(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
2017年12月7日(07.12.2017)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2017/208759 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01)　*C22C 38/06* (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)　*C22C 38/58* (2006.01)

(21) 国際出願番号：　PCT/JP2017/017730

(22) 国際出願日：　2017年5月10日(10.05.2017)

(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 2016-107593　2016年5月30日(30.05.2016)　JP
特願 2017-072133　2017年3月31日(31.03.2017)　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：村上 俊夫(**MURAKAMI, Toshio**). 大谷 茂生(**OTANI, Shigeo**). 二村 裕一(**FUTAMURA, Yuichi**). 柿内 エライジャ(**KAKIUCHI, Elijah**). 村田 忠夫(**MURATA, Tadao**).

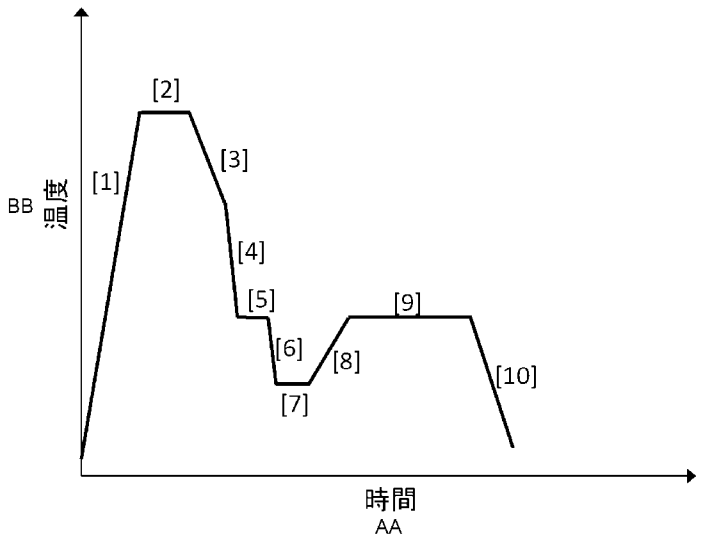
(74) 代理人：鮫島 睦，外 (**SAMEJIMA, Mutsumi** et al.)；〒5300017 大阪府大阪市北区角田町８番１号梅田阪急ビルオフィスタワー青山特許事務所 Osaka (JP).

(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,

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

(54) 発明の名称： 高強度鋼板およびその製造方法

[図1]



AA... TIME
BB... TEMPERATURE

(57) **Abstract:** Disclosed is a high-strength steel sheet comprising 0.15-0.35 mass% C, 0.5-3.0 mass% in total of Si and Al, 1.0-4.0 mass% Mn, 0.05 mass% or less of P, and 0.01 mass% or less of S, with the remainder comprising Fe and inevitable impurities, wherein: the steel structure comprises a ferrite fraction of 5% or less, a total fraction of tempered martensite and tempered bainite of 60% or greater, and a retained austenite amount of 10% or greater; the average size of MA is 3 μm or less; the average size of retained austenite is 1.0 μm or less; and retained austenite having a size of 1.5

WO 2017/208759 A1

[続葉有]

DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, 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))

μm or greater accounts for 2% or greater of the total retained austenite amount.

(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、Ｓ:０．０１質量%以下、を含み、残部がＦｅおよび不可避不純物からなり、鋼組織が、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量が１０%以上であり、ＭＡの平均サイズが３μｍ以下であり、残留オーステナイトの平均サイズが１．０μｍ以下であり、サイズ１．５μｍ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] 自動車用部品等に供される鋼板は、燃費改善を実現するために薄肉化が求められており、薄肉化及び部品強度確保を達成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９８０～１１８０ＭＰａの引張強さを有し、かつ良好な深絞り性を示す高強度鋼板を開示している。

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、自動車用部品をはじめとする各種用途において、高い引張強度と優れた深絞り性を有するだけでなく、さらに優れた強度延性バランス、高い降伏比および優れた穴広げ率を有することが求められている。

引張強度、強度延性バランス、降伏比、深絞り特性および穴広げ率それぞれについて、具体的には、以下のことが求められている。

引張強度については、９８０ＭＰａ以上であることが求められている。さらに引張強度については、溶接部においても十分な値を有することが求められている。具体的には、スポット溶接部の十字引張強度は６ｋＮ以上であることが求められている。

また、使用中に負荷できる応力を高くするためには、高い引張強度（ＴＳ）に加えて高い降伏強度（ＹＳ）を有する必要がある。また、衝突安全性等を確保する観点から、鋼板の降伏強度を高めることも必要である。このため

