

WO 2018/025675 A1



DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, 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:

- 国際調査報告 (条約第21条(3))

there is the same amount as the amount of retained austenite, is greater than or equal to 0.3 mass% or greater, and the scattering intensity in small-angle X-ray scattering with a q -value of 1 nm^{-1} is less than or equal to 1.0 cm^{-1} .

(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 $1.0 \mu\text{m}$ 以下であり、残留オーステナイト量と等しい量である炭素濃化領域におけるMnの濃度分布の半価幅が0.3質量%以上であり、X線小角散乱での q 値が 1 nm^{-1} での散乱強度が 1.0 cm^{-1} 以下である、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、軽量化と衝突安全性とを共に実現するために、強度の向上と耐衝撃特性の向上とを両立することが求められている。

例えば特許文献1は、スラブを1210℃以上に加熱し、熱間圧延条件を制御することで、0.5μm以下の微細なTiN粒子を生成させて、低温破壊の起点となる粒径1μm以上のAlN粒子の生成を抑制することにより、耐衝撃特性の向上を図った高強度鋼板が開示されている。

[0003] 特許文献2には、C量を0.45%超、0.77%以下、Mn量を0.1%以上、0.5%以下、Si量を0.5%以下および、Cr, Al, N, O添加量を規定しつつ、フェライト粒径の50%以上を硬質相と接する網目状組織とすることで耐衝突特性の向上を図った高強度鋼板が開示されている。

特許文献3には、3.5~10%のMnを添加することで残留オーステナイトの量を10%以上、残留オーステナイトの平均間隔を1.5μm以下とすることで、耐衝突特性の改善を図った高強度鋼板が開示されている。

[0004] 特許文献4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が開示している。

先行技術文献

特許文献

[0005] 特許文献1：特許第5240421号明細書

特許文献2：特開2015-105384号公報

特許文献3：特開2012-251239号公報

特許文献4：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

[0006] 自動車用部品に使用される鋼板のさらなる軽量化を実現するために、より薄くしつつ、十分な強度と耐衝撃特性を備えている必要がある。つまり、より高い引張強度と優れた衝撃特性を有する鋼板が求められている。

また、自動車用部品をはじめとする各種用途において、高い引張強度と衝撃特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、張出し成形性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。

[0007] 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。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、また衝突した際に強度特性を安定して発現させるために変形時に破断を抑制する特性も必要である。このため、具体的には0.75以上の降伏比（ $YR = YS / TS$ ）と共に、破壊特性を代替する評価指標として引張試験時の破断部の板厚減少率向上が求められている。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。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。

[0008] 強度－延性バランスについては、TSと全伸び（EL）との積（ $TS \times EL$ ）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、穴広げ性を示す穴広げ率 λ が20%以上であること、および張出し成形性を示す限界張出し高さ（張出し高さ）が16mm以上であることも求められている。

[0009] しかし、特許文献1～4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。

[0010] 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）、降伏比（YR）、（TS）と全伸び（EL）との積（TS×EL）、穴広げ率（λ）、引張試験時の破断部の板厚減少率（RA）、限界張出し高さおよびスポット溶接部の十字引張強度（SW十字引張）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

[0011] 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量と等しい量である炭素濃化領域におけるMnの濃度分布の半価幅が0.3質量%以上であり、

X線小角散乱でのq値が1nm⁻¹での散乱強度が1.0cm⁻¹以下である高強度鋼板である。

[0012] 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。

[0013] 本発明の態様3は、Al量が0.10質量%未満である態様1または2に

記載の高強度鋼板である。

[0014] 本発明の態様4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る圧延材を用意することと、

前記圧延材をAc₁点と0.2×Ac₁点+0.8×Ac₃点との間の温度で5秒以上保持した後、Ac₃点以上の温度まで加熱し5～600秒間保持して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℃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℃範囲にある再加熱温度まで30℃/秒以上の平均加熱速度で加熱することと、

前記再加熱温度において、式(1)で規定される焼戻しパラメータPが10000～14500かつ保持時間1～300秒を満たすように保持することと、

前記保持の後、前記再加熱温度から200℃まで10℃/秒以上の平均冷却速度で冷却すること、

を含む、高強度鋼板の製造方法である。

$$P=T \times (20 + \log(t/3600)) \cdots (1)$$

ここで、T：温度(K)、t：時間(秒)である。

[0015] 本発明の態様5は、前記冷却停止温度までの冷却が、650℃以上の温度である急冷開始温度まで平均冷却速度0.1℃/秒以上、10℃/秒未満で冷却することと、前記急冷開始温度から前記冷却停止温度まで平均冷却速度10℃/秒以上で冷却することを含む態様4に記載の製造方法である。

[0016] 本発明の態様6は、前記焼戻しパラメータが11000～14000、保持時間が1～150秒である態様4または5に記載の製造方法である。

発明の効果

[0017] 本発明の実施形態によれば、引張強度（TS）、降伏比（YR）、（TS）と全伸び（EL）との積（TS×EL）、穴広げ率（λ）、引張試験時の破断部の板厚減少率（RA）（耐衝撃特性）、限界張出し高さおよびスポット溶接部の十字引張強度（SW十字引張）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

[0018] [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

[0019] 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に相当する部分である炭素濃化領域におけるMnの濃度分布の半価幅：0.3質量%以上とし、さらにX線小角散乱でのq値が 1 nm^{-1} での散乱強度： 1.0 cm^{-1} 以下とすることで、引張強度（TS）、降伏比（YR）、（TS）と全伸び（EL）との積（TS×EL）、穴広げ率（λ）、引張試験時の破断部の板厚減少率（RA）（耐衝撃特性）、限界張出し高さおよびスポット溶接部の十字引張強度（SW十字引張）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。

[0020] 詳細は後述するが、本発明の実施形態に係る高強度鋼板は、製造時の熱処理のオーステナイト化工程において、 A_{c1} 点と A_{c3} 点の中間の2相共存領域、より詳細には A_{c1} 点～ $0.2 \times A_{c1}$ 点+ $0.8 \times A_{c3}$ 点の間の温度で所定時間保持した後、 A_{c3} 点以上の温度で所定時間保持することにより形成されたMn濃化領域を有している。さらに、熱処理時に残留オーステナイトに対応した（残留オーステナイト量と同じ量の）炭素濃化領域を形成している。そして、この炭素濃化領域は、Mn濃化領域およびMnが濃化していない領域の両方を形成される。すなわち、炭素濃化領域（残留オーステナイト

）の中には、より多くのMnを含むものとそうでないものが存在する。このため、炭素濃化領域全体（すなわち、残留オーステナイト全体に対応）でMn濃度の分布を測定すると、Mn濃度はある程度以上のばらつきを有する。具体的にはMnの濃度分布の半価幅が0.3質量%以上となる。

[0021] このように、残留オーステナイトが含有するMn量をばらつかせることは、多様な安定度を備えた残留オーステナイトを備えることができることを意味する。比較的小さな歪量で加工誘起変態を起こす安定度の低い残留オーステナイトと、大きな歪量で加工誘起変態を起こす安定度の高い残留オーステナイトが混在することとなり、加工誘起変態を様々な歪領域で起こすことが可能となる。この結果、n値を広い歪領域で高くでき、歪分散性を高めて高い張り出し加工性を実現できる。

