

(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
2016年6月2日(02.06.2016)



(10) 国際公開番号
WO 2016/084847 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01) C21D 9/46 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2015/083078
- (22) 国際出願日: 2015年11月25日(25.11.2015)
- (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 2014-238710 2014年11月26日(26.11.2014) JP
- (71) 出願人: 株式会社神戸製鋼所(KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO (KOBELCO 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).
- (74) 代理人: 特許業務法人栄光特許事務所, 外(EIKOH PATENT FIRM, P.C. et al.); 〒1050003 東京都港区西新橋一丁目7番13号 虎ノ門イーストビルディング10階 Tokyo (JP).
- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, KE, KG, KN, KP, KR, 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))



WO 2016/084847 A1

(54) Title: HIGH-STRENGTH HIGH-DUCTILITY STEEL SHEET

(54) 発明の名称: 高強度高延性鋼板

(57) Abstract: A high-strength, high-ductility steel sheet including a characteristic alloy component, the steel structure thereof including 8 area% residual austenite with respect to the entire structure, the remainder being one or more of bainite, martensite, tempering bainite, and tempering martensite, and the average carbon concentration and the standard deviation of the carbon concentration distribution in the residual austenite each being in a specific range.

(57) 要約: 特性の合金成分を含み、鋼組織が、残留オーステナイトが全組織にして8面積%以上で、残部がベイナイト、マルテンサイト、焼戻しベイナイト及び焼戻しマルテンサイトの1種または2種以上であり、残留オーステナイト中の炭素濃度の平均炭素濃度及び炭素濃度分布の標準偏差がそれぞれ特定の範囲にある高強度高延性鋼板。

明 細 書

発明の名称： 高強度高延性鋼板

技術分野

[0001] 本発明は、自動用薄鋼板などとして有用な高強度高延性鋼板に関し、詳しくは、鋼板の強度・延性バランス向上技術に関するものである。

背景技術

[0002] 例えば自動車の骨格部品などに使用される鋼板には、衝突安全性や車体軽量化による燃費軽減などを目的としてさらなる高強度が求められるとともに、形状の複雑な骨格部品に加工するために優れた成形加工性に加え、さらに部品同士を接合してアッシーに組み立てる際の溶接性も要求される。このため、具体的に要求される機械的特性（以下、単に「特性」ともいう。）としては、炭素量を0.3質量%以下に抑制しつつ、降伏比（YR）が0.7以上、引張強度（TS）×伸び（EL）×伸びフランジ性（λ）が100000MPa・%・%以上を確保しうる鋼板の開発が要望されている。

[0003] 980MPa級以上の高強度鋼板において、高強度化と高延性確保を両立させるには、残留オーステナイトによるTRIP効果を活用したTRIP鋼やTBF鋼等を用いることが有効である。これらの鋼の強度－延性バランスをさらに向上させるべく、残留オーステナイトの量、平均炭素濃度、形態について種々検討がなされ、より良好な特性を有する鋼板が提案されている（例えば、特許文献1～3参照）。

[0004] たとえば、特許文献1には、鋼組織中の残留オーステナイトの形態をラス状と島状に分類した場合、島状の残留オーステナイトの割合を一定の範囲に制御することで、伸びとプレス成形安定性に優れた高強度薄鋼板が提案されている。この技術では、室温での良好な伸びに加え、100～200℃の温間での良好な伸びが実現されているものの、衝突特性として有効な材料因子であるYRと強度－延性バランスが十分に確保できていないと想定され、上記要望レベルを満足させるものとは考えられない。

[0005] また、特許文献2には、鋼組織中におけるオーステナイト相の結晶方位の集積度を高めることで、圧延方向に対して45°方向の均一伸びを顕著に改善した高強度冷延鋼板が提案されている。しかしながら、一般的な延性評価方向である、圧延方向および圧延直角方向の特性は特筆するものでなく、上記要望レベルを満足させるものとは考えられない。

[0006] また、特許文献3には、鋼組織中の残留オーステナイト粒の表面と内部にC濃度差を付与することで、塗装焼付け硬化性と強度-延性バランスが改善された高強度薄鋼板が提案されている。しかしながら、この技術における、残留オーステナイト粒へのC濃度差の付与は、塗装焼付け硬化性の改善を主目的としたものにすぎず、本発明のように、残留オーステナイトの安定性を改善することで延性を高めるために、残留オーステナイトに必要な炭素濃度分布を付与することを意図したものではなく、本願発明とは全く技術的思想を異にするものです。

先行技術文献

特許文献

- [0007] 特許文献1：日本国特開2012-41573号公報
特許文献2：日本国特開2012-21225号公報
特許文献3：日本国特開2012-31505号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0008] そこで本発明の目的は、降伏比(YR)が0.7以上、引張強度(TS)×伸び(EL×伸びフランジ性(λ))が100000MPa・%・%以上を確保しうる、強度-延性バランスに優れた高強度高延性鋼板を提供することにある。

課題を解決するための手段

[0009] 本発明の第1発明に係る高強度高延性鋼板は、
成分組成が、質量%で、

C : 0.10%以上、0.35%未満、

Si + Al : 0.5~2.0%、

Mn : 1.0~4.0%、

P : 0~0.05%、

S : 0~0.01%

であり、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、

鋼組織が、

残留オーステナイトが全組織に対する面積率で8%以上

であり、残部がベイナイト、マルテンサイト、焼戻しベイナイト、および焼

戻しマルテンサイトの1種または2種以上からなるとともに、

前記残留オーステナイト中の炭素濃度に関し、

その平均炭素濃度が0.9~1.2質量%、

その炭素濃度分布の標準偏差が0.35質量%以上、

その炭素濃度が1.5質量%以上の領域が全組織に対する面積率で1.0%以上であることを特徴とする。

[0010] 本発明の第2発明に係る高強度高延性鋼板は、

上記第1発明において、

成分組成が、質量%で、さらに、

Cu、Ni、Mo、CrおよびBの1種または2種以上を合計で1.0%以下含むものである。

[0011] 本発明の第3発明に係る高強度高延性鋼板は、

上記第1または第2発明において、

成分組成が、質量%で、さらに、

V、Nb、Ti、ZrおよびHfの1種または2種以上を合計で0.2%以下含むものである。

[0012] 本発明の第4発明に係る高強度高延性鋼板は、

上記第1~第3発明のいずれか1つの発明において、

成分組成が、質量%で、さらに、

C a、M g および R E M の 1 種または 2 種以上を合計で 0. 0 1 % 以下含むものである。

発明の効果

[0013] 本発明によれば、残留オーステナイトの量（面積率）と平均の炭素濃度を規定するだけでなく、炭素濃度の分布をも制御することで、変形の初期から後期まで T R I P 現象を発現させることにより高い加工硬化率を実現することにより、降伏比（Y R）が 0. 7 以上、引張強度（T S）×伸び（E L）×伸びフランジ性（λ）が 1 0 0 0 0 0 0 M P a ・ % ・ % 以上を確保しうる、強度－延性バランスに優れた高強度高延性鋼板を提供できるようになった。

