留オーステナイト量が不足し、かつサイズ１．０μｍ以上の残留オーステナイト量が十分でなかった。この結果、十分なＴＳ×ＥＬおよび十分な深絞り性が得られなかった。

[0092] サンプルＮｏ．２６は、Ｍｎ量が多いため、残留オーステナイト量が不足し、かつサイズ１．０μｍ以上の残留オーステナイト量が十分でなく、この結果、十分なＴＳ×ＥＬおよび十分な深絞り性が得られなかった。

[0093] サンプルＮｏ．２７は、Ｍｎ量が少ないため、フェライト量が過大となった。また、フェライト量が過大になったことにより、マルテンサイト形成が不足し、焼戻しマルテンサイトと焼戻しベイナイトの合計量が不足した。この結果、十分な降伏比および穴広げ性が得られなかった。

[0094] サンプルＮｏ．２８は、Ｓｉ＋Ａｌ量が少ないため、残留オーステナイトが少なく、１．０μｍ以上の残留オーステナイトの量が十分でなかった。この結果、ＴＳ×ＥＬおよび深絞り性が低下した。

[0095] サンプルＮｏ．２９はＣ量が過大で、かつオーステナイト化後、３００～５００℃の温度範囲より低い温度で滞留させさせなかったことから、十分なＳＷ十字引張強度が得られなかった。

[0096] サンプルＮｏ．３０は、Ｓｉ＋Ａｌ量が過多であり、残留オーステナイトが粗大となったため、穴広げ性および衝撃値が低くなった。

[0097] 本明細書の開示内容は、以下の態様を含む。

態様１：

Ｃ：０．１５質量％～０．３５質量％、

ＳｉとＡｌの合計：０．５質量％～３．０質量％、

Ｍｎ：１．０質量％～４．０質量％、

Ｐ：０．０５質量％以下（０質量％を含む）、

Ｓ：０．０１質量％以下（０質量％を含む）、

Ｔｉ：０．０１質量％～０．２質量％

を含み、残部がＦｅおよび不可避不純物からなり、

鋼板組織が、

フェライト分率が５％以下であり、

焼戻しマルテンサイトと焼戻しベイナイトの合計分率が６０％以上であり、

残留オーステナイト分率が１０％以上であり、

フレッシュマルテンサイト分率が５％以下であり、

残留オーステナイトの平均粒径が０．５μｍ以下であり、

粒径１．０μｍ以上の残留オーステナイトが全残留オーステナイト量の２％以上であり、

旧オーステナイト粒径が１０μｍ以下であることを特徴とする高強度鋼板。

態様２：

Ｃ量が０．３０質量％以下である態様１に記載の高強度鋼板。

態様３：

Ａｌ量が０．１０質量％未満である態様１または２に記載の高強度鋼板。

態様４：

Ｃｕ、Ｎｉ、Ｍｏ、ＣｒおよびＢの１種以上を更に含み、Ｃｕ、Ｎｉ、Ｍｏ、ＣｒおよびＢの合計含有量が１．０質量％以下である態様１～３のいずれかに記載の高強度鋼板。

態様５：

Ｖ、Ｎｂ、Ｍｏ、ＺｒおよびＨｆの１種以上を更に含み、Ｖ、Ｎｂ、Ｍｏ、ＺｒおよびＨｆの合計含有量が０．２質量％以下である態様１～４のいずれかに記載の高強度鋼板。

態様６：

Ｃａ、ＭｇおよびＲＥＭの１種以上を更に含み、Ｃａ、ＭｇおよびＲＥＭの合計含有量が０．０１質量％以下である態様１～５のいずれかに記載の高強度鋼板。

態様７：

Ｃ：０．１５質量％～０．３５質量％、ＳｉとＡｌの合計：０．５質量％～３．０質量％、Ｍｎ：１．０質量％～４．０質量％、Ｐ：０．０５質量％以下（０質量％を含む）、Ｓ：０．０１質量％以下（０質量％を含む）、Ｔｉ：０．０１質量％～０．２質量％を含み、残部がＦｅおよび不可避不純物からなる圧延材を用意することと、

前記圧延材をAc_3点以上、Ac_3点＋１００℃以下の温度に加熱しオーステナイト化することと、

前記オーステナイト化後、６５０℃～５００℃の間を平均冷却速度１５℃／秒以上、２００℃／秒未満で冷却し、３００℃～５００℃の範囲内で１０℃／秒以下の冷却速度で１０秒以上、３００秒未満滞留させることと、

前記滞留の後、３００℃以上の温度から１００℃以上、３００℃未満の間の冷却停止温度まで１０℃／秒以上の平均冷却速度で冷却することと、

前記冷却停止温度から３００℃～５００℃の範囲にある再加熱温度まで加熱することを含む、高強度鋼板の製造方法。

態様８：

前記滞留が３００℃～５００℃の範囲内の一定温度で保持することを含む態様７に記載の製造方法。

[0098] 本出願は、出願日が２０１７年５月２４日である日本国特許出願、特願第２０１７－１０３０２４号を基礎出願とする優先権主張を伴う。特願第２０１７－１０３０２４号は参照することにより本明細書に取り込まれる。