以下に本発明の実施形態に係る高強度鋼板およびその製造方法の詳細を示す。

[0022] 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。

[0023] (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%以下であり、さらに好ましくは1%以下である。

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。

[0024] （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。

[0025] （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、マルテンサイトに変態する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。

[0026] 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Ｃο－Ｋα線を用いることができる。

[0027] （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 $1.0\ \mu\text{m}$ 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 $0.8\ \mu\text{m}$ 以下である。

[0028] 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 $200\ \mu\text{m}$ 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。

[0029] (5) 残留オーステナイト量と等しい量である炭素濃化領域におけるMn濃度分布の半価幅が 0.3 質量%以上

上述のように残留オーステナイトの多くは、MAの形態で存在しており、光学顕微鏡またはSEMにより残留オーステナイトだけを識別するのは困難である。残留オーステナイトは、炭素の固溶限がフェライト等と比べて大きいため、後述する熱処理を行うことで、残留オーステナイトに炭素が濃化する。従って、EPMA (Electron Probe Micro Analyzer) を用いて、炭素の元素マッピングを行い、炭素濃度の高い測定点から順に上述のX線回折により求めた残留オーステナイト量と等しい量の測定点を炭素濃化領域とし、この炭素濃化領域を残留オーステナイトと判断することができる。すなわち、例えば、残留オーステナイト量が 15 体積%であった場合、元素マッピングにより炭素量を測定した測定点について炭素濃度の高い方から 15% を選ぶことでこれらの炭素濃度の高い測定点（炭素濃化領域）が残留オーステナイトであると判断できる。

よって「残留オーステナイト量と等しい量である炭素濃化領域」は、残留オーステナイトに相当する（対応する）領域を意味している。

[0030] そして、この残留オーステナイト量と等しい量である炭素濃化領域におけるMnの濃度分布、特にMn濃度分布の半価幅についても、EPMAを用いて測定することができる。炭素濃化領域であるとされた測定点のMn量の分

布をグラフ化し、そこから半価幅を得ることができる。

[0031] このMn濃度分布の半価幅が大きいほど、残留オーステナイト中のMn濃度のばらつきが大きい（Mnの濃度分布の範囲が広い）ことを示している。本発明の実施形態に係る高強度鋼板では、Mnの濃度分布の半価幅が0.3質量%以上であり、好ましくは0.5質量%以上であり、より好ましくは0.6質量%以上であり、さらにより好ましくは0.75質量%以上である。

[0032] このように、残留オーステナイト（炭素濃化領域）が含有するMn量をばらつかせることで、安定度が低い残留オーステナイトから安定度が高い残留オーステナイトまで、幅広い安定度の残留オーステナイトを形成できる。安定度の低い残留オーステナイトは、小さい歪量で加工誘起変態を起こしマルテンサイトとなる。安定度の高い残留オーステナイトは、小さい歪量では加工誘起変態を起さず、大きな歪量が付与されてはじめて加工誘起変態を起こしてマルテンサイトとなる。従って、幅広い安定度を有する残留オーステナイトが存在すると、加工を開始してすぐの歪量が小さい時から、加工が進み歪量が大きい時に亘って、加工誘起変態が継続的に起こることとなる。この結果、n値を広い歪範囲に亘って高くでき、歪分散性を高めて高い張り出し加工性を実現できる。

[0033] (6) X線小角散乱のq値が 1 nm^{-1} での散乱強度が 1.0 cm^{-1} 以下

X線小角散乱とは、X線を鋼板に照射して、鋼板を透過したX線の散乱を測定することにより、鋼板中に含まれる微細粒子（例えば、鋼板中に分散したセメンタイト粒子）のサイズ分布を求めることができる。本発明の実施形態に係る鋼板では、X線小角散乱により、焼戻しマルテンサイト中に分散した微細粒子であるセメンタイト粒子のサイズ分布を求めることができる。具体的には、X線小角散乱では、q値と散乱強度を用いてセメンタイトの粒子のサイズとその分率を解析することができる。

q値は鋼板中の粒子（例えばセメンタイト粒子）のサイズの指標である。

「q値が 1 nm^{-1} 」とは、粒子径が約 1 nm のセメンタイト粒子に対応する。散乱強度は、鋼板中の粒子（例えばセメンタイト粒子）の体積分率の指標

である。散乱強度が強いほどセメンタイトの体積分率が大きいことを示している。

[0034] ある q 値における散乱強度は、その q 値に対応するサイズのセメンタイト粒子の体積分率を半定量的に示す。例えば、 q 値が 1 nm^{-1} における散乱強度は、約 1 nm の微細なセメンタイト粒子の体積分率半定量的に示す。

すなわち、 q 値が 1 nm^{-1} における散乱強度が大きいことは、約 1 nm の微細なセメンタイト粒子の体積分率が大きいことを示している。「 q 値が 1 nm^{-1} での散乱強度 1.0 cm^{-1} 以下」の鋼板では、その鋼板中に存在する約 1 nm の微細なセメンタイト粒子の体積分率が、所定の値（散乱強度 1.0 cm^{-1} に相当する値）以下であることを意味している。以下に説明するように、「 q 値が 1 nm^{-1} での散乱強度 1.0 cm^{-1} 以下」の鋼板は、約 1 nm のセメンタイトの体積分率が低く抑えられているので、耐衝突特性に優れていると考えられる。

[0035] 残留 γ を含む高延性鋼においては、炭素が残留オーステナイトに集まっている状態で、理想的にはセメンタイトが存在しないことが好ましい。鋼材中に分散している粒径 1 nm 程度の微細なセメンタイトは、転位の移動を妨げて鋼材の変形能を低下させ得る。そのため、粒径約 1 nm のセメンタイトの体積分率が多い鋼材では、変形時の破壊が促進されて、耐衝突特性が低下し得る。

本発明の実施形態に係る鋼板は、微細なセメンタイトの体積分率を低く抑えること、より具体的には、 q 値が 1 nm^{-1} の散乱強度を 1 cm^{-1} 以下にすることにより、焼戻しマルテンサイトのラス内に形成される微細な炭化物を減少させて、マルテンサイト中の変形能を高めている。これにより、鋼板が衝突時に破壊するのを抑制して、鋼板の耐衝突特性を向上させる。

[0036] X線小角散乱の測定は、RIGAKU社製 Nano-viewer、Mo管球を用いて測定した。試料は鋼板から $\Phi 3 \text{ mm}$ のディスク状サンプルを切り出し、板厚 $1/4$ 付近から $20 \mu\text{m}$ 厚さのサンプルを削り出して用いた。 q 値、 $0.1 \sim 10 \text{ nm}^{-1}$ のデータを採取した。そのうち、 q 値が 1 nm^{-1} について絶対強度を

求めた。

[0037] (7) 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、焼戻しベイナイト残留オーステナイトおよびセメンタイト以外の鋼組織は特に規定していない。しかしながら、それ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、鋼中にパーライト等が存在しても、本発明の効果は発揮される。

[0038] 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。主に、基本となる元素、C、Si、Al、Mn、PおよびS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。

[0039] (1) C：0.15～0.35％

Cは所望の組織、特に残留 γ の量を増加させることで、高い強度－延性バランス（TS×ELバランス）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0.15％以上添加する必要がある。ただし、0.35％超は溶接に適さない。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0.25％以下だとより容易に溶接することができる。