図面の簡単な説明

[0014] [図1] X線回折法により測定された残留γの回折ピークを模式的に示す図である。

[図2] 本発明に係る高強度高延性鋼板を製造するための熱処理条件を模式的に示す図である。

発明を実施するための形態

[0015] 本発明者らは、上記課題を解決するために、T B F 鋼からなる鋼板において、その機械的特性として、降伏比（Y R）が 0. 7 以上、引張強度（T S）×伸び（E L）×伸びフランジ性（λ）が 1 0 0 0 0 0 0 M P a ・ % ・ % 以上を確保しうる方策について種々検討を重ねてきた。その結果、以下の思考研究により、上記所望の特性を確保しうることに想到した。

[0016] すなわち、強度－延性バランスを従来技術よりもさらに向上させるためには、T R I P 現象を促進する残留オーステナイト（以下、「残留γ」とも表記する。）をより有効に活用する必要がある。ところが、鋼板の溶接性を確保する観点から鋼板中の C 含有量には上限制約が存在するため、残留γ量および残留γ中の平均炭素濃度を増加させるのには限界がある。

[0017] そこで、本発明者らは、残留γ中の炭素濃度分布に着目した。すなわち、T R I P 現象により、高強度かつ高延性を達成するためには、変形の初期か

ら中期にかけて高い加工硬化率を実現することが重要であり、そのためには、炭素濃度の低い不安定な残留 γ が一部存在する必要がある。一方で、変形量が大きくなってきた際、すなわち変形の後期においても高い加工硬化率を維持するためには、炭素濃度が高く安定な残留 γ をも作り込む必要がある。

[0018] つまり、残留 γ は、安定度の高いものだけでも、あるいは安定度の低いものだけでもだめで、安定度、すなわち、炭素濃度分布が幅広く存在していることが重要である。

[0019] 本発明者らは、上記知見に基づいてさらに検討を進めた結果、本発明を完成するに至った。

[0020] 以下、まず本発明に係る高強度高延性鋼板（以下、「本発明鋼板」ともいう。）を特徴づける鋼組織（以下、単に「組織」ということもある。）について説明する。

[0021] [本発明鋼板の鋼組織]

上述したとおり、本発明鋼板は、T B F 鋼の組織をベースとするものであるが、特に、所定の炭素濃度の残留 γ を所定量含有したうえで、その残留 γ 中の炭素濃度分布が制御されている点で、上記従来技術と相違している。

[0022] <残留オーステナイト：全組織に対する面積率で8%以上>

残留 γ は延性の向上に有用であり、このような作用を有効に発揮させるためには、全組織に対する面積率で8%以上、好ましくは9%以上、さらに好ましくは10%以上存在させることが必要である。なお、残留 γ の面積率は20%以下が好ましく、さらに好ましくは18%以下、特に好ましくは16%以下である。

[0023] <残部：ベイナイト、マルテンサイト、焼戻しベイナイト、および焼戻しマルテンサイトの1種または2種以上>

フェライトの生成を防止し、微細で均一な組織であるベイナイトやマルテンサイト、および／またはそれらの焼戻し組織で母相を構築することで、母相組織の微細化によって、低荷重時における変形防止による降伏強度 $Y S$ の上昇が可能となる。

[0024] <残留 γ 中の平均炭素濃度 ($\%C_{\gamma R}$) : 0.9~1.2質量%>

$\%C_{\gamma R}$ は、変形時に残留 γ がマルテンサイトに変態する安定度に影響する指標である。 $\%C_{\gamma R}$ が低すぎると、残留 γ が不安定なため、応力付与後、塑性変形する前に加工誘起マルテンサイト変態が起るため、所要の伸びが得られなくなる。一方、 $\%C_{\gamma R}$ が高すぎると、残留 γ が安定になりすぎて、加工を加えても加工誘起マルテンサイト変態が起らないため、やはり所要の伸びフランジ性が得られなくなる。所要の伸びを得るためには、 $\%C_{\gamma R}$ は0.9~1.2質量%とする必要がある。 $\%C_{\gamma R}$ の好ましい下限は1.0質量%である。

[0025] <残留 γ 中の炭素濃度分布の標準偏差 : 0.35質量%以上>

変形の初期から後期にかけて加工硬化率を高め維持するために、残留 γ 中の炭素濃度分布を広げることで、安定性の異なる残留 γ を作り込むためである。このような作用を有効に発揮させるためには、残留 γ 中の炭素濃度分布の標準偏差は0.35質量%以上、好ましくは0.40質量%以上、さらに好ましくは0.45質量%以上とする必要がある。なお、本発明に係る高強度高延性鋼板においては、残留 γ 中の炭素濃度分布の標準偏差は實際上、0.70質量%程度が上限であり、好ましくは0.65質量%以下である。

[0026] <残留 γ 中の炭素濃度が1.5質量%以上の領域 : 全組織に対する面積率で1.0%以上>

伸びを高めるためには、ひずみ量が増加した際における、残留 γ の安定度が高いことが重要であり、そのためには、平均的に炭素濃度が高いだけでは十分でなく、安定度の高い、すなわち炭素濃度の高い残留 γ が一定量以上存在することが必要である。具体的には、残留 γ 中の炭素濃度が1.5質量%以上の領域が全組織に対する面積率で1.0%以上、好ましくは1.5%以上、さらに好ましくは2.0%以上存在させる必要がある。なお、本発明に係る高強度高延性鋼板においては、残留 γ 中の炭素濃度が1.5質量%以上の領域が全組織に対する面積率は、全残留 γ 面積の1/2程度が上限であり、好ましくは2/5以下、さらに好ましくは1/3以下である。

[0027] [残留 γ の面積率、残留 γ 中の平均炭素濃度 ($\%C_{\gamma R}$)、およびその炭素濃度分布の各測定方法]

ここで、残留 γ の面積率、平均炭素濃度 ($\%C_{\gamma R}$) および炭素濃度分布の各測定方法について説明する。

[0028] 残留 γ の面積率 ($V_{\gamma R}$) および平均炭素濃度 ($\%C_{\gamma R}$) については、鋼板の $1/4$ の厚さまで研削した後、化学研磨してからX線回折法により測定した (I S I J I n t . V o l . 3 3 , (1 9 3 3) , N o . 7 , p . 7 7 6) 。なお、本発明においては、X線回折装置として、(株)リガク製2次元微小部X線回折装置 (R I N T - R A P I D I I) を用い、X線としてC o - K α 線を用いた。