、具体的には０．７５以上の降伏比（ＹＲ＝ＹＳ／ＴＳ）が求められている。

[0005] 強度延性バランスについては、ＴＳと全伸び（ＥＬ）との積（ＴＳ×ＥＬ）が２００００ＭＰａ％以上であることが求められている。さらに部品成形時の成形性を確保するために、深絞り性を示すＬＤＲが２．０５以上であること、および穴広げ性を示す穴広げ率λが２０％以上であることも求められている。また、自動車用鋼板の基本性能としてスポット溶接部の継手強度も求められる。

[0006] 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。

[0007] 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）、（ＴＳ）と全伸び（ＥＬ）との積（ＴＳ×ＥＬ）、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

[0008] 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、

Ｓ ：０．０１質量％以下、

を含み、残部がＦｅおよび不可避不純物からなり、

鋼組織が、

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量が１０％以上であり、

ＭＡの平均サイズが１．０μｍ以下であり、

残留オーステナイトの平均サイズが１．０μｍ以下であり、

サイズ１．５μｍ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％以上である高強度鋼板である。

[0009] 本発明の態様２は、Ｃ量が０．３０質量％以下である態様２に記載の高強度鋼板である。

[0010] 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。

[0011] 本発明の態様４は、さらに、Ｃｕ：０．５０質量％以下、Ｎｉ：０．５０質量％以下、Ｃｒ：０．５０質量％以下、Ｍｏ：０．５０質量％以下、Ｂ：０．０１質量％以下、Ｖ：０．０５質量％以下、Ｎｂ：０．０５質量％以下、Ｔｉ：０．０５質量％以下、Ｃａ：０．０５質量％以下、ＲＥＭ：０．０１質量％以下、の１種または２種以上を含む態様１～３のいずれか１つの態様に記載の高強度鋼板である。

[0012] 本発明の態様５は、上記態様１～４のいずれか１つの態様に記載の成分組成を有する圧延材を用意することと、

前記圧延材をAc_3点以上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℃～３００℃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℃範囲にある再加熱温度まで加熱することと、

を含む、高強度鋼板の製造方法である。

[0013] 本発明の態様６は、前記の滞留が３００～５００℃の範囲内の一定温度で保持することを含む態様５に記載の製造方法である。

発明の効果

[0014] 本発明の実施形態によれば、引張強度（ＴＳ）、溶接部の十字引張強度（ＳＷ十字引張）、降伏比（ＹＲ）、（ＴＳ）と全伸び（ＥＬ）との積（ＴＳ×ＥＬ）、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

[0015] [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

[0016] 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：５％以下、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、残留γ量：１０％以上、ＭＡの平均サイズ：１．０μｍ以下、残留オーステナイトの平均サイズ：１．０μｍ以下、およびサイズ１．５μｍ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％以上とすることで、引張強度（ＴＳ）、降伏比（ＹＲ）、（ＴＳ）と全伸び（ＥＬ）との積（ＴＳ×ＥＬ）、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。

[0017] 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ている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。

[0018] （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。その結果、フェライト量が多いと降伏比が低下する。このため、フェライト分率を５％以下（５体積％以下）とした。

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。

[0019] （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焼入れたままの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。

[0020] （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り、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。

[0021] 本発明の実施形態に係る高強度鋼板では、残留オーステナイトの多くは、ＭＡの形態で存在する。ＭＡとは、martensite-austenite constituentの略であり、マルテンサイトとオーステナイトの複合体（複合組織）である。

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、焼き戻しベイナイト、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。

[0022] （４）ＭＡの平均サイズ：１．０μｍ以下

ＭＡ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。ＭＡサイズが粗大になるほど、母相／硬質相界面への歪集中が起こり、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、ＭＡサイズ、とりわけＭＡ平均サイズを１．０μｍ以下と微細にし、破壊を抑制することで穴広げ率λを向上させることができる。

ＭＡの平均サイズは好ましくは０．８μｍ以下である。

[0023] ＭＡの平均サイズは、ナイタール腐食した断面をＳＥＭにより３０００倍以上で３視野以上観察し、写真中の任意の位置に合計２００μｍ以上の直線を引き、その直線とＭＡ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。

[0024] （５）残留オーステナイトの平均サイズ：１．０μｍ以下、およびサイズ１．５μｍ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１．０μｍとし、かつサイズ１．５μｍ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。

[0025] 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を大きい

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。

[0026] 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とを混在させて、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。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とをそれぞれ所定量含むような鋼組織を得ることを検討した。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１．０μｍとし、かつサイズ１．５μｍ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。

[0027] 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１．０μｍ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。

[0028] 残留オーステナイトの平均サイズおよびサイズ１．５μｍ以上の残留オーステナイト量の全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１．５μｍ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１．５μｍ以上の残留オーステナイトの全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１．５μｍ以上の残留オーステナイトの全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。