[0040] (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を残存させる働きを有する。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％を超えると鋼の変形能が低下して、TS×ELおよび張出高さが低下する。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2.5％以下である。

なお、Alについては、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%以上のようにより多くの量を添加してもよい。

[0041] (3) Mn : 1.0~4.0%

Mnはフェライトの形成を抑制する。また、MnはMn濃化領域を形成し、安定度の異なる残留オーステナイトを形成し、張り出し加工性を向上させるのに不可欠な元素である。このような作用を有効に発揮させるためには1.0%以上添加する必要がある。ただし、4.0%を超えると2相域加熱の温度範囲が狭く制御しにくいこと、および、温度が低くなりすぎるために A_{c1} 点 $\sim 0.2 \times A_{c1}$ 点 $+ 0.8 \times A_{c3}$ 点の間の温度で所定時間保持しても変態が進まずMn濃化領域が形成できなくなる場合がある。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。

[0042] (4) P : 0.05%以下

Pは不純物元素として不可避免的に存在する。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。

[0043] (5) S : 0.01%以下

Sは不純物元素として不可避免的に存在する。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。

[0044] (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。

[0045] 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。

[0046] 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、λ、耐衝突特性、限界張出し高さおよびSW十字引張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。

[0047] (1) 引張強度 (TS)

980MPa以上のTSを有する。好ましくは、TSは1180MPa以上である。TSが980MPa未満だとより確実に優れた破断特性が得られるが、衝突時の耐荷重が低くなるために好ましくないためである。

[0048] (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。

[0049] (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。

[0050] (4) 張出し成形性 (限界張出し高さ)

限界張出し高さは、張り出し成形性の評価に用いられている指標である。限界張出し高さは、荷重－ストローク線図において荷重が急激に減少する破

断発生時のパンチストロークとする。

より詳細には、 $\Phi 120\text{ mm}$ の試験片を用い、 $\Phi 53.6\text{ mm}$ で肩半径 8 mm のダイと $\Phi 50\text{ mm}$ の球頭ポンチを用いて、ポンチと鋼板の間には潤滑用のポリシートをはさみ、ブランクホルド力 1000 kgf として張出成形を行い、破断時の高さ（パンチストローク）を測定することにより限界張出し高さ求める。

[0051] 本発明の実施形態に係る高強度鋼板は、限界張出し高さが 20 mm 以上であり、好ましくは 21 mm 以上である。

[0052] (5) 穴広げ率 (λ)

穴広げ率 λ は、日本鉄鋼連盟規格 JFS T1001に従って求める。試験片に直径 d_0 ($d_0 = 10\text{ mm}$) 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。

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

[0053] 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。

[0054] (6) 引張試験での板厚減少率 (R5引張板厚減少率)

5号試験片に半径 5 mm の円弧形の切欠きを設けた試験片を用い、引張試験の変形速度を 10 mm/min として試験を行い、試料を破断させた。その後、破面観察を行い、破面の板厚方向の厚さ t_1 を元の板厚 t_0 で割った値 (t_1 / t_0) を、板厚減少率とした。

この試験での板厚減少率は、 50% 以上、好ましくは 52% 以上、より好ましくは 55% 以上である。これにより、衝突時に大きく変形しても破断しにくくなるので、優れた耐衝撃特性を有する鋼板を得ることができる。

[0055] (7) スポット溶接の十字引張強度

スポット溶接の十字引張強度はJIS Z 3137に則って評価した。スポット溶接の条件は 1.4 mm の鋼板を2枚重ねたものを用いた。ドーム

ラジアス型の電極で加圧力4 k N、電流を6 k Aから12 k Aまでの範囲で0.5 k Aずつ増加してスポット溶接を行い、溶接時にちりが発生する電流値（最低電流値）を調べた。その最低電流値より0.5 k A低い電流でスポット溶接した十字継ぎ手を、十字引張強度の測定用の試料とした。十字引張強度が6 k N以上を「良好」とした。なお、十字引張強度は、好ましくは8 k N以上、さらに好ましくは10 k N以上である。

十字引張強度が6 k N以上であると、鋼板から自動車用部品等を製造したとき、溶接時の接合強度の高い部品を得ることができる。

[0056] 4. 製造方法

次に本発明の実施形態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を見いだしたのである。

以下にその詳細を説明する。

[0057] 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。

[0058] (1) オーステナイト化

オーステナイト化工程は、図1の[2]に示すように、圧延材を、 A_{c1} 点と A_{c3} 点の中間の2相共存領域、より詳細には A_{c1} 点と $0.2 \times A_{c1}$ 点 + $0.8 \times A_{c3}$ 点との間の温度 T_1 ($A_{c1} \leq T_1 \leq 0.2 \times A_{c1}$ 点 + $0.8 \times A_{c3}$)で5秒以上保持した後、さらに図1の[3]、[4]に示すように A_{c3} 点以上の温度 T_2 ($A_{c3} \leq T_2$)まで加熱温度 T_2 で5～600秒保持してオーステナイト化する。

[0059] 温度 T_1 に加熱して5秒以上保持する。好ましくは、保持時間は900秒以下である。なお保持温度 T_1 は、図1の[2]のように、 A_{c1} 点と $0.2 \times A_{c1}$ 点+ $0.8 \times A_{c3}$ 点との間の一定の温度で保持してもよく、例えば、 A_{c1} 点と $0.2 \times A_{c1}$ 点+ $0.8 \times A_{c3}$ 点との間で徐加熱するなど、 A_{c1} 点と $0.2 \times A_{c1}$ 点+ $0.8 \times A_{c3}$ 点との間で変動させてもよい。このように、フェライトとオーステナイトの2相共存領域内の比較的低い温度域で保持することにより、共存するフェライトとオーステナイトのうち、オーステナイト側により多くのMnが配分され、これによりMn濃化領域を得ることができる。そして、このMn濃化領域に形成され熱処理後も残留オーステナイトとして残ったオーステナイトのMn濃度が高いことから炭素濃化領域におけるMnの濃度のばらつき大きくすることが可能となり、高い張出し成形性を実現できる。

[0060] 温度 T_1 が A_{c1} 点より低いと、Mnが濃化したオーステナイトの量が少量となり、残留オーステナイト（炭素濃化領域）中のMn濃度のばらつきが小さくなり、十分な張出し成形性を得ることができない。

温度 T_1 が $0.2 \times A_{c1}$ 点+ $0.8 \times A_{c3}$ 点より高いと、オーステナイトのMn濃度が低くなり、残留オーステナイト（炭素濃化領域）中のMn濃度のばらつきが小さくなり、十分な張出し成形性を得ることができない。

温度 T_1 での保持時間が5秒より時間が短いと、Mnが拡散する時間が不足し、オーステナイトへのMn濃化が不十分となり、残留オーステナイト（炭素濃化領域）中のMnのばらつきが小さくなり、十分な張出し成形性を得ることができない。

温度 T_1 での保持時間は長い方が好ましいが、生産性の観点から900秒以下が好ましい。

[0061] 好ましくは、温度 T_1 は、 $0.9 \times A_{c1}$ 点+ $0.1 \times A_{c3}$ 点と $0.3 \times A_{c1}$ 点+ $0.7 \times A_{c3}$ 点との間であり、温度 T_1 での保持時間は10秒以上、800秒以下である。より好ましくは、温度 T_1 は、 $0.8 \times A_{c1}$ 点+ $0.2 \times A_{c3}$ 点と $0.4 \times A_{c1}$ 点+ $0.6 \times A_{c3}$ 点との間であり、温度 T_1 で