[0029] なお、残留 γ 以外の組織については、鋼板をナイトール腐食し、光学顕微鏡 (倍率400倍) で観察して残留 γ 以外の組織を同定した。

[0030] 次いで、残留 γ 中の炭素濃度の分布については、上記X線回折装置で測定された、(200) γ 、(220) γ および(311) γ の3つの回折ピークを用いて以下のようにして求めた。

[0031] まず、図1の模式図に示すように、(200) γ 、(220) γ および(311) γ の3つの回折ピークについて、それぞれ、回折強度が最大となる 2θ ($2\theta_{avg}(hkl)$) とその半価幅 $\Delta 2\theta(hkl)$ を求めた。ここに、(hkl) は、(200)、(220) または (311) を意味するものとする (以下同じ。) 。

[0032] 次いで、上記 $2\theta_{avg}(hkl)$ から、ブラッグ条件： $\lambda = 2d \sin \theta$ (d : 回折格子定数、 λ : C o - K α 線の波長) を用いて、下記式 (1) より、 $d(hkl)$ を求めた。

[0033] $d(hkl) = \lambda / \{ 2 \sin (2 \theta_{avg}(hkl) / 2) \} \cdots$ 式 (1)

[0034] そして、下記式 (3) により、結晶格子定数 $a_0(hkl)$ を求め、それら3つの結晶格子定数 $a_0(hkl)$ を算術平均して結晶格子定数 a_0 を求めた。

[0035] $a_0(hkl) = d(hkl) \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}$. . . 式(2)

[0036] そして、下記式(3)に示すDysonの式(Dyson D. J., Holmes B. (1970), "Effect of alloying additions on the lattice parameter austenite", J. Iron Steel Inst., 208: 469-474.)を用いて炭素濃度 $\%C_{avg}$ (単位:質量%)を求めた。(なお、この炭素濃度 $\%C_{avg}$ は、炭素濃度分布を規定するための指標としてだけ用いるものであり、別途測定された上記平均炭素濃度 $\%C_{\gamma R}$ とは、厳密には必ずしも一致するとは限らないことを注記しておく。)

[0037] $\%C_{avg} = (1 / 0.033) \cdot (a_0 - 0.0012 \cdot \%Mn + 0.00157 \cdot \%Si - 0.0056 \cdot \%Al)$. . . 式(3)

ここに、 $\%Mn$ 、 $\%Si$ 、 $\%Al$ は、それぞれ、鋼板中のMn、Si、Alの含有量(質量%)である。

[0038] 次に、残留 γ 中の炭素濃度分布の半価幅 $\Delta\%C$ を以下の手順で求めた。

[0039] まず、各ピークの回折角度 $2\theta(hkl)$ の半価幅 $\Delta 2\theta(hkl)$ の上下限における回折角度を、下記式(4)および(5)で求めた(図1参照)。

[0040] $2\theta_L(hkl) = 2\theta_{avg}(hkl) - \Delta 2\theta(hkl) / 2$. . . 式(4)

$2\theta_H(hkl) = 2\theta_{avg}(hkl) + \Delta 2\theta(hkl) / 2$. . . 式(5)

[0041] そこで、上記 $2\theta_L(hkl)$ および $2\theta_H(hkl)$ をそれぞれ用いて、上記と同様の手順でブラッグ条件および上記式(1)~(3)を用いることで、炭素濃度分布の半価幅の上下限值 $\%C_L$ および $\%C_H$ を求めた。そして、炭素濃度分布の半価幅 $\Delta\%C$ を下記式(6)で求めた。

[0042] $\Delta\%C = \%C_H - \%C_L$. . . 式(6)

[0043] そして、炭素濃度分布が正規分布であると仮定して、以下のようにして、上記半価幅 $\Delta\%C$ から標準偏差 $\sigma\%C$ を算出した。

[0044] すなわち、正規分布の確率密度関数 $f(x)$ は、平均値 u と標準偏差 σ から、下記式 (7) で表される。

$$f(x) = \{1/\sqrt{(2\pi\sigma^2)}\} \cdot \exp\{-(x-u)^2/(2\sigma^2)\} \quad \dots \text{式 (7)}$$

[0046] 平均値における確率 $f(u)$ は、上記式 (7) に $x=u$ を代入することで下記式 (8) にて求まる。

$$f(u) = 1/\sqrt{(2\pi\sigma^2)} \quad \dots \text{式 (8)}$$

[0048] そして、平均値 $u = \%C_{avg}$ から半価幅 $\Delta\%C$ の $1/2$ だけ上下に移動した値 ($\%C_{avg} \pm \Delta\%C/2$) での確率密度 $f(\%C_{avg} \pm \Delta\%C/2)$ は、平均値 $u = \%C_{avg}$ での確率密度 $f(u) = f(\%C_{avg})$ の $1/2$ になるので、式 (7) および (8) より、下記式 (9) の関係が得られる。

$$\{1/\sqrt{(2\pi\sigma_{\%C}^2)}\} \cdot \exp\{-(\Delta\%C/2)^2/(2\sigma_{\%C}^2)\} = 1/\{2\sqrt{(2\pi\sigma_{\%C}^2)}\} \quad \dots \text{式 (9)}$$

[0050] 上記式 (9) を変形することで、半価幅 $\Delta\%C$ から標準偏差 $\sigma_{\%C}$ を求める式として下記式 (10) が導出されるので、この式 (10) に半価幅 $\Delta\%C$ を代入することで標準偏差 $\sigma_{\%C}$ を算出した。

$$\sigma_{\%C} = \sqrt{\{(\Delta\%C/2)^2/(2 \ln 2)\}} \quad \dots \text{式 (10)}$$

[0052] そして、上記のようにして求めた残留 γ 中の炭素濃度分布の平均値 $\%C_{avg}$ と $\sigma_{\%C}$ を用いて、下記式 (11) に示す累積密度関数 $g(x)$ により、炭素濃度が 1.5 質量%以上の領域の、全組織に対する面積率 $V_{\gamma R} (C \geq 1.5\%)$ を求める式として下記式 (12) を導出し、この式 (12) を用いて $V_{\gamma R} (C \geq 1.5\%)$ を算出した。

$$g(x) = (1/2) \cdot [1 + \operatorname{erf}\{(x-u)/\sqrt{(2\sigma^2)}\}] \quad \dots \text{式 (11)}$$

$$\begin{aligned} V_{\gamma R} (C \geq 1.5\%) &= V_{\gamma R} \{1 - g(1.5)\} \\ &= V_{\gamma R} [0.5 - \operatorname{erf}\{(1.5 - \%C_{avg})/\sqrt{(2\sigma_{\%C}^2)}\}] \quad \dots \text{式 (12)} \end{aligned}$$