[0029] （６）その他の鋼組織：

本明細書においては、前記したフェライト、焼戻しマルテンサイト、焼戻しベイナイトおよび残留オーステナイト以外の鋼組織は特に規定していない。しかしながら、フェライト等の鋼組織以外にも、パーライト、焼き戻されていないベイナイトおよび焼き戻されていないマルテンサイトなどが存在することがある。フェライト等の鋼組織が、前述した組織条件を満たしていれば、パーライト等が存在しても、本発明の実施形態の効果は発揮される。

[0030] 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およびＳ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。

[0031] （１）Ｃ：０．１０～０．３５％

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り、このような作用を有効に発揮させるためには０．１０％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０．１３％以上、さらに好ましくは０．１５％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。

[0032] （２）ＳｉとＡｌの合計：０．５～２．５％

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

とアルミニウムの合計が２．５％を超えると鋼の変形能が低下して、ＴＳ×ＥＬが低下する。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２．０％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。

[0033] （３）Ｍｎ：１．０～４．０％

マンガン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に比較的粗大な残留γ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。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。

[0034] （４）Ｐ：０．０５％以下

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％（０％を含む）以下である。

[0035] （５）Ｓ：０．０１％以下

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％（０％を含む）以下である。

[0036] （６）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。

[0037] しかし、この実施形態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例示する。

[0038] （７）その他の元素

Ｃｕ：０．５０質量％以下、Ｎｉ：０．５０質量％以下、Ｃｒ：０．５０質量％以下、Ｍｏ：０．５０質量％以下、Ｂ：０．０１質量％以下、Ｖ：０．０５質量％以下、Ｎｂ：０．０５質量％以下、Ｔｉ：０．０５質量％以下、Ｃａ：０．０５質量％以下、ＲＥＭ：０．０１質量％以下、の１種または２種以上

Ｃｕ、Ｎｉ、Ｃｒ、ＭｏおよびＢは、焼き入れ性を高めることで、フェライトの形成を防止し、かつ、オーステナイトの安定化やベイナイトの微細化に寄与することで強度－延性バランスを向上する。

Ｖ、ＮｂおよびＴｉは、母相を析出強化することで、延性を大きく劣化させずに強度を高めることで、強度－延性バランスを向上させる。

ＣａおよびＲＥＭは、ＭｎＳに代表される介在物を微細に分散させることで、強度－延性バランスおよび穴広げ性の改善に寄与する。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。

ただし、これらの元素を過剰に含有させても、上記それぞれの効果が飽和してしまい経済的に無駄であるので、これらの元素は上記各上限値以下の量とするのが好ましい。

[0039] 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およびλ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。

[0040] （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。

[0041] （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。

[0042] （３）ＴＳと全伸び（ＥＬ）との積（ＴＳ×ＥＬ）

ＴＳ×ＥＬが２００００ＭＰａ％以上である。２００００ＭＰａ％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２３０００ＭＰａ％以上である。

[0043] （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、ｄ／ＤをＬＤＲ(Limiting Drawing Ratio)という。より詳細には、板厚１．４ｍｍで各種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試料径（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。

[0044] 本発明の実施形態に係る高強度鋼板は、ＬＤＲが２．０５以上であり、好ましくは２．１０以上であり、優れた深絞り性を有している。

[0045] （５）穴広げ率（λ）

穴広げ率λは、ＪＩＳ　Ｚ　２２５６に従って求める。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。

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

[0046] 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。

[0047] （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ＪＩＳ　Ｚ　３１３７に則って評価する。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。

[0048] 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。

[0049] 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。

[0050] 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。

[0051] （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、Ａｃ$_3$点以上の温度に加熱し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。加熱温度の上限は、好ましくは、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結晶粒の粗大化を抑制できるからである。加熱温度は、より好ましくはＡｃ$_3$点＋１０℃以上、Ａｃ$_3$点＋９０℃以下、さらに好ましくは、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℃／秒を挙げることができる。

[0052] （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℃の温度範囲内で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。

[0053] ３００～５００℃の温度範囲内で１０℃／秒以下の冷却速度で１０秒以上

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。

[0054] 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だけでなく、ＭＡも粗大になるために、穴広げ率が低下する。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だけでなく、ＭＡも粗大になるため、穴広げ率が低下する。

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。

[0055] 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３～８０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５～６０秒保持する。

[0056] （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℃～３００℃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。

[0057] 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、ＭＡが粗大になるために、穴広げ率が低下する。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ＭＡ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℃／℃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。

[0058] 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、１～６００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。

[0059] （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℃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５０～１２００秒を挙げることができる。

[0060] 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、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。

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、十分な量の残留オーステナイトが得られなくなるため、ＴＳ×ＥＬが低下する。また保持時間が１２００秒より長いと、同業に、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秒以下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秒以下であることが好ましい。

[0061] 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。

[0062] 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

[0063] 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・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、４および７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秒以上滞留させなかったサンプルである。特に、サンプルＮｏ．１および２６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）であり、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、下線を伏した数値は、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。