の保持時間は30秒以上、600秒以下である。

なお、図1に[1]として示した、温度 T_1 までの加熱速度は、好ましくは5～20℃/秒である。

[0062] 次に図1の[3]および[4]で示すように、 A_{c_3} 点以上の温度 T_2 ($A_{c_3} \leq T_2$)まで昇温し温度 T_2 で保持してオーステナイト化する。温度 T_2 での保持時間5～600秒である。

[0063] A_{c_3} 点以上の温度 T_2 に加熱することで、温度 T_1 に加熱した際は、フェライトであった部分もオーステナイトとなる。この新たにオーステナイトに変態した部分は、Mnが濃化していない。このため、オーステナイト中には上述のMnの濃化領域とともにMnが濃化していない領域が存在することとなり、熱処理後の高強度鋼板において、残留オーステナイト（炭素濃化領域）におけるMn濃度のばらつきを大きくすることが可能となり、高い張出し成形性を実現できる。

[0064] 温度 T_2 が A_{c_3} 点よりも低い、または温度 T_2 での保持時間が5秒より短いと、得られた高強度鋼板のフェライト分率が5%を超えて、YRが低下する。

温度 T_2 が高すぎると、先に形成したMn濃化領域のMnが拡散し、Mn濃度のばらつきが小さくなり過ぎる虞がある。このため、温度 T_2 は A_{c_3} 点+50℃以下であることが好ましい。

温度 T_2 での保持時間が600秒より長いと、拡散によりMn濃化領域のMn濃度が低くなり、残留オーステナイト中のMn濃度のばらつきが小さくなり、張出し成形性が低下する。

[0065] 好ましくは、温度 T_2 は、 A_{c_3} 点+10℃以上であり、温度 T_2 での保持時間は10～450秒である。より好ましくは、温度 T_2 は、 A_{c_3} 点+20℃以上であり、温度 T_2 での保持時間は20～300秒である。

図1の[3]に示す、温度 T_1 から温度 T_2 への加熱は、0.1℃/秒以上、10℃/秒未満の加熱速度で行うことが好ましい。

なお、 A_{c_1} 点および A_{c_3} 点については、測定により求めてもよいが、そ

の組成を用いて一般的に知られている計算式により算出してよい。

例えば、下記の（１）式および２（式）を用いることにより、 A_{c1} 点および A_{c3} 点を算出できる（例えば、「レスリー鉄鋼材料学」丸善、（１９８５）参照）。

$$A_{c1} \text{点 } (^{\circ}\text{C}) = 723 + 29.1 \times [\text{Si}] - 10.7 \times [\text{Mn}] + 16.9 \times [\text{Cr}] - 16.9 \times [\text{Ni}] \quad (1)$$

$$A_{c3} \text{点 } (^{\circ}\text{C}) = 910 - 203 \times [\text{C}]^{1/2} + 44.7 \times [\text{Si}] - 30 \times [\text{Mn}] + 700 \times [\text{P}] + 400 \times [\text{Al}] + 400 \times [\text{Ti}] + 104 \times [\text{V}] - 11 \times [\text{Cr}] + 31.5 \times [\text{Mo}] - 20 \times [\text{Cu}] - 15.2 \times [\text{Ni}] \quad (2)$$

ここで、 $[\quad]$ は、その中に記載された元素の質量％で示される含有量を示す。

[0066] （２）１００℃以上、３００℃未満の間の冷却停止温度まで冷却

上記のオーステナイト化後、図１の〔６〕に示すように１００℃以上、３００℃未満の間の冷却停止温度 T_3 まで１０℃／秒以上の平均冷却速度で冷却する。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。

冷却は、少なくとも６５０℃～３００℃の間は、平均冷却速度１０℃／秒以上で冷却する。平均冷却速度１０℃／秒以上とすることで、冷却中のフェライトの形成を抑制し、微細なマルテンサイト主体の組織とするためである。

このような冷却の好ましい例として、図１の〔５〕に示すように、６５０℃以上である急冷開始温度 T_4 までは、０．１℃／秒以上、１０℃／秒未満の比較的低い平均冷却速度で冷却（徐冷）し、図１の〔６〕に示すように、急冷開始温度 T_4 から、３００℃以下である冷却停止温度 T_3 まで平均冷却速度１０℃／秒以上で冷却（急冷）することを挙げることができる。なお、急冷開始温度 T_4 を６５０℃以上とすることにより、冷却（徐冷）中にフェライト

の形成を抑制することができる。

[0067] 冷却速度が、 $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ より遅いと、フェライトが形成されて、YRが低下する。また、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 T_3 が 100°C 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 T_3 が 300°C 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 $15^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上であり、より好ましくは $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上である。好ましい冷却停止温度 T_3 は 120°C 以上、 280°C 以下であり、より好ましくは 140°C 以上、 260°C 以下である。

[0068] 図1の[7]に示すように、冷却停止温度 T_3 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、 $1\sim 150$ 秒を挙げることができる。保持時間が 150 秒より長くなっても、得られる鋼板の特性はそれほど向上しないのに、鋼板の生産性は低下するため、 150 秒以下にするのが好ましい。

[0069] (3) $300^{\circ}\text{C}\sim 500^{\circ}\text{C}$ 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 T_3 から $300^{\circ}\text{C}\sim 500^{\circ}\text{C}$ 温度範囲にある再加熱温度 T_5 まで、 $30^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上の再加熱速度で加熱する。急速に加熱することにより炭化物の析出および成長が促進される温度域での滞在時間を短くすることができ、微細な炭化物の形成を抑制することができる。好ましい再加熱速度は、 $60^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上、より好ましくは $70^{\circ}\text{C}/\text{s}$ である。

このような急速加熱は、例えば高周波加熱、通電加熱などの方法で達成することができる。

[0070] 再加熱温度 T_5 に到達した後は、図1の[9]に示すようにその温度 T_5 で保持する。そのとき、以下の式(1)で表される焼戻しパラメータPが 10000 以上、 14500 以下となるように、かつ、保持時間が $1\sim 150$ 秒と

するのが好ましい。本実施形態の鋼板の焼戻しパラメータPは以下の式（１）で表される。

$$P=T(K) \times (20+\log(t/3600)) \cdots (1)$$

ここで、Tは焼戻し温度(K)、tは保持時間(秒)である。

[0071] 再加熱の時、マルテンサイト中に過飽和に固溶している炭素の再分配が起こる。具体的には、マルテンサイトからオーステナイトへの炭素拡散と、マルテンサイトのラス中での炭化物（セメンタイト）の析出の２つの現象が起こる。この二つの現象のうち、炭化物の析出は、低温で長時間の保持を行うと起こりやすい。また、高温で保持する場合であっても、加熱速度が遅い場合や、保持時間が長すぎると、炭化物が析出する。一方、マルテンサイトからオーステナイトへの炭素拡散は、拡散速度に強く依存するために、高温で短時間の処理で十分に行うことができる。

[0072] マルテンサイト中に存在するセメンタイトの粒子は衝突破壊の起点になりやすく、耐衝突特性を低下させる原因になる。よって、再加熱の際には、マルテンサイトのラス内での炭化物（セメンタイト）の析出を抑制しつつ、マルテンサイトからオーステナイトへの炭素拡散を促進させるような再加熱処理を行うことが望ましい。そこで、急速加熱と、高温かつ短時間での熱処理を施すことが有効である。