ここに、 $V_{\gamma R}$ は全残留 γ の面積率である。

[0055] 次に、本発明鋼板を構成する成分組成について説明する。以下、化学成分の単位はすべて質量%である。また、各成分の「含有量」を単に「量」と記載することもある。

[0056] [本発明鋼板の成分組成]

C : 0.10%以上、0.35%未満

Cは、残留オーステナイトの量（面積率）の確保に寄与することで、強度と延性を確保するために必須の元素である。このような作用を有効に発揮させるためには、Cを0.10%以上、好ましくは0.12%以上、さらに好ましくは0.14%以上含有させる必要がある。ただし、C量が過剰になると、溶接性を劣化させるので、C量は0.35%未満、好ましくは0.32%以下、より好ましくは0.30%以下、更に好ましくは0.28%以下とする。

[0057] Si + Al : 0.5~2.0%

SiおよびAlは、残留オーステナイトが分解して炭化物が生成するのを有効に抑制する元素である。このような作用を有効に発揮させるためには、SiおよびAlを合計で0.5%以上、好ましくは0.7%以上、さらに好ましくは0.9%以上含有させる必要がある。ただし、SiおよびAl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ばかりでなく、熱間脆性を引き起こすため、SiおよびAlの合計量は2.0%以下、好ましくは1.9%以下、さらに好ましくは1.8%以下とする。

[0058] Mn : 1.0~4.0%

Mnは、オーステナイトを安定化し、所望の残留オーステナイトを得るために必要な元素である。このような作用を有効に発揮させるためには、Mnを1.0%以上、好ましくは1.3%以上、さらに好ましくは1.6%以上含有させることが必要である。ただし、Mn量が過剰になると、鑄片割れが生じる等の悪影響が見られるので、Mn量は4.0%以下、好ましくは3.5%以下、さらに好ましくは3.0%以下とする。

[0059] P : 0~0.05%

Pは不純物元素として不可避免的に存在するが、所望の残留 γ を確保するために含有させてもよい元素である。ただし、Pを過剰に含有させると二次加工性が劣化するので、P量は0.05%以下、好ましくは0.03%以下、さらに好ましくは0.02%以下とする。

[0060] S : 0~0.01%

Sも不純物元素として不可避免的に存在し、MnS等の硫化物系介在物を形成し、割れの起点となって加工性を劣化させる元素であるので、S量は0.01%以下、好ましくは0.005%以下、さらに好ましくは0.003%以下とする。

[0061] 本発明の鋼は上記元素を必須の成分として含有し、残部は鉄および不可避免的不純物であるが、その他、本発明の作用を損なわない範囲で、以下の許容成分を含有させることができる。

[0062] Cu、Ni、Mo、CrおよびBの1種または2種以上：合計で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 γ の安定化や所定量の確保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。

[0063] V、Nb、Ti、ZrおよびHfの1種または2種以上：合計で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。

[0064] Ca、MgおよびREMの1種または2種以上：合計で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。

[0065] 次に、上記本発明鋼板を得るための好ましい製造条件を以下に説明する。

[0066] [本発明鋼板の好ましい製造方法]

本発明鋼板は、上記成分組成を満足する鋼材を、熱間圧延し、ついで冷間圧延した後、例えば下記の工程（1）～（4）の条件にて熱処理を行って製造することができる（図2参照）。

[0067] [熱処理条件]

（1）冷延板を第2加熱温度 T_2 ： $[0.7 \times A_{c1} + 0.3 \times A_{c3}] \sim [0.2 \times A_{c1} + 0.8 \times A_{c3}]$ に加熱してその温度で第2保持時間 t_2 ：5s以上保持するか、または、同温度範囲を $4^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下の平均加熱速度で加熱した後、

（2）さらに第3加熱温度 T_3 ： $[A_{c3} + 10^\circ\text{C}] \sim 950^\circ\text{C}$ に加熱し、その温度で第3保持時間 t_3 ：180s以下保持したのち、

（3）上記第3加熱温度 T_3 から 500°C までを平均冷却速度 CR_1 ： $20^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上で冷却した後、

（4）オーステンパ温度 T_4 ： $350 \sim 480^\circ\text{C}$ でオーステンパ保持時間 t_4 ：10s以上保持後、室温まで冷却する。

[0068] 以下、上記熱処理条件が推奨される理由について説明する。

[0069] <（1）第2加熱温度 T_2 ： $[0.7 \times A_{c1} + 0.3 \times A_{c3}] \sim [0.2 \times A_{c1} + 0.8 \times A_{c3}]$ で第2保持時間 t_2 ：5s以上保持するか、または、同温度範囲を $4^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下の平均加熱速度で加熱>

フェライト／オーステナイトの2相域温度領域にて所定時間保持または徐加熱することで、この2相域温度領域にて逆変態中にMn濃度分配を起こさせることにより、上記工程（4）におけるオーステナイト処理時のベイナイト変態の局所的な速度差を大きくし、残留 γ 中の炭素濃度分布を広くするためである。

当該温度範囲における保持時間 t_2 は、より好ましくは10s以上、さらに好ましくは20s以上であるが、生産性の観点から200s以下とすることが推奨される。

なお、 A_{c1} および A_{c3} は、鋼板の化学成分から、レスリー著、「鉄鋼材料科学」、幸田成靖 訳、丸善株式会社、1985年、p. 273に記載の式を用いて求めることができる。

[0070] <（2）さらに第3加熱保持温度 T_3 ： $[A_{c3} + 10^\circ\text{C}] \sim 950^\circ\text{C}$ で第3保持時間 t_3 ：180s以下保持>

オーステナイト単相域温度領域にて保持することで、組織をオーステナイト単相組織とすることにより、その後の冷却時にまでフェライトが残存することを防止するためである。

第3加熱温度 T_3 を $[A_{c3} + 10^\circ\text{C}]$ 未満とすると、フェライトが残存し、その後の上記工程（3）の冷却過程でフェライトの成長を抑制できず、フェライトが過剰に形成される。一方、第3加熱温度 T_3 を 950°C 超、または、第3保持時間 t_3 を180s超とすると、上記工程（1）にて2相域加熱時に分布したMnが均一化してしまい、残留 γ 中の炭素濃度分布を広くできなくなる。