[0064]

[表1]

鋼No.	組成								Ac_3点
	C	Si	Mn	P	S	Al	Si + Al	その他	
	質量%	質量%	質量%	質量%	質量%	質量%	質量%	質量%	℃
a	0.27	1.28	2.01	0.012	0.003	0.04	1.32	−	818
b	0.19	1.10	2.13	0.010	0.003	0.03	1.13	−	820
c	0.32	1.61	1.95	0.009	0.001	0.02	1.63	−	818
d	0.22	2.10	1.80	0.010	0.001	0.03	2.13	−	868
e	0.10	1.42	2.51	0.010	0.002	0.04	1.46	−	851
f	0.19	1.28	5.20	0.011	0.003	0.04	1.32	−	740
g	0.21	1.54	0.63	0.015	0.001	0.02	1.56	−	876
h	0.27	0.20	2.19	0.008	0.003	0.02	0.22	−	757
i	0.48	1.51	1.67	0.010	0.001	0.02	1.53	−	796
j	0.26	3.20	1.55	0.009	0.002	0.04	3.24	−	921
k	0.27	1.23	2.11	0.013	0.003	0.03	1.26	−	810
l	0.23	1.04	1.91	0.014	0.003	0.04	1.08	−	818
m	0.27	1.52	1.60	0.007	0.003	0.04	1.56	−	842
n	0.25	1.31	2.06	0.008	0.002	0.04	1.35	−	823
o	0.24	1.09	1.82	0.006	0.002	0.02	1.11	−	813
p	0.27	1.54	1.56	0.008	0.003	0.03	1.57	−	840
q	0.23	0.84	2.03	0.013	0.002	0.35	1.19	−	931
r	0.27	1.03	2.11	0.009	0.002	0.03	1.06	−	800
s	0.29	1.15	1.60	0.007	0.003	0.03	1.18	−	817
t	0.20	1.53	2.08	0.008	0.002	0.04	1.57	Cr : 0.06	846
u	0.19	2.10	2.08	0.006	0.001	0.03	2.13	Mo : 0.02	870
v	0.22	1.48	1.99	0.004	0.002	0.04	1.52	Ti : 0.02, B:0.0019	848
w	0.20	2.00	1.96	0.008	0.002	0.04	2.04	V : 0.03	871
x	0.21	1.55	2.05	0.007	0.001	0.03	1.58	Ti : 0.05	862
y	0.19	1.33	1.93	0.008	0.001	0.04	1.37	Nb : 0.03	845
z	0.19	1.74	1.98	0.007	0.002	0.04	1.78	Ca : 0.0005	861
aa	0.19	1.77	1.97	0.008	0.002	0.04	1.81	La : 0.0002	863
ab	0.21	1.40	1.89	0.006	0.001	0.04	1.44	Cu : 0.12	843
ac	0.20	1.64	1.78	0.006	0.001	0.04	1.68	Ni : 0.09	859

[0065]

[表2-1]

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	0	–	400	–	400	300	10
8	a	10	780	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
9	a	10	850	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
10	a	10	850	120	10	700	28	400	50	30	20	50	400	300	10
11	a	10	850	120		850	28	400	50	30	200	50	400	300	10
12	a	10	850	120	10	580	28	400	50	30	200	50	400	300	10
13	a	10	850	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
14	a	10	850	120	10	700	8	400	50	30	200	50	400	300	10
15	a	10	850	120	10	700	28	400	50	30	200	50	550	300	10
16	a	10	850	120	10	700	28	400	50	30	200	50	250	300	10
17	a	10	850	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
18	a	10	850	120	10	700	28	400	50	30	200	50	420	260	10
19	b	10	850	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
20	c	10	850	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
21	d	10	900	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
22	e	10	900	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
23	f	10	850	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
24	g	10	900	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
25	h	10	850	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10

[0066]

[表2-2]

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
26	i	10	850	120	10	700	28	200	50	–	–	–	450	300	10
27	j	10	940	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
28	k	10	850	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
29	l	10	850	120		850	28	400	50	30	200	50	400	300	10
30	m	10	850	120		850	28	400	50	30	200	50	400	300	10
31	n	10	850	120		850	28	400	50	30	200	50	400	300	10
32	o	10	850	120		850	28	400	50	30	200	50	400	300	10
33	p	10	850	120		850	28	400	50	30	200	50	400	300	10
34	q	10	940	120		940	28	400	50	30	200	50	400	300	10
35	r	10	850	120		850	28	400	50	30	200	50	400	300	10
36	s	10	850	120		850	28	400	50	30	200	50	400	300	10
37	t	10	900	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
38	u	10	900	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
39	v	10	900	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
40	w	10	900	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
41	x	10	900	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
42	y	10	900	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
43	z	10	900	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
44	aa	10	900	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
45	ab	10	900	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10
46	ac	10	900	120	10	700	28	400	50	30	200	50	400	300	10