請求の範囲

[請求項1] Ｃ：０．１５質量％～０．３５質量％、

ＳｉとＡｌの合計：０．５質量％～３．０質量％、

Ｍｎ：１．０質量％～４．０質量％、

Ｐ：０．０５質量％以下（０質量％を含む）、

Ｓ：０．０１質量％以下（０質量％を含む）、

Ｔｉ：０．０１質量％～０．２質量％

を含み、残部がＦｅおよび不可避不純物からなり、

鋼板組織が、

フェライト分率が５％以下であり、

焼戻しマルテンサイトと焼戻しベイナイトの合計分率が６０％以上であり、

残留オーステナイト分率が１０％以上であり、

フレッシュマルテンサイト分率が５％以下であり、

残留オーステナイトの平均粒径が０．５μｍ以下であり、

粒径１．０μｍ以上の残留オーステナイトが全残留オーステナイト量の２％以上であり、

旧オーステナイト粒径が１０μｍ以下であることを特徴とする高強度鋼板。

[請求項2] 以下の（ａ）～（ｅ）のいずれか１つ以上を満足する請求項１に記載の高強度鋼板。

（ａ）Ｃ量が０．３０質量％以下である

（ｂ）Ａｌ量が０．１０質量％未満である

（ｃ）Ｃｕ、Ｎｉ、Ｍｏ、ＣｒおよびＢの１種以上を更に含み、Ｃｕ、Ｎｉ、Ｍｏ、ＣｒおよびＢの合計含有量が１．０質量％以下である

（ｄ）Ｖ、Ｎｂ、Ｍｏ、ＺｒおよびＨｆの１種以上を更に含み、Ｖ、Ｎｂ、Ｍｏ、ＺｒおよびＨｆの合計含有量が０．２質量％以下である

（ｅ）Ｃａ、ＭｇおよびＲＥＭの１種以上を更に含み、Ｃａ、Ｍｇお

よびＲＥＭの合計含有量が０．０１質量％以下である

[請求項3] Ｃ：０．１５質量％～０．３５質量％、ＳｉとＡｌの合計：０．５質量％～３．０質量％、Ｍｎ：１．０質量％～４．０質量％、Ｐ：０．０５質量％以下（０質量％を含む）、Ｓ：０．０１質量％以下（０質量％を含む）、Ｔｉ：０．０１質量％～０．２質量％を含み、残部がＦｅおよび不可避不純物からなる圧延材を用意することと、

前記圧延材をAc_3点以上、Ac_3点＋１００℃以下の温度に加熱しオーステナイト化することと、

前記オーステナイト化後、６５０℃～５００℃の間を平均冷却速度１５℃／秒以上、２００℃／秒未満で冷却し、３００℃～５００℃の範囲内で１０℃／秒以下の冷却速度で１０秒以上、３００秒未満滞留させることと、