[0073] ただし、十分な炭素拡散を生じさせて所望の引張強度を得るためには、温度と時間の組合せの因子としての焼戻しパラメータPを一定の範囲内に制御することが必要となる。

焼戻しパラメータPが10000より小さいと、マルテンサイトからオーステナイトへの炭素拡散が十分に起こらず、オーステナイトが不安定になり、残留オーステナイト量が確保できないために、TS×ELバランスが不足する。また、焼戻しパラメータPが14500より大きいと、短時間処理でも炭化物の形成を防止できず、残留オーステナイト量が確保できず、TS×ELバランスが劣化する。なお、焼戻しパラメータが適正でも、加熱速度が低すぎる、時間が長すぎると、マルテンサイトラス内に炭化物が形成されて、衝

突変形時の亀裂進展が起こりやすくなり、耐衝突特性が劣化する。マルテンサイトラス内の炭化物の量は、X線小角散乱の散乱強度から求めることができる。

[0074] 再加熱温度 T_5 が 300°C 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 $TS \times EL$ が低下する。再加熱温度 T_5 が 500°C より高いと、残留オーステナイトがセメンタイトとフェライトに分解して残留オーステナイトが不足し特性が確保できない。

保持を行わないまたは保持時間が1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 T_5 で1秒以上の保持を行うのが好ましい。保持時間が150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150秒以下であることが好ましい。

好ましい再加熱温度 T_5 は、 $320 \sim 480^{\circ}\text{C}$ であり、更に好ましい再加熱温度 T_5 は、 $340 \sim 460^{\circ}\text{C}$ である。

好ましくは、焼戻しパラメータ P は、 $10500 \sim 14500$ であり、このときの好ましい保持時間は $1 \sim 150$ 秒である。さらに好ましい焼戻しパラメータ P は $11000 \sim 14000$ であり、このときの好ましい保持時間は $1 \sim 100$ 秒、より好ましくは $1 \sim 60$ 秒である。

[0075] 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°C 以下の温度まで冷却してよい。 200°C 以下までの好ましい平均冷却速度として $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 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。

[0076] 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

[0077] 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 30 mm 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 A_{c3} 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 2.5 mm 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、1.4 mm 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。

[0078] 表 2 において、サンプル No. 1 では、オーステナイト化を温度 T_1 と温度 T_2 の 2 段階に分けて行わずに、温度 T_2 に相当する A_{c3} 点以上の温度でのみ保持した。

サンプル No. 9 は、100℃以上、300℃未満の間の冷却停止温度まで冷却する代わりに、再加熱温度まで冷却した後にその温度で保持したサンプル（図 1 で [7] ～ [8] に相当する工程をスキップしたサンプル）である。

サンプル 15 および 31 ～ 36 は、加熱温度 T_2 と急冷開始温度 T_4 を同じにしたサンプルである。すなわち、オーステナイト化後、冷却停止温度 T_3 まで 1 段階で冷却したサンプルである。

[8] に相当する再加熱は通電加熱法により行った。

なお、表 1 ～ 表 4 において、アスタリスク（*）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。

[0079]

[表1]

鋼No.	組成							Ac ₁	Ac ₃	0.2Ac ₁ +0.8Ac ₃
	C	Si	Mn	P	S	Al	Si+Al			
	質量%	質量%	質量%	質量%	質量%	質量%	質量%			
a	0.32	1.61	1.95	0.011	0.001	0.04	1.65	749	826	810
b	0.22	2.10	1.80	0.005	0.001	0.03	2.13	765	868	847
c	*0.10	1.42	2.51	0.008	0.002	0.03	1.45	737	847	825
d	0.19	1.28	*5.20	0.007	0.002	0.03	1.31	705	736	730
e	0.21	1.54	*0.63	0.010	0.002	0.03	1.57	761	880	856
f	0.27	0.20	2.19	0.011	0.002	0.03	*0.23	705	761	750
g	*0.48	1.51	1.67	0.014	0.002	0.04	1.55	749	804	793
h	0.28	3.20	2.47	0.014	0.002	0.04	*3.24	790	888	868
i	0.26	0.91	2.35	0.007	0.002	0.03	0.94	724	790	777
j	0.28	1.52	1.70	0.007	0.002	0.04	1.56	749	837	819
k	0.22	1.34	1.50	0.013	0.001	0.04	1.38	746	846	826
l	0.21	1.70	2.03	0.014	0.003	0.02	1.72	751	841	823
m	0.20	1.32	2.25	0.013	0.001	0.03	1.35	737	823	806
n	0.26	1.19	1.52	0.013	0.002	0.03	1.22	741	828	811
o	0.28	0.84	1.88	0.007	0.002	0.25	1.09	727	885	853
p	0.26	0.91	1.90	0.011	0.002	0.02	0.93	729	799	785
q	0.26	1.36	2.02	0.007	0.003	0.04	1.40	741	824	808

[0080] [表2]

No.	鋼No.	熱処理条件														パラメータ
		[2] 保持 温度T ₁	[2] 保持 時間	[3] 加熱 速度	[4] 加熱 温度T ₂	[4] 保持 時間	[5] 徐冷 速度	[6] 急冷 開始 温度T ₄	[6] 冷却 速度	[6] 冷却 停止 温度T ₃	[7] 保持 時間	[8] 再加熱 速度	[8] 再加熱 温度T ₅	[9] 保持 時間	[10] 冷却 速度	
		℃	秒	℃/秒	℃	秒	℃/秒	℃	℃/秒	℃	秒	℃/秒	℃	秒	℃/秒	
1	a	* -	* -	-	850	120	10	700	28	200	50	100	400	*300	10	12734
2	a	*700	100	20	850	20	10	700	28	200	50	100	440	20	10	12652
3	a	*830	100	20	850	20	10	700	28	200	50	100	400	*300	10	12734
4	a	780	100	0	*780	20	10	700	28	200	50	100	440	20	10	12652
5	a	780	100	0	*780	20	10	700	28	275	50	100	440	20	10	12652
6	a	780	100	20	*800	20	10	700	28	125	50	100	440	20	10	12652
7	a	780	100	20	850	20	10	700	28	*350	50	100	440	20	10	12652
8	a	780	*3	20	850	20	10	700	28	150	50	100	440	20	10	12652
9	a	780	100	20	850	*950	10	700	28	*400	-	* -	400	*300	10	12734
10	a	780	100	20	850	20	10	700	28	*20	50	100	440	20	10	12652
11	a	780	100	20	850	20	10	700	28	200	50	30	440	20	10	12652
12	a	780	100	20	850	20	10	700	28	200	50	90	400	50	10	12210
13	a	780	100	20	850	20	10	700	28	200	50	100	350	50	10	11303
14	a	780	100	20	850	20	10	700	28	200	50	100	350	20	10	11055
15	a	780	100	20	850	20	-	850	28	200	50	100	440	20	10	12652
16	a	780	100	20	850	20	10	*580	28	200	50	100	400	*300	10	12734
17	a	780	100	20	850	20	10	700	28	200	50	*15	400	20	10	11942
18	a	780	100	20	850	20	10	700	10	200	50	100	440	20	10	12652
19	a	780	100	20	850	20	10	700	28	200	50	100	*550	20	10	*14604
20	a	780	100	20	850	20	10	700	28	200	50	100	*250	20	10	*9280
21	b	810	100	20	900	20	10	700	28	200	50	100	400	20	10	11942
22	c	780	100	20	900	20	10	700	28	200	50	100	400	20	10	11942
23	d	720	100	20	850	20	10	700	28	200	50	100	400	20	10	11942
24	e	800	100	20	900	20	10	700	28	200	50	100	400	20	10	11942
25	f	740	100	20	850	20	10	700	28	200	50	100	400	20	10	11942
26	g	780	100	20	850	20	10	700	28	200	50	100	400	20	10	11942
27	h	840	100	20	940	20	10	700	28	200	50	100	400	20	10	11942
28	i	*780	100	20	850	20	10	700	28	200	50	100	400	20	10	11942
29	j	780	100	20	850	20	10	700	28	200	50	100	400	20	10	11942
30	k	780	100	20	850	20	10	700	28	200	50	100	400	20	10	11942
31	l	780	100	20	850	20	-	850	28	200	50	100	400	20	10	11942
32	m	780	100	20	850	20	-	850	28	200	50	100	400	20	10	11942
33	n	780	100	20	850	20	-	850	28	200	50	100	400	20	10	11942
34	o	780	100	20	920	20	-	920	28	200	50	100	400	20	10	11942
35	p	780	100	20	850	20	-	850	28	200	50	100	400	20	10	11942
36	q	780	100	20	850	20	-	850	28	200	50	100	400	20	10	11942