[0067] ２．鋼組織

それぞれのサンプルについて上述した方法により、フェライト分率、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」記載）、残留オーステナイト量（残留γ量）、ＭＡの平均サイズ、残留オーステナイトの平均サイズ（残留γ平均サイズ）、サイズ１．５μｍ以上の残留オーステナイトの全オーステナイトに占める比率（表３には、「１．５μｍ以上の残留γ比率」と記載）を求めた。残留オーステナイト量の測定には、株式会社リガク製２次元微小部Ｘ線回折装置（ＲＩＮＴ－ＲＡＰＩＤII）を用いた。得られた結果を表３に示す。

[0068] [表3-1]

No.	鋼No.	フェライト	焼戻しM/B	残留γ量	MA平均サイズ	残留γ平均サイズ	1.5μm以上の残留γ量
		%	%	%	μm	μm	%
1	a	0	70	16.9	0.55	0.85	0.91
2	a	0	70	17.9	1.20	0.80	4.47
3	a	0	71	17.5	1.28	0.81	3.67
4	a	0	70	17.6	0.60	0.78	1.41
5	a	0	71	17.8	1.36	0.81	2.96
6	a	0	70	16.3	0.48	0.79	0.82
7	a	0	0	16.6	1.28	1.67	4.44
8	a	31.2	39	17.6	0.55	0.79	2.83
9	a	0	70	17.5	0.53	0.77	3.13
10	a	0	82	4.3	0.53	0.54	0.78
11	a	0	71	17.0	0.50	0.86	4.13
12	a	0	71	17.2	0.50	0.79	3.06
13	a	0	71	17.7	0.63	0.87	3.72
14	a	24.0	45	18.1	1.20	0.86	2.82
15	a	0	70	7.0	1.25	0.78	0.84
16	a	21.0	49	6.2	1.32	0.79	0.52
17	a	0	70	17.9	0.63	0.77	2.95
18	a	0	69	17.8	0.87	0.85	3.19
19	b	0	73	12.9	0.70	0.87	4.36
20	c	0	68	21.2	0.68	0.82	3.76
21	d	0	72	14.0	0.65	0.84	4.28
22	e	0	78	5.8	0.60	0.84	0.53
23	f	0	73	7.5	0.60	0.85	0.70
24	g	27.4	46	16.8	0.60	0.77	3.26
25	h	0	51	6.5	0.63	0.81	0.66

[0069]

[表3-2]

No.	鋼No.	フェライト	焼戻しM/B	残留γ量	MA平均サイズ	残留γ平均サイズ	1.5μm以上の残留γ量
		%	%	%	μm	μm	%
26	i	0	63	21.9	0.55	0.84	4.36
27	j	0	70	17.1	0.63	0.79	4.46
28	k	0	71	16.2	0.45	0.81	3.86
29	l	0	71	15.5	0.60	0.83	4.20
30	m	0	71	17.5	0.58	0.86	4.62
31	n	0	71	15.7	0.45	0.78	3.89
32	o	0	72	16.2	0.65	0.80	3.12
33	p	0	70	17.6	0.63	0.86	3.18
34	q	0	72	14.4	0.50	0.84	4.33
35	r	0	70	17.1	0.55	0.82	3.95
36	s	0	71	19.0	0.63	0.82	4.32
37	t	0	66	18.9	0.61	0.84	3.05
38	u	0	75	16.4	0.61	0.78	4.20
39	v	0	67	18.3	0.61	0.79	4.43
40	w	0	68	17.1	0.66	0.79	3.44
41	x	0	71	17.0	0.67	0.76	3.65
42	y	0	68	16.7	0.65	0.78	3.85
43	z	0	74	16.4	0.65	0.84	4.29
44	aa	0	75	17.2	0.60	0.76	4.46
45	ab	0	70	15.0	0.67	0.82	4.10
46	ac	0	72	16.0	0.56	0.84	5.20

[0070] 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、ＹＳ、ＴＳ、ＥＬを測定し、ＹＲおよびＴＳ×ＥＬを算出した。また、上述の方法により穴拡げ率λと、ＬＤＲと、スポット溶接部の十字引張強度（ＳＷ十字引張）を求めた。得られた結果を表４に示す。

[0071]

[表4-1]