[0071] <（3）第3加熱温度 T_3 から 500°C までを平均冷却速度 HR_1 ： $20^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上で冷却>

フェライトの形成を防止し、ベイナイト主体の組織にするためである。

この温度範囲における平均冷却速度 HR_3 は、より好ましくは $25^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上、さらに好ましくは $30^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上である。

[0072] <（4）オーステナイト温度 T_4 ： $350 \sim 480^\circ\text{C}$ でオーステナイト保持時間

t 4 : 10 s 以上保持後、室温まで冷却

ベイナイト変態を促進させて、未変態オーステナイトへ炭素を濃化させることで、安定な残留 γ を得るためである。

[0073] [熱処理条件の変形例]

なお、上記工程(1)は、下記工程(1a)のように構成してもよい。

[0074] (1a) 冷延板を第1加熱温度 T_1 : $[Ac_1 - 100^\circ\text{C}] \sim [Ac_1 - 30^\circ\text{C}]$ に加熱してその温度で第1保持時間 : 10 s 以上保持するか、または、同温度範囲を $2^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下の平均加熱速度で加熱した後に、第2加熱温度 T_2 : $[0.7 \times Ac_1 + 0.3 \times Ac_3] \sim [0.2 \times Ac_1 + 0.8 \times Ac_3]$ で第2保持時間 t_2 : 5 s 以上保持する。

[0075] このように、あらかじめフェライト/セメンタイト2相域温度領域で所定時間保持または徐加熱することで、セメンタイト中へMnを濃化させておき、その後のフェライト/オーステナイト2相域加熱時においてフェライト/オーステナイト間のMn濃度分配を促進させることにより、上記工程(4)におけるオーステンパ処理時のベイナイト変態の局所的な速度差を大きくし、残留 γ 中の炭素濃度分布をより広くすることができる。

[0076] また、上記工程(4)は、下記工程(4a)のように構成してもよい。

[0077] (4a) オーステンパ温度 T_4 : $350 \sim 480^\circ\text{C}$ でオーステンパ保持時間 t_4 : 10 s 以上保持後、再加熱温度 T_5 : $500 \sim 600^\circ\text{C}$ に再加熱し、その温度で再加熱保持時間 t_5 : 30 s 以下保持した後に、室温まで冷却する。

[0078] このように、本発明鋼板は、残留 γ が分解しない温度域に再加熱してめっき層を合金化することで、めっき鋼板とすることもできる。

[0079] 以下、実施例を挙げて本発明をより具体的に説明するが、本発明はもとより下記実施例によって制限を受けるものではなく、前・後記の趣旨に適合し得る範囲で適当に変更を加えて実施することももちろん可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に包含される。

実施例

[0080] 下記表 1 に示す成分の鋼を真空溶製で製造した後、熱間鍛造で板厚 30 mm の鋼板にした後、熱間圧延を施した。熱間圧延の条件は、本発明鋼板の最終組織および特性に本質的な影響を及ぼさないが、本実施例では 1200℃ に加熱した後、多段圧延にて、熱間圧延の終了温度 880℃ の条件で板厚 2.5 mm とした。その後、500℃ まで 30℃/s の冷却速度で冷却して冷却を停止し、500℃ に加熱した炉に挿入後 30 min 保持し、その後炉冷して熱延板とした。この熱延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て冷延板とした。

[0081] そして、上記冷延板を出発材として、下記表 2 に示す条件で熱処理を施した。なお、室温から最初の加熱温度（保持温度）までの平均加熱速度は 10℃/s 一定、次の加熱温度（保持温度）までの平均加熱速度は 20℃/s 一定、さらに次の加熱温度（保持温度）までの平均加熱速度は 10℃/s 一定とした。また、オーステンパ温度 T4 から再加熱温度 T5 までの平均加熱速度は 10℃/s 一定、オーステンパ温度 T4 または再加熱温度 T5 から室温までの平均冷却速度は 10℃/s 一定とした。

[0082]

[表1]

鋼種	成分 (質量%) [残部: Fe および不可避免的不純物]								変態温度 (°C)			
	C	Si	Mn	P	S	Al	Si+Al	その他	Ac1	Ac3	0.7Ac1 +0.3Ac3	0.2Ac1 +0.8Ac3
A	0.22	1.25	2.01	0.010	0.002	0.04	1.29	—	738	827	765	809
B	0.22	1.25	2.01	0.010	0.002	0.04	1.29	—	738	827	765	809
C	0.25	1.64	1.79	0.010	0.002	0.04	1.68	—	752	845	780	826
D	0.18	1.50	2.41	0.010	0.002	0.04	1.54	—	741	836	769	817
E	0.19	1.39	2.25	0.010	0.002	0.04	1.43	—	739	833	768	814
F	0.21	1.61	2.55	0.010	0.002	0.04	1.65	—	743	829	769	812
G	0.20	1.80	1.84	0.010	0.002	0.04	1.84	—	756	861	787	840
H	0.20	1.22	2.20	0.010	0.002	0.04	1.26	—	735	825	762	807
I	0.20	1.83	2.10	0.010	0.002	0.04	1.87	—	754	855	784	835
J	0.13	1.35	1.94	0.010	0.002	0.04	1.39	—	742	856	776	833
K	0.22	0.96	2.01	0.010	0.002	0.30	1.26	—	729	918	786	881
L	0.22	0.96	2.01	0.010	0.002	0.30	1.26	—	729	918	786	881
M	0.05	1.55	1.85	0.010	0.002	0.04	1.59	—	748	895	792	866
N	0.30	1.48	2.03	0.010	0.002	0.04	1.52	—	744	821	767	806
O	0.21	0.40	2.00	0.010	0.002	0.04	0.44	—	719	800	743	784
P	0.24	1.30	0.80	0.010	0.002	0.04	1.34	—	752	862	785	840
Q	0.15	1.48	5.00	0.010	0.002	0.04	1.52	—	713	765	728	754
R	0.18	1.04	2.00	0.010	0.002	0.04	1.08	Cu:0.2	732	831	762	811
S	0.25	1.44	2.14	0.010	0.002	0.04	1.48	Ni:0.2	739	823	764	806
T	0.23	1.29	2.08	0.010	0.002	0.04	1.33	Cr:0.1	740	824	765	807
U	0.28	1.59	2.23	0.010	0.002	0.04	1.63	Mo:0.1	745	827	770	811
V	0.31	1.50	1.84	0.010	0.002	0.04	1.54	B:0.002 Ti:0.02	747	818	768	804
W	0.19	1.59	1.94	0.010	0.002	0.04	1.63	V:0.05	749	857	781	835
X	0.25	1.48	2.11	0.010	0.002	0.04	1.52	Nb:0.05	743	828	769	811
Y	0.30	1.93	2.05	0.010	0.002	0.04	1.97	Ti:0.05	757	821	776	808
Z	0.18	1.25	2.15	0.010	0.002	0.04	1.29	Mg:0.002	736	832	765	813
AA	0.21	1.50	2.10	0.010	0.002	0.04	1.54	REM:0.002	744	838	772	819