[0081] 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」と記載）、残留オーステナイト量（残留 γ 量）、MAの平均サイズ、炭素濃化領域のMn濃度分布の半価幅、およびX線小角散乱の q 値が 1 nm^{-1} での散乱強度を求めた。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-RAPID II）を用いた。得られた結果を表3に示す。

なお、本実施例において、表3に記載された鋼組織以外の鋼組織（残組織）は、サンプルNo. 9を除いたサンプルでは焼き戻されていないマルテンサイトであり、サンプルNo. 9では焼き戻されていないベイナイトである。

[0082]

[表3]

No.	鋼No.	鋼組織					
		フェライト	焼戻し M/B	残留 γ 量	MA平均 サイズ	炭素濃化領域の Mn濃度分布の 半価幅	q値 1nm^{-1} での散乱強度
		%	%	%	μm	質量%	cm^{-1}
1	a	0	72	17.3	0.67	*0.23	*2.42
2	a	0	72	17.7	0.90	*0.17	0.74
3	a	0	71	17.1	0.67	*0.22	*2.34
4	a	*30.7	*40	16.2	0.80	*0.24	0.72
5	a	*30.5	*36	16.8	0.87	*0.24	0.74
6	a	*13.7	61	18.0	0.70	0.71	0.68
7	a	0	*53	17.5	*2.07	0.86	0.71
8	a	0	72	17.1	0.60	*0.16	0.71
9	a	0	*0	16.4	*2.07	*0.22	0.81
10	a	0	80	*4.8	0.53	0.74	0.66
11	a	0	71	17.2	0.60	0.80	*1.30
12	a	0	70	16.4	0.67	0.89	0.97
13	a	0	70	18.1	0.73	0.80	0.89
14	a	0	71	16.5	0.67	0.76	0.72
15	a	0	72	17.7	0.73	0.77	0.73
16	a	*21	*49	16.3	0.83	0.73	*2.40
17	a	0	72	16.5	0.63	0.88	*1.38
18	a	0	70	17.9	0.80	0.84	0.74
19	a	0	74	*6.5	0.87	0.89	*1.56
20	a	0	69	*6.5	0.77	0.83	0.72
21	b	0	73	14.2	0.70	0.82	0.73
22	c	0	77	*5.6	0.73	0.72	0.73
23	d	0	60	*9.2	0.83	0.82	0.71
24	e	*26	*50	13.5	0.77	0.72	0.71
25	f	0	*51	*6.9	*1.70	0.76	0.70
26	g	0	61	29.9	0.73	0.85	0.67
27	h	0	71	17.6	0.63	0.82	0.67
28	i	0	71	16.7	0.67	*0.16	0.74
29	j	0	70	16.9	0.87	0.79	0.71
30	k	0	73	14.3	0.60	0.68	0.71
31	l	0	73	13.5	0.87	0.70	0.67
32	m	0	73	12.3	0.67	0.75	0.71
33	n	0	70	16.5	0.60	0.88	0.74
34	o	0	69	17.5	0.90	0.67	0.68
35	p	0	70	16.8	0.57	0.76	0.75
36	q	0	70	15.8	0.87	0.75	0.69

[0083] 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 、限界張出し高さ（張出し高さ）、スポット溶接部の十字引張強度（SW十字引張）およびR5引張板厚減少率を求めた。得られた結果を表4に示す。

[0084] [表4]

No.	鋼No.	特性								
		YS	TS	YR	EL	TS×EL	λ	張出高さ	SW 十字引張	R5引張 板厚減少率
		MPa	MPa		%	MPa%	%	mm	kN	%
1	a	973	1177	0.83	19.7	23170	39	*18.4	13.7	*32
2	a	997	1204	0.83	19.4	23302	32	*17.2	15.4	57.1
3	a	1011	1226	0.83	18.9	23114	38	*18.4	14.8	*30.1
4	a	600	*940	*0.64	23.6	22184	42	*18.6	14.3	54.1
5	a	639	*964	*0.66	23.4	22558	27	*18.8	14.4	55.5
6	a	761	1112	*0.68	23.4	25988	25	21	14.8	54.4
7	a	1182	1485	0.80	16.6	24717	*12	21.4	14.2	57.6
8	a	1011	1220	0.83	18.7	22846	28	*17.1	14.1	56.9
9	a	719	*938	0.77	22.9	21480	*11	*18.4	13.7	56.2
10	a	873	1069	0.82	14.5	*15494	38	*15.5	14.2	58.4
11	a	988	1195	0.83	20.3	24247	33	21.4	15	*45.2
12	a	1036	1256	0.83	19	23884	29	21.5	15.5	54.3
13	a	1127	1365	0.83	18.4	25167	44	21.4	15	56
14	a	1135	1373	0.83	17.4	23894	23	21.1	15.1	54.8
15	a	1000	1206	0.83	20.5	24775	34	21.3	14.6	56.9
16	a	632	*949	*0.67	22.9	21732	41	20.9	14	*32
17	a	1066	1288	0.83	18.7	24039	29	21.4	14	*42.4
18	a	1032	1252	0.82	19.9	24948	30	21.4	13.5	57.5
19	a	810	994	0.82	17	*16947	26	*16.9	19	*38.4
20	a	1278	1590	0.80	10.7	*16983	28	*17	11.4	58.4
21	b	1023	1237	0.83	18	22326	31	21.3	17.9	53.6
22	c	984	1204	0.82	13.3	*16072	39	*16.1	22.5	58.2
23	d	1164	1468	0.79	12.9	*18918	45	*18.9	18.1	56.2
24	e	592	*921	*0.64	19.8	*18235	23	21.2	17.1	55.3
25	f	1222	1608	0.76	10.7	*17206	*14	*17.2	14.1	56.2
26	g	1180	1416	0.83	23.4	33197	45	21.4	*4.2	58.1
27	h	1084	1312	0.83	13.4	*17552	23	*17.6	13.6	57.7
28	i	1046	1271	0.82	17.8	22589	24	*16.9	14.9	55.5
29	j	1056	1279	0.83	19	24295	39	21.3	13.2	58.5
30	k	1023	1243	0.82	17.6	21874	40	21	17.7	54.5
31	l	1054	1279	0.82	16.7	21357	45	21.1	18.1	59.1
32	m	1048	1280	0.82	16.3	20839	36	21.1	17.6	56.9
33	n	1093	1323	0.83	18.1	23903	42	21.5	15.6	57
34	o	1097	1331	0.82	18.3	24316	34	20.8	14.6	54.1
35	p	1058	1283	0.83	18.6	23853	44	21.1	14.6	55.5
36	q	1084	1324	0.82	17.6	23333	35	21.2	15.3	58.7