No.	鋼No.	YS	TS	YR	EL	TS×EL	λ	LDR	SW十字引張
		MPa	MPa		%	MPa%	%		kN
1	a	1025	1248	0.82	18.2	22713	28	1.89	8.2
2	a	1040	1256	0.83	18.9	23738	15	2.09	7.3
3	a	1002	1215	0.83	19.3	23449	14	2.07	7.6
4	a	991	1200	0.83	19.4	23280	43	1.92	7.1
5	a	999	1205	0.83	19.5	23497	13	2.07	7.5
6	a	1028	1250	0.82	17.9	22375	22	1.82	7.5
7	a	836	1036	0.81	21.9	22688	15	2.00	7.7
8	a	654	1097	0.60	24.3	26657	22	2.06	7.2
9	a	998	1207	0.83	19.4	23415	24	2.07	6.9
10	a	879	1067	0.82	13.5	14404	37	1.87	6.8
11	a	1010	1220	0.83	18.9	23058	26	2.08	7.1
12	a	990	1200	0.83	19.3	23160	43	2.07	7.0
13	a	1019	1232	0.83	19.1	23531	25	2.08	7.4
14	a	652	1050	0.62	19.3	20265	10	2.06	7.4
15	a	751	930	0.81	17.2	15996	37	2.01	7.3
16	a	914	1404	0.65	12.4	17409	24	1.96	7.4
17	a	1010	1221	0.83	19.5	23809	27	2.07	7.3
18	a	1021	1237	0.83	18.9	23379	29	2.06	7.3
19	b	970	1182	0.82	17	20094	41	2.08	9.2
20	c	1055	1270	0.83	20.4	25908	28	2.08	6.3
21	d	1000	1214	0.82	17.4	21123	33	2.08	9.0
22	e	921	1124	0.82	13.5	15174	22	1.95	11.8
23	f	988	1202	0.82	16.4	19712	32	2.03	9.3
24	g	678	1090	0.62	17.3	18857	27	2.06	8.3
25	h	1134	1492	0.76	10.6	15815	16	1.99	6.8

[0072]

[表4-2]

No.	鋼No.	YS	TS	YR	EL	TS×EL	λ	LDR	SW十字引張
		MPa	MPa		%	MPa%	%		kN
26	i	1117	1336	0.84	20.9	27922	30	2.08	3.2
27	j	1008	1223	0.82	14.4	17611	42	2.09	7.2
28	k	988	1195	0.83	18.8	22466	44	2.08	7.8
29	l	1019	1241	0.82	17.6	21841	44	2.08	8.1
30	m	1009	1223	0.83	18.9	23114	42	2.08	7.5
31	n	1013	1231	0.82	18	22158	22	2.08	7.9
32	o	974	1182	0.82	19.1	22576	44	2.06	8.1
33	p	991	1200	0.83	19.4	23280	43	2.07	7.2
34	q	1022	1250	0.82	16.6	20750	40	2.08	8.2
35	r	1004	1218	0.82	19	23142	42	2.09	7.5
36	s	997	1201	0.83	20.3	24380	39	2.09	7.3
37	t	978	1223	0.80	20.4	24949	39	2.07	8.2
38	u	1019	1235	0.83	21.1	26058	34	2.07	7.2
39	v	993	1214	0.82	21.8	26465	38	2.08	7.9
40	w	974	1210	0.80	21.7	26257	43	2.11	6.6
41	x	1000	1240	0.81	20.6	25544	38	2.10	8.3
42	y	985	1230	0.80	21.5	26445	44	2.09	7.0
43	z	1000	1227	0.81	21.8	26748	44	2.10	7.3
44	aa	982	1220	0.80	20	24400	36	2.07	7.6
45	ab	1011	1220	0.80	21.2	25894	35	2.07	7.1
46	ac	999	1211	0.80	21.1	25521	49	2.07	6.9

[0073] ４．まとめ

本発明の実施形態における条件を満たす実施例サンプルである、サンプルＮｏ９、１１～１３、１７～２１および３６～４６は、いずれも９８０ＭＰａ以上の引張強度、０．７５以上の降伏比、２００００ＭＰａ％以上のＴＳ×ＥＬ、２．０５以上のＬＤＲ、２０％以上の穴広げ率および６ｋＮ以上のＳＷ十字引張を達成している。

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、サイズ１．５μｍ以上の残留オーステナイト量が十分でなく、この結果、十分な深絞り性が得られなかった。

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、ＭＡ平均サイズが過大となり、この結果、十分な穴広げ率が得られなかった。

[0074] 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、サイズ１．５μｍ以上の残留オーステナイト量が十分でなく、十分な深絞り性が得られなかった。

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、ＭＡ平均サイズが過大となり、この結果、十分な穴広げ率が得られなかった。

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、サイズ１．５μｍ以上の残留オーステナイト量が十分でなく、この結果、十分な深絞り性が得られなかった。

[0075] 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、ＭＡ平均サイズが過大で、かつ残留オーステナイトの平均サイズも過大となった。この結果、十分な穴広げ率および深絞り性が得られなかった。

[0076] 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り、かつ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、十分な降伏比が得られなかった。

サンプルＮｏ．１０は、冷却停止温度が１００℃～３００℃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、かつサイズ１．５μｍ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の値および十分な深絞り性が得られなかった。