(下線: 本発明の範囲外、—: 無添加)

[0083]

[表2]

熱処理 No.	鋼種	T1 (°C)	t1 (s)	T2 (°C)	t2 (s)	T3 (°C)	t3 (s)	CR1 (°C/s)	T4 (°C)	t4 (s)	T5 (°C)	t5 (s)
1*	A	—*	—*	—*	—*	900	40	28	400	600	—	—
2*	B	—	—	700*	10	900	40	28	400	600	—	—
3	C	—	—	800	10	900	40	28	400	600	—	—
4	D	700	10	800	20	900	40	28	400	600	—	—
5*	E	—	—	800	10	800*	40	28	400	600	—	—
6*	F	—	—	800	10	900	40	10*	400	600	—	—
7*	G	—	—	800	10	900	40	28	510*	600	—	—
8*	H	—	—	800	10	900	40	28	320*	600	—	—
9	I	—	—	800	10	900	40	28	400	600	510	10
10	J	—	—	800	10	900	40	28	400	600	—	—
11	K	—	—	830	10	930	40	28	400	600	—	—
12*	L	—*	—*	—*	—*	930	40	28	400	600	—	—
13	M	—	—	800	10	900	40	28	400	600	—	—
14	N	—	—	780	10	900	40	28	400	600	—	—
15	O	—	—	750	10	900	40	28	400	600	—	—
16	P	—	—	800	10	900	40	28	400	600	—	—
17	Q	—	—	750	10	900	40	28	400	600	—	—
18	R	700	10	800	20	900	40	28	400	600	—	—
19	S	700	10	800	20	900	40	28	400	600	—	—
20	T	700	10	800	20	900	40	28	400	600	—	—
21	U	700	10	800	20	900	40	28	400	600	—	—
22	V	700	10	800	20	900	40	28	400	600	—	—
23	W	700	10	800	20	900	40	28	400	600	—	—
24	X	700	10	800	20	900	40	28	400	600	—	—
25	Y	700	10	800	20	900	40	28	400	600	—	—
26	Z	700	10	800	20	900	40	28	400	600	—	—
27	AA	700	10	800	20	900	40	28	400	600	—	—

(下線=本発明の範囲外、*=推奨範囲外、—:非適用)

[0084] 上記熱処理後の各鋼板について、上記「発明を実施するための形態」の項で説明した測定方法により、残留 γ の面積率、残留 γ 中の平均炭素濃度(C γ R)、およびその炭素濃度分布を測定した。

なお、本実施例において使用した鋼板の組織は全て、残留オーステナイトおよびフェライト以外の残部はベイナイト、マルテンサイト、焼戻しベイナイト、および焼戻しマルテンサイトの1種または2種以上からなるものであったので、下記表3にては、残留オーステナイトおよびフェライトの面積率のみを記載した。

[0085] また、上記熱処理後の各鋼板について、強度—延性バランスを評価するた

めに、引張試験により、降伏強度 Y S、引張強度 T S および伸び（全伸び） E L を測定した。なお、引張試験は、J I S 5号試験片を作製して、J I S Z 2241 に従って実施した。また、各鋼板の伸びフランジ性 λ を評価するため、日本鉄鋼連盟規格 J F S T 1001 に準じて穴広げ率を測定した。

[0086] 測定結果を下記表 3 に示す。同表において、上記熱処理後の鋼板の特性が、降伏比（Y R）が 0.7 以上、引張強度（T S）×伸び（E L）×伸びフランジ性（λ）が 1000000 M P a · % · % 以上のものを合格（○）とし、それ以外のものを不合格（×）とした。

[0087] [表3]

鋼 No.	鋼種	熱処理 No.	鋼組織					機械的特性					評価	
			面積率 (%)		γ _R 中の炭素濃度分布			YS (MPa)	TS (MPa)	YR (-)	EL (%)	λ (%)		TS×EL×λ (MPa·%)
			γ _R	α	%C γ _R (mass%)	σ% C (mass%)	V γ _R (C ≥ 1.5%) (%)							
1	A	1*	10.5	0	1.02	0.39	1.15	820	1020	0.804	15.2	55	852720	×
2	B	2*	9.0	0	0.91	0.46	0.90	802	1001	0.801	14.8	51	755555	×
3	C	3	11.2	0	0.92	0.47	1.22	812	1028	0.790	18.4	55	1040336	○
4	D	4	9.2	0	1.05	0.63	2.19	801	1010	0.793	20.5	55	1138775	○
5	E	5*	13.6	21	0.95	0.34	0.72	572	1021	0.560	24.8	23	582378	×
6	F	6*	6.6	41	0.83	0.31	0.10	450	891	0.505	21.8	24	466171	×
7	G	7*	9.2	0	0.87	0.52	1.04	630	844	0.746	20.7	51	891011	×
8	H	8*	4.1	0	1.18	0.60	1.22	750	840	0.893	17.8	55	822360	×
9	I	9	10.2	0	1.02	0.51	1.77	812	1028	0.790	18.6	55	1051644	○
10	J	10	9.2	0	1.01	0.52	1.59	651	842	0.773	25.1	54	1141247	○
11	K	11	10.5	0	1.17	0.52	2.76	819	1031	0.794	10.9	54	1163587	○
12	L	12*	11.1	0	1.17	0.28	1.32	812	968	0.839	12.3	55	654852	×
13	M	13	4.8	0	1.02	0.59	2.04	820	1022	0.802	15.2	55	854392	×
14	N	14	15.3	0	1.04	0.61	3.45	1042	1201	0.868	20.4	45	1102518	○
15	O	15	2.4	0	1.02	0.59	0.50	820	1020	0.804	12.1	56	691152	×
16	P	16	9.6	45	1.01	0.52	1.66	651	842	0.773	23.5	31	613397	×
17	Q	17	2.4	0	0.82	0.42	0.13	1215	1520	0.799	9.2	25	349600	×
18	R	18	10.6	0	1.08	0.51	2.17	800	1026	0.780	21.3	53	1158251	○
19	S	19	10.0	0	1.04	0.52	1.88	782	1056	0.741	20.5	52	1125696	○
20	T	20	11.0	0	1.07	0.55	2.39	784	1038	0.755	21.6	53	1188302	○
21	U	21	10.5	0	1.03	0.52	1.92	820	1054	0.778	20.9	51	1123459	○
22	V	22	10.3	0	1.02	0.52	1.83	788	1030	0.765	21.4	52	1146184	○
23	W	23	11.1	0	1.07	0.51	2.22	794	1050	0.756	21.1	51	1129905	○
24	X	24	11.0	0	1.05	0.50	2.02	782	1036	0.755	21.9	52	1179797	○
25	Y	25	11.8	0	1.06	0.57	2.60	820	1038	0.790	21.1	51	1116992	○
26	Z	26	10.1	0	1.05	0.52	1.95	820	1021	0.803	20.5	54	1130247	○
27	AA	27	10.2	0	1.10	0.52	2.25	798	1043	0.765	20.1	55	1153037	○