[0085] 表4の結果を考察する。サンプルNo. 12～15、18、21および29～36は、本発明の実施形態で規定する全ての要件（組成、製造条件および鋼組織）を満たす実施例である。これらの試料はいずれも、980MPa以上の引張強度（TS）、0.75以上の降伏比（YR）、20000MPa%以上のTS×EL、20%以上の穴広げ率（ λ ）、限界張出し高さが16mm以上、6kN以上のSW十字引張および50%以上のR5引張板厚減少率（RA）を達成している。

[0086] これに対して、サンプルNo. 1では、オーステナイト化を温度 T_1 と温度 T_2 の2段階に分けて行わずに、温度 T_2 に相当する A_{c3} 点以上の温度でのみ保持したことから、炭素濃化領域におけるMnの濃度分布の半価幅の値が小さく、限界張出し高さが低くなっている。さらに[7]保持時間が300秒と長

かったため、炭化物(セメンタイト)が析出した。また、X線小角散乱の散乱強度が大きいことから、約1 nmのセメンタイトの体積分率が大きいといえる。その結果、耐衝突特性(板厚減少率)が低下した。

[0087] サンプルN o. 2は、保持温度 T_1 が低いため、炭素濃化領域におけるMnの濃度分布の半価幅の値が小さく、限界張出し高さが低くなっている。

[0088] サンプルN o. 3は、保持温度 T_1 が高いため、炭素濃化領域におけるMnの濃度分布の半価幅の値が小さく、限界張出し高さが低くなっている。さらに[7]保持時間が300秒と長かったため、炭化物(セメンタイト)が析出した。また、X線小角散乱の散乱強度が大きいことから、約1 nmのセメンタイトの体積分率が大きいといえる。その結果、耐衝突特性(板厚減少率)が低下した。

[0089] サンプルN o. 4および5は、加熱温度 T_1 に加熱し保持後、 T_1 と同じ温度を加熱温度 T_2 として選択したため、十分に高い温度でのオーステナイト化を行うことができなかった。このため、フェライト量が多く、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低く、炭素濃化領域におけるMnの濃度分布の半価幅の値が小さくなっている。この結果、引張強度、降伏比および限界張出し高さが低くなっている。

[0090] サンプルN o. 6は、加熱温度 T_2 が低く、フェライト量が多くなり、この結果、降伏比が低くなっている。

サンプルN o. 7は、冷却停止温度 T_3 が高いため、焼戻しマルテンサイトと焼戻しベイナイトの合計分率が低くなっており、かつMAの平均サイズが大きくなっている。この結果、穴広げ率が低くなっている。

サンプルN o. 8は、加熱温度 T_1 での保持時間が短いため、炭素濃化領域におけるMnの濃度分布の半価幅の値が小さく、この結果、限界張出し高さが低くなっている。

[0091] サンプルN o. 9は、加熱温度 T_2 での保持時間が長く、また冷却停止温度 T_3 が高い。このため、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0%であり、MAの平均サイズが大きく、かつMnの濃度分布の半価幅の

値が小さくなっている。この結果、引張強度、穴広げ率および限界張出し高さが低くなっている。さらに、その温度で300秒（[9]保持時間）保持しているため炭化物の形成も少ない。これらの結果、穴広げ率 λ が低下した。

[0092] サンプルNo. 10は、冷却停止温度 T_3 が低く、残留オーステナイト量が少なく、この結果、 $TS \times EL$ の値および限界張出し高さが低くなっている。

[0093] サンプルNo. 11は、[8]再加熱速度が30℃/秒と遅かったため、炭化物（セメンタイト）が析出した。また、X線小角散乱の散乱強度が大きいことから、約1 nmのセメンタイトの体積分率が大きいといえる。その結果、耐衝突特性（板厚減少率）が低下した。

[0094] サンプルNo. 16は、急冷開始温度 T_4 が低いため、フェライト量が多く、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低い。この結果、引張強度および降伏比が低くなっている。さらに[9]保持時間が300秒と長かったため、炭化物（セメンタイト）が析出した。また、X線小角散乱の散乱強度が大きいことから、約1 nmのセメンタイトの体積分率が大きいといえる。その結果、耐衝突特性（板厚減少率）が低下した。

[0095] サンプルNo. 17は、[8]再加熱速度が15℃/秒と遅かったため、炭化物（セメンタイト）が析出した。また、X線小角散乱の散乱強度が大きいことから、約1 nmのセメンタイトの体積分率が大きいといえる。その結果、耐衝突特性（板厚減少率）が低下した。

[0096] サンプルNo. 19は、再加熱温度 T_5 が高く、そのためパラメータが14604と高くなり、残留オーステナイト量が少なくなっている。この結果、 $TS \times EL$ の値および限界張出し高さが低くなっている。また、X線小角散乱の散乱強度が大きいことから、約1 nmのセメンタイトの体積分率が大きいといえる。その結果、耐衝突特性（板厚減少率）が低下した。

[0097] サンプルNo. 20は、再加熱温度 T_5 が低く、そのためパラメータが9280と低くなり、残留オーステナイト量が少なくなっている。この結果、 $TS \times EL$ の値および限界張出し高さが低くなっている。

[0098] サンプルN o. 22は、C量が低く、残留オーステナイト量が少なく、この結果、 $TS \times EL$ の値および限界張出し高さが低くなっている。

サンプルN o. 23は、Mn量が多く、残留オーステナイト量が少なく、この結果、 $TS \times EL$ の値および限界張出し高さが低くなっている。

[0099] サンプルN o. 24は、Mn量が少なく、フェライト量が多く、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ている。この結果、引張強度および降伏比が低くなっている。

サンプルN o. 25は、Si + Al量が低く、焼戻しマルテンサイトと焼戻しベイナイトの合計分率および残留オーステナイト量が低く、MA平均のサイズが大きくなっている。この結果、 $TS \times EL$ の値、穴広げ率および限界張出し高さが低くなっている。

[0100] サンプルN o. 26は、C量が多く、その結果SW十字引張強度が低くなっている。

サンプルN o. 27は、Si + Al量が多く、この結果、 $TS \times EL$ の値および限界張出し高さが低くなっている。

サンプルN o. 28は、保持温度 T_1 が高いため、炭素濃化領域におけるMnの濃度分布の半価幅の値が小さく、限界張出し高さが低くなっている。

[0101] 4. まとめ

このように、本発明の実施形態に規定する組成と鋼組織を満たす鋼板は、引張強度（TS）、降伏比（YR）、（TS）と全伸び（EL）との積（ $TS \times EL$ ）、穴広げ率（ λ ）、引張試験時の破断部の板厚減少率（RA）、限界張出し高さおよびスポット溶接部の十字引張強度が何れも高いレベルとなることが確認できた。