[0077] サンプルＮｏ．１４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、フェライト量が過大となり、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、かつＭＡ平均サ

イズが過大となった。この結果、十分な引張強度、降伏比および穴広げ率が得られなかった。

サンプルＮｏ．１５は、再加熱温度が３００℃～５００℃の温度範囲より高いため、残留オーステナイトが少なく、ＭＡ平均サイズが過大で、かつサイズ１．５μｍ以上の残留オーステナイト量が十分でなく、この結果、十分な引張強度、ＴＳ×ＥＬおよび深絞り性が得られなかった。

サンプルＮｏ．１６は、再加熱温度が３００℃～５００℃の温度範囲より低いため、フェライト量が過大で、残留オーステナイトが少なく、ＭＡ平均サイズが過大で、かつサイズ１．５μｍ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、十分な降伏比、ＴＳ×ＥＬおよび深絞り性が得られなかった。

[0078] サンプルＮｏ．２２は、Ｃ量が少なく、残留オーステナイト量が不足し、かつサイズ１．５μｍ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および深絞り性が得られなかった。

サンプルＮｏ．２３は、Ｍｎ量が多く、残留オーステナイト量が不足し、かつサイズ１．５μｍ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および深絞り性が得られなかった。

[0079] サンプルＮｏ．２４は、Ｍｎ量が少なく、フェライト量が過大で、かつ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、十分な降伏比およびＴＳ×ＥＬが得られなかった。

サンプルＮｏ．２５は、Ｓｉ＋Ａｌ量が少なく、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、かつ残留オーステナイトが少なく、この結果、十分なＴＳ×ＥＬ、穴広げ率および深絞り性が得られなかった。

[0080] サンプルＮｏ．２６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たため、十分なＳＷ十字引張強度が得られなかった。

サンプルＮｏ．２７は、Ｓｉ＋Ａｌ量が過多であり、十分なＴＳ×ＥＬが得られなかった。

[0081] 本出願は、出願日が２０１６年５月３０日である日本国特許出願、特願第２０１６－１０７５９３号および出願日が２０１７年３月３１日である日本国特許出願、特願第２０１７－０７２１３３号を基礎出願とする優先権主張を伴う。特願第２０１６－１０７５９３号および特願第２０１７－０７２１３３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、
Ｓ　：０．０１質量％以下、
を含み、残部がＦｅおよび不可避不純物からなり、
鋼組織が、
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量が１０％以上であり、
ＭＡの平均サイズが１．０μｍ以下であり、
残留オーステナイトの平均サイズが１．０μｍ以下であり、
サイズ１．５μｍ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％以上である高強度鋼板。

[請求項2] Ｃ量が０．３０質量％以下である請求項１に記載の高強度鋼板。

[請求項3] Ａｌ量が０．１０質量％未満である請求項１に記載の高強度鋼板。

[請求項4] さらに、
Ｃｕ　：０．５０質量％以下、
Ｎｉ　：０．５０質量％以下、
Ｃｒ　：０．５０質量％以下、
Ｍｏ　：０．５０質量％以下、
Ｂ　　：０．０１質量％以下、
Ｖ　　：０．０５質量％以下、
Ｎｂ　：０．０５質量％以下、
Ｔｉ　：０．０５質量％以下、
Ｃａ　：０．０５質量％以下、