(下線=本発明の範囲外、*=推奨範囲外、α=フェライト)

[0088] 上記表 3 に示すように、発明鋼（評価が○のもの）である鋼 No. 3、4、9～11、14、18～27 は、本発明の成分規定の要件を満足する鋼種

を用い、推奨の条件で熱処理した結果、本発明の組織規定の要件を充足する発明鋼であり、機械的特性が合格基準を満たしており、強度－延性バランスに優れた高強度強延性鋼板が得られることを確認できた。

[0089] これに対して、比較鋼（評価が×のもの）である鋼No. 1、2、5～8、12、13、15～17は、本発明の成分規定および組織規定の要件の少なくともいずれかを充足せず、特性が合格基準を満たしていない。

[0090] すなわち、鋼No. 1、2、5～8、12は、本発明の成分規定の要件を満足する鋼種を用いているものの、推奨の製造条件を一部外れる条件で製造しているため、組織規定の要件を充足せず、特性が劣っている。

[0091] 一方、鋼No. 13、15～17は、推奨の製造条件で製造しているものの、本発明の成分規定の要件を一部外れる鋼種を用いているため、組織規定の要件を充足せず、特性が劣っている。

[0092] 以上より、本発明の適用性が確認された。

[0093] 本発明を詳細にまた特定の実施態様を参照して説明したが、本発明の精神と範囲を逸脱することなく様々な変更や修正を加えることができることは当業者にとって明らかである。

本出願は、2014年11月26日出願の日本特許出願（特願2014-238710）に基づくものであり、その内容はここに参照として取り込まれる。

産業上の利用可能性

[0094] 本発明の鋼板は、強度や延性バランスに優れ、自動車薄鋼板等に有用である。

請求の範囲

[請求項1]

成分組成が、質量%で、

C : 0.10%以上、0.35%未満、

Si + Al : 0.5~2.0%、

Mn : 1.0~4.0%、

P : 0~0.05%、

S : 0~0.01%

であり、残部が鉄および不可避免の不純物からなり、

鋼組織が、

残留オーステナイトが全組織に対する面積率で8%以上であり、残部がベイナイト、マルテンサイト、焼戻しベイナイト、および焼戻しマルテンサイトの1種または2種以上からなるとともに、

前記残留オーステナイト中の炭素濃度に関し、

その平均炭素濃度が0.9~1.2質量%、

その炭素濃度分布の標準偏差が0.35質量%以上、

その炭素濃度が1.5質量%以上の領域が全組織に対する面積率で1.0%以上

であることを特徴とする高強度高延性鋼板。

[請求項2]

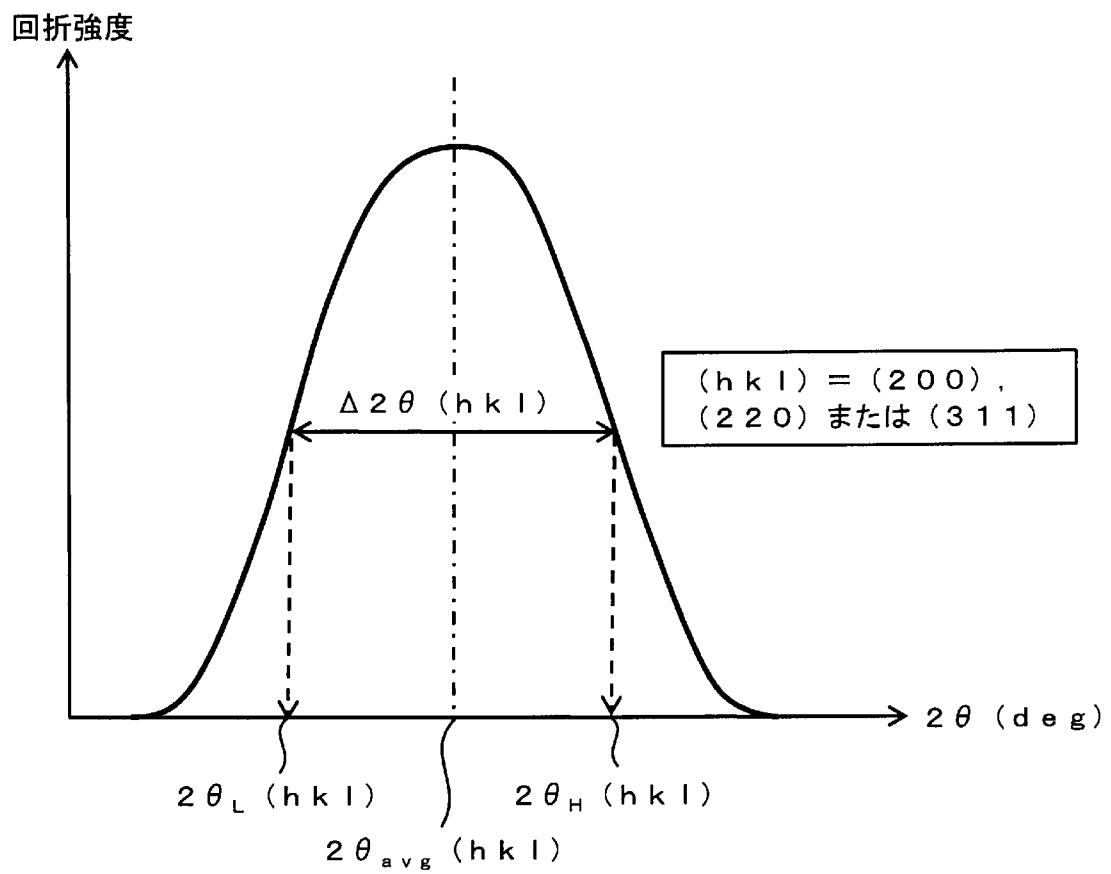
成分組成が、質量%で、さらに下記(a)~(c)の何れか1つを含むものである請求項1記載の高強度高延性鋼板。