また、本発明の実施形態に係る製造方法によれば、本発明の実施形態に規定する組成と鋼組織を満たす鋼板を製造することができることが確認できた。

[0102] 本出願は、出願日が2016年8月3日である日本国特許出願、特願2016-153110号を基礎出願とする優先権主張を伴う。特願2016-

1 5 3 1 1 0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1.0 μ m以下であり、

残留オーステナイト量と等しい量である炭素濃化領域におけるMnの濃度分布の半価幅が0.3質量%以上であり、

X線小角散乱でのq値が1nm⁻¹での散乱強度が1.0cm⁻¹以下である高強度鋼板。

[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または2に記載の高強度鋼板。

[請求項4]

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る圧延材を用意することと、

前記圧延材をAc₁点と0.2×Ac₁点+0.8×Ac₃点との間の温度で5秒以上保持した後、Ac₃点以上の温度まで加熱し5~600秒間保持して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℃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℃範囲にある再加熱温度まで30℃/秒以上の平均加熱速度で加熱することと、

前記再加熱温度Tにおいて、式(1)で規定される焼戻しパラメータPが10000～14500かつ保持時間tが1～150秒を満たすように保持することと、

前記保持の後、前記再加熱温度から200℃まで10℃/秒以上の平均冷却速度で冷却すること、

を含む、高強度鋼板の製造方法。

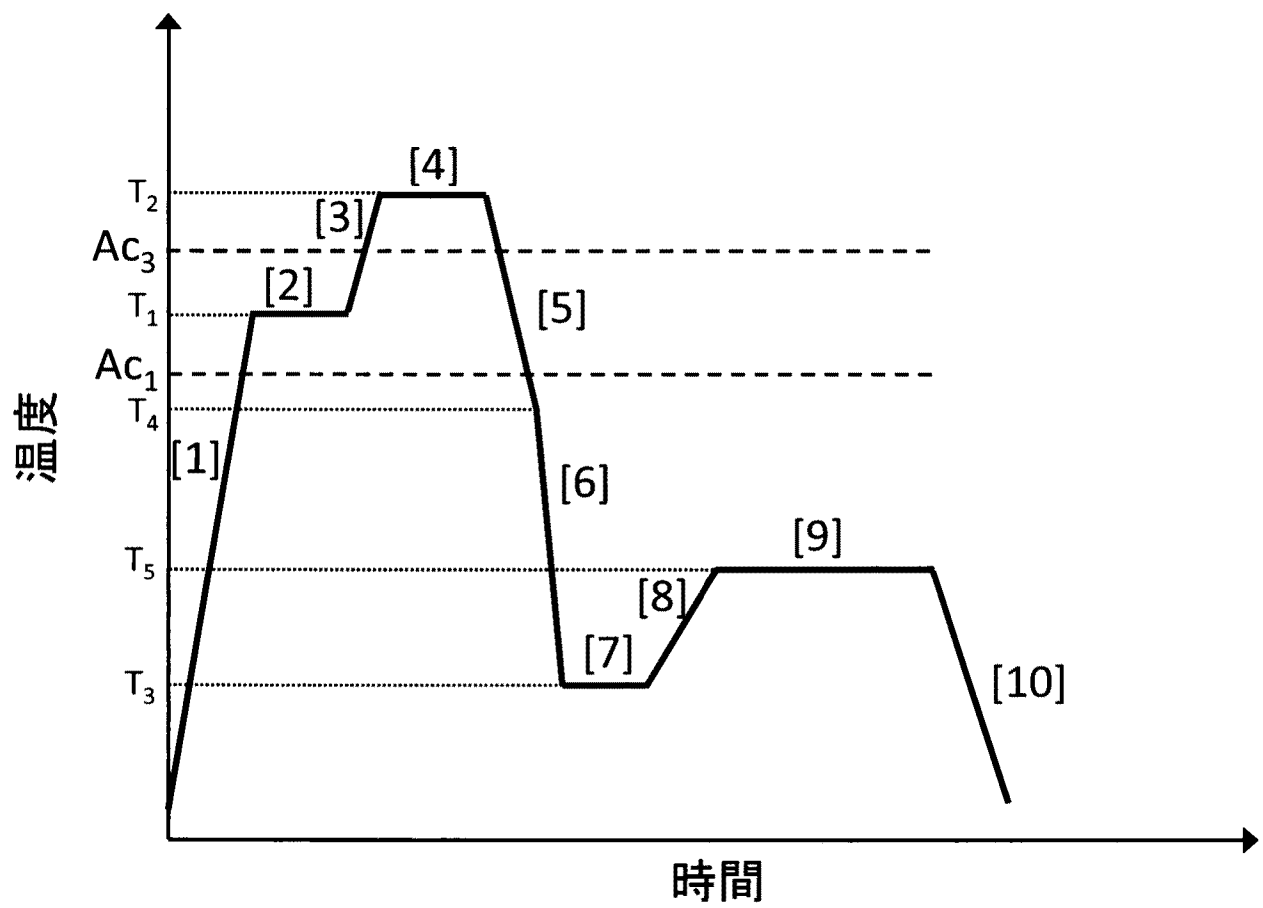
$$P=T \times (20 + \log(t/3600)) \cdots (1)$$

ここで、T: 再加熱温度(K)、t: 保持時間(秒)である。

[請求項5] 前記冷却停止温度までの冷却が、650℃以上の温度である急冷開始温度まで平均冷却速度0.1℃/秒以上、10℃/秒未満で冷却することと、前記急冷開始温度から前記冷却停止温度まで平均冷却速度10℃/秒以上で冷却することを含む請求項4に記載の高強度鋼板の製造方法。

[請求項6] 前記焼戻しパラメータが11000～14000、保持時間が1～150秒である請求項4または5に記載の製造方法。

[図1]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2017/026569

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C21D1/18(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/06(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, C21D1/18, C21D9/46

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 2016-74967 A (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 12 May 2016 (12.05.2016), (Family: none)	1-6
A	WO 2015/046364 A1 (Kobe Steel, Ltd.), 02 April 2015 (02.04.2015), & US 2016/0237520 A1 & CN 105579605 A & KR 10-2016-0060729 A	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
10 October 2017 (10.10.17)

Date of mailing of the international search report
24 October 2017 (24.10.17)

Name and mailing address of the ISA/
Japan Patent Office
3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku,
Tokyo 100-8915, Japan

Authorized officer

Telephone No.

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, C21D1/18(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/06(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, C21D1/18, C21D9/46

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 2016-74967 A (新日鐵住金株式会社) 2016.05.12, (ファミリーなし)	1-6
A	WO 2015/046364 A1 (株式会社神戸製鋼所) 2015.04.02, & US 2016/0237520 A1 & CN 105579605 A & KR 10-2016-0060729 A	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	「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
「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	「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
「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)	「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
「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献	「&」 同一パテントファミリー文献
「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願	

国際調査を完了した日

10.10.2017

国際調査報告の発送日

24.10.2017

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/J P)

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)

河野 一夫

4 K

9833

電話番号 03-3581-1101 内線 3435