ＲＥＭ：０．０１質量％以下、

の１種または２種以上を含む請求項１に記載の高強度鋼板。

[請求項5] 請求項１～４のいずれか１項に記載の成分組成を有する圧延材を用意することと、

前記圧延材をAc_3点以上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、

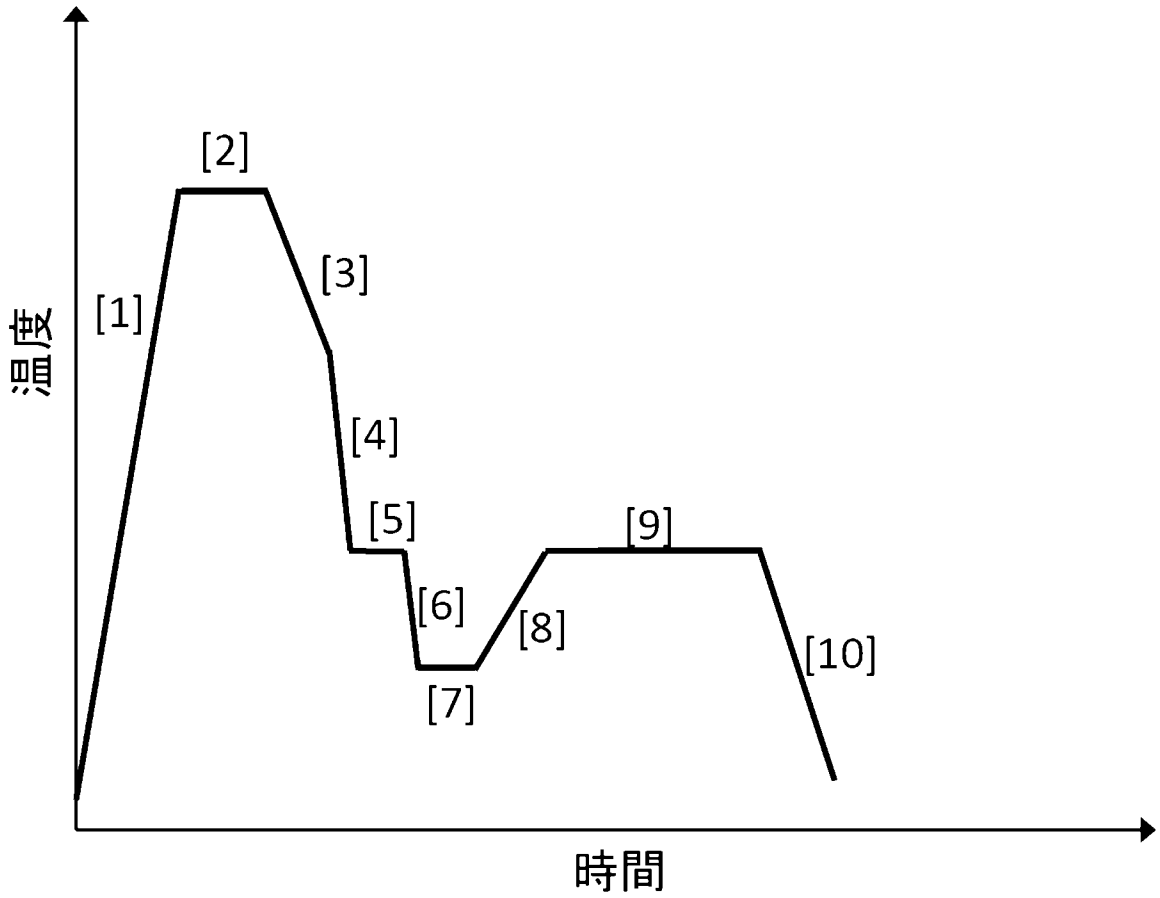
前記滞留の後、３００℃以上の温度から１００℃～３００℃の間の冷却停止温度まで１０℃／秒以上の平均冷却速度で冷却することと、

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と、

を含む、高強度鋼板の製造方法。

[請求項6] 前記の滞留が３００～５００℃の範囲内の一定温度で保持することを含む請求項５に記載の製造方法。

[図1]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2017/017730

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C22C38/00(2006.01)i, *C21D9/46*(2006.01)i, *C22C38/06*(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)
C22C38/00-38/60, C21D9/46-9/48

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2017
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2017	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2017

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 2014-34716 A (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 24 February 2014 (24.02.2014), (Family: none)	1-6
A	JP 2015-218365 A (Kobe Steel, Ltd.), 07 December 2015 (07.12.2015), (Family: none)	1-6
A	JP 2014-508854 A (Posco), 10 April 2014 (10.04.2014), & US 2013/0295402 A1 & EP 2660345 A2 & CN 103392022 A & KR 10-2012-0073407 A & WO 2012/091328 A2	1-6

☒ 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	Date of mailing of the international search report
19 July 2017 (19.07.17)	01 August 2017 (01.08.17)

Name and mailing address of the ISA/	Authorized officer
Japan Patent Office 3-4-3,Kasumigaseki,Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915,Japan	Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2017/017730

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2015-516511 A (Voestalpine Stahl GmbH), 11 June 2015 (11.06.2015), & US 2015/0167133 A1 & CN 104245971 A & KR 10-2015-0000892 A & WO 2013/144376 A1	1-6

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２０１７／０１７７３０

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, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/06(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.　C22C38/00-38/60, C21D9/46-9/48

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	１９７１－２０１７年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０１７年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０１７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 2014-34716 A (新日鐵住金株式会社) 2014.02.24 (ファミリーなし)	1-6
A	JP 2015-218365 A (株式会社神戸製鋼所) 2015.12.07 (ファミリーなし)	1-6
A	JP 2014-508854 A (ポスコ) 2014.04.10 & US 2013/0295402 A1 & EP 2660345 A2 & CN 103392022 A & KR 10-2012-0073407 A & WO 2012/091328 A2	1-6

☑　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
１９．０７．２０１７	０１．０８．２０１７

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　３２３７
蛭田　敦
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
A	JP 2015-516511 A（フォエスタルピネ　スタール　ゲゼルシャフト　ミット　ベシュレンクテル　ハフツング）2015.06.11 & US 2015/0167133 A1 & CN 104245971 A & KR 10-2015-0000892 A & WO 2013/144376 A1	1-6