(a) Cu、Ni、Mo、CrおよびBの1種または2種以上を合計で1.0%以下

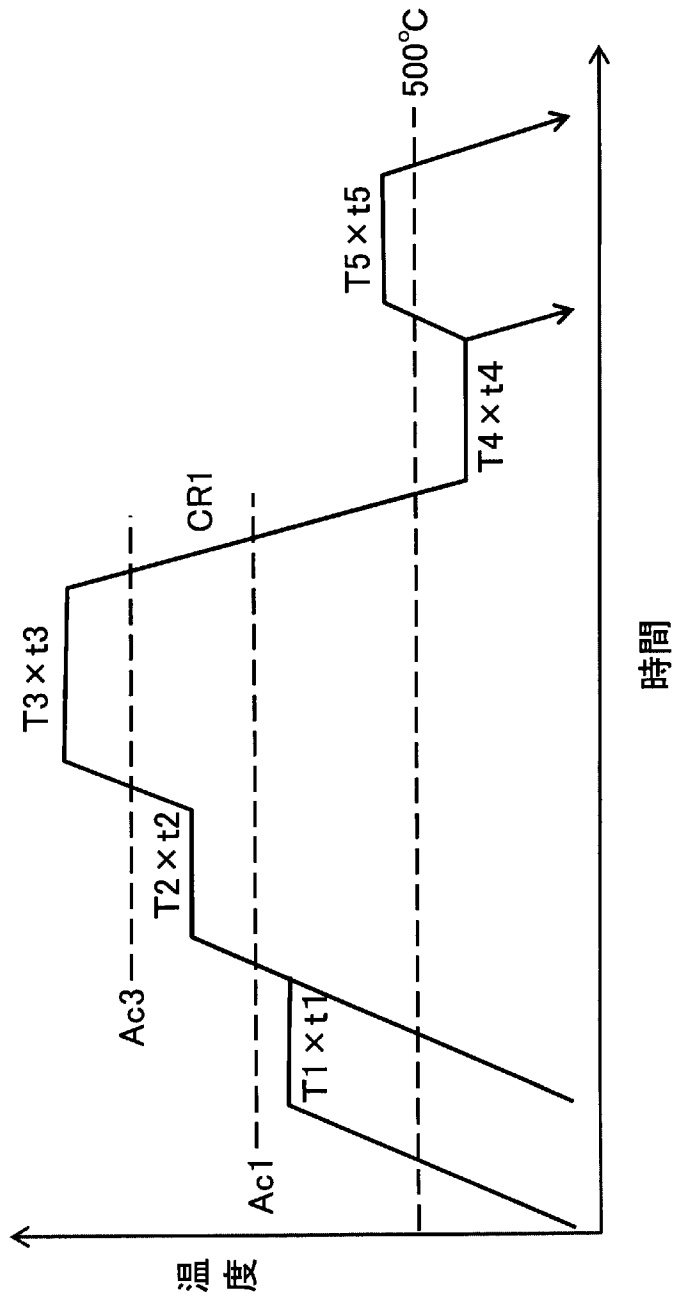
(b) V、Nb、Ti、ZrおよびHfの1種または2種以上を合計で0.2%以下

(c) Ca、MgおよびREMの1種または2種以上を合計で0.01%以下

[図1]



[図2]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2015/083078

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C22C38/00(2006.01)i, C22C38/06(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)n

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-C22C38/60, C21D9/46-C21D9/48

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	1996-2016
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2016	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2016

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 2011-157583 A (Kobe Steel, Ltd.), 18 August 2011 (18.08.2011), & US 2011/0186189 A1 & GB 2477419 A & CN 102140608 A & KR 10-2011-0089077 A & CN 104630620 A	1-2
A	WO 2011/093490 A1 (Nippon Steel Corp.), 04 August 2011 (04.08.2011), & JP 4902026 B2 & US 2012/0305144 A1 & EP 2530180 A1 & CA 2788095 A1 & CN 102770571 A & KR 10-2012-0107003 A & MX 2012008690 A	1-2

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

* Special categories of cited documents:	"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
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"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
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"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
"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)	"&" document member of the same patent family
"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	

Date of the actual completion of the international search 04 February 2016 (04.02.16)	Date of mailing of the international search report 16 February 2016 (16.02.16)
--	---

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/JP2015/083078

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 2010-65273 A (JFE Steel Corp.), 25 March 2010 (25.03.2010), & US 2011/0162762 A1 & WO 2010/030021 A1 & EP 2327810 A1 & CA 2734978 A1 & TW 201020329 A1 & KR 10-2011-0042369 A & CN 102149841 A	1-2
A	JP 2005-336526 A (Kobe Steel, Ltd., Shinshu TLO Co., Ltd.), 08 December 2005 (08.12.2005), (Family: none)	1-2
A	JP 2005-179703 A (Kobe Steel, Ltd.), 07 July 2005 (07.07.2005), (Family: none)	1-2
A	US 2006/0011274 A1 (Colorado School of Mines), 19 January 2006 (19.01.2006), & WO 2004/022794 A1 & AU 2003270334 A1	1-2

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, C22C38/06(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)n

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-C22C38/60, C21D9/46-C21D9/48

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	1971-2016年
日本国実用新案登録公報	1996-2016年
日本国登録実用新案公報	1994-2016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 2011-157583 A (株式会社神戸製鋼所) 2011.08.18, & US 2011/0186189 A1 & GB 2477419 A & CN 102140608 A & KR 10-2011-0089077 A & CN 104630620 A	1-2
A	WO 2011/093490 A1 (新日本製鐵株式会社) 2011.08.04, & JP 4902026 B2 & US 2012/0305144 A1 & EP 2530180 A1 & CA 2788095 A1 & CN 102770571 A & KR 10-2012-0107003 A & MX 2012008690 A	1-2

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

04.02.2016

国際調査報告の発送日

16.02.2016

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）

鈴木 葉子

4K

3557

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 2010-65273 A (J F E スチール株式会社) 2010. 03. 25, & US 2011/0162762 A1 & WO 2010/030021 A1 & EP 2327810 A1 & CA 2734978 A1 & TW 201020329 A1 & KR 10-2011-0042369 A & CN 102149841 A	1-2
A	JP 2005-336526 A (株式会社神戸製鋼所, 株式会社信州 T L O) 2005. 12. 08, (ファミリーなし)	1-2
A	JP 2005-179703 A (株式会社神戸製鋼所) 2005. 07. 07, (ファミリーなし)	1-2
A	US 2006/0011274 A1 (Colorado School of Mines) 2006. 01. 19, & WO 2004/022794 A1 & AU 2003270334 A1	1-2