前記滞留の後、３００℃以上の温度から１００℃以上、３００℃未満の間の冷却停止温度まで１０℃／秒以上の平均冷却速度で冷却することと、

前記冷却停止温度から３００℃～５００℃の範囲にある再加熱温度まで加熱することを含む、高強度鋼板の製造方法。

[請求項4] 前記滞留が３００℃～５００℃の範囲内の一定温度で保持することを含む請求項３に記載の製造方法。

[請求項5] 前記圧延材が、以下の（ａ）～（ｅ）のいずれか１つ以上を満足する請求項３または４に記載の製造方法。

（ａ）Ｃ量が０．３０質量％以下である

（ｂ）Ａｌ量が０．１０質量％未満である

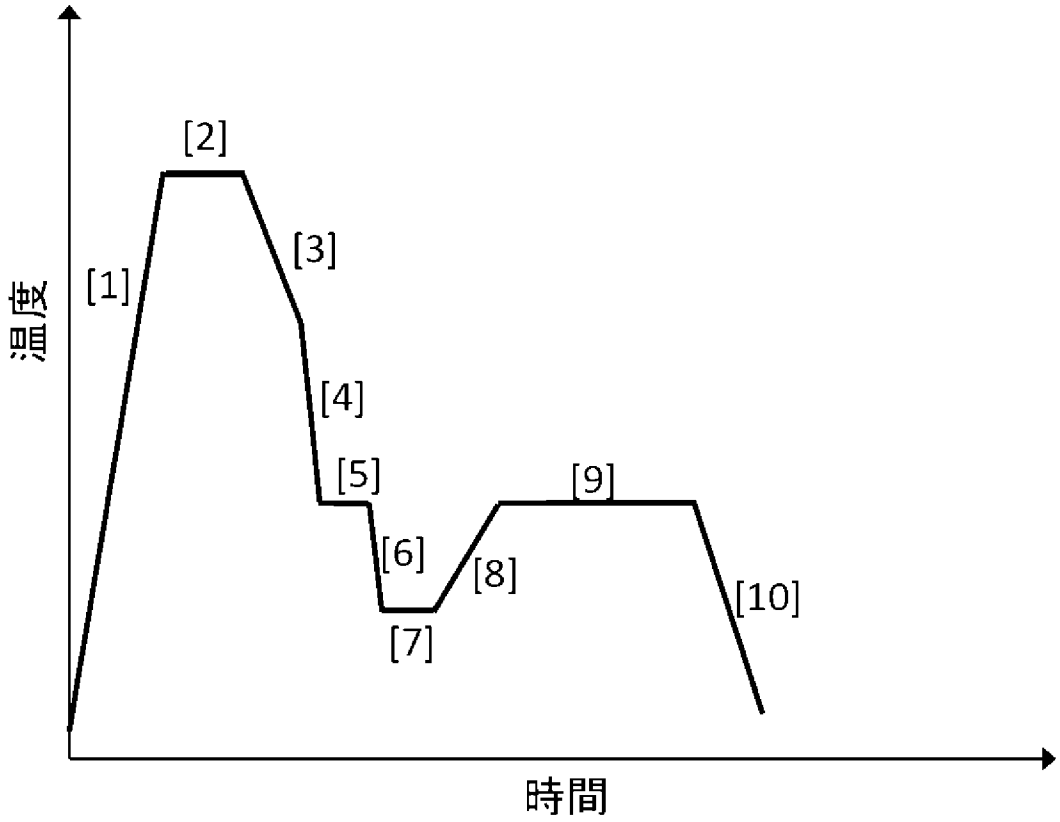
（ｃ）Ｃｕ、Ｎｉ、Ｍｏ、ＣｒおよびＢの１種以上を更に含み、Ｃｕ、Ｎｉ、Ｍｏ、ＣｒおよびＢの合計含有量が１．０質量％以下である

（ｄ）Ｖ、Ｎｂ、Ｍｏ、ＺｒおよびＨｆの１種以上を更に含み、Ｖ、Ｎｂ、Ｍｏ、ＺｒおよびＨｆの合計含有量が０．２質量％以下である

（ｅ）Ｃａ、ＭｇおよびＲＥＭの１種以上を更に含み、Ｃａ、Ｍｇお

よびＲＥＭの合計含有量が０．０１質量％以下である

[図1]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2018/018489

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C21D9/48(2006.01)i, C22C38/14(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i

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)
Int.Cl. C22C38/00, C21D9/48, C22C38/14, C22C38/58

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	1971-2018
Registered utility model specifications of Japan	1996-2018
Published registered utility model applications of Japan	1994-2018

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	JP 2015-218365 A (KOBE STEEL, LTD.) 07 December 2015 (Family: none)	1-5
A	JP 2017-53001 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 16 March 2017 (Family: none)	1-5
P, X	JP 2017-214648 A (KOBE STEEL, LTD.) 07 December 2017, claims 1-6 & WO 2017/208759 A1	1-5

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C. ☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
"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 24.07.2018	Date of mailing of the international search report 31.07.2018
Name and mailing address of the ISA/ Japan Patent Office 3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915, Japan	Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2018/018489

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
P, A	WO 2017/164346 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 28 September 2017 & TW 201739930 A	1-5

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２０１８／０１８４８９

Ａ．　発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl.　C22C38/00(2006.01)i, C21D9/48(2006.01)i, C22C38/14(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i

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））

Int.Cl.　C22C38/00, C21D9/48, C22C38/14, C22C38/58

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	１９７１－２０１８年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０１８年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０１８年

国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）

Ｃ．　関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー＊	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求項の番号
A	JP 2015-218365 A (株式会社神戸製鋼所) 2015.12.07, (ファミリーなし)	1-5
A	JP 2017-53001 A (新日鐵住金株式会社) 2017.03.16, (ファミリーなし)	1-5
P,X	JP 2017-214648 A (株式会社神戸製鋼所) 2017.12.07, 請求項１－６ & WO 2017/208759 A1	1-5

☑　Ｃ欄の続きにも文献が列挙されている。　　☐　パテントファミリーに関する別紙を参照。

＊　引用文献のカテゴリー
「Ａ」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
「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矛盾するものではなく、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	国際調査報告の発送日
２４．０７．２０１８	３１．０７．２０１８

国際調査機関の名称及びあて先
日本国特許庁（ＩＳＡ／ＪＰ）
郵便番号１００－８９１５
東京都千代田区霞が関三丁目４番３号

特許庁審査官（権限のある職員）　４Ｋ　３３４９
川村　裕二
電話番号　０３－３５８１－１１０１　内線　３４３５

C（続き）．　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
P,A	WO 2017/164346 A1（新日鐵住金株式会社）2017.09.28, & TW 201739930 A	1-5