

(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
2022年3月10日(10.03.2022)



(10) 国際公開番号

WO 2022/050021 A1

- (51) 国際特許分類:
C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/06 (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2021/029745
- (22) 国際出願日: 2021年8月12日(12.08.2021)
- (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 2020-150167 2020年9月7日(07.09.2020) 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: 北川 冬馬 (KITAGAWA, Toma). 村上 俊夫 (MURAKAMI, Toshio). 柴田 航佑 (SHIBATA, Kosuke).
- (74) 代理人: 山尾 憲人 (YAMAOKI, Norihito); 〒5300017 大阪府大阪市北区角田町8番1号梅田阪急ビルオフィスタワー青山特許事務所 Osaka (JP).
- (81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, IT, 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, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国(表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, 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))

(54) Title: HIGH-STRENGTH STEEL SHEET, ELECTROGALVANIZED STEEL SHEET, HOT-DIP GALVANIZED STEEL SHEET, ALLOYED HOT-DIP GALVANIZED STEEL SHEET, AND MANUFACTURING METHOD OF THESE

(54) 発明の名称: 高強度鋼板、電気亜鉛めっき鋼板、溶融亜鉛めっき鋼板及び合金化溶融亜鉛めっき鋼板、並びにそれらの製造方法

(57) Abstract: This high-strength steel plate has a prescribed component composition; as the surface area ratio to the entire steel composition, the steel composition has an MA fraction greater than 0% and less than or equal to 15.0% and a fraction of a soft α -phase composition of 0-50%, and the standard deviation of the circle-equivalent diameter of residual austenite is greater than 0.155 μm .

(57) 要約: 所定の成分組成を有し、鋼組織が、全鋼組織に占める面積率で、MA分率が0%超、15.0%以下であり、軟質 α 相組織の分率が0%以上、50%以下であり、残留オーステナイトの円相当直径の標準偏差が0.155 μm より大きい、高強度鋼板である。



WO 2022/050021 A1

明 細 書

発明の名称：

高強度鋼板、電気亜鉛めっき鋼板、溶融亜鉛めっき鋼板及び合金化溶融亜鉛めっき鋼板、並びにそれらの製造方法

技術分野

[0001] 本開示は、自動車用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、電気亜鉛めっき鋼板、溶融亜鉛めっき鋼板及び合金化溶融亜鉛めっき鋼板、並びにそれらの製造方法に関する。

背景技術

[0002] 自動車用部品（例えば骨格部品）等に供される鋼板（例えば、冷延鋼板、合金化溶融亜鉛めっき鋼板等）は、車体軽量化により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。その一方で、そのような鋼板は、複雑な形状の部品に成形するために、優れた加工性も要求されている。例えば、特許文献1は、引張強度（TS）が980MPa以上の加工性に優れた高強度鋼板を開示している。特許文献2は、引張強度（TS）が980MPa以上の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：特許第6434348号公報
特許文献2：特開2018-204058号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0004] 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（TS）を有すると共に、優れた強度延性バランス（TS×EL）、高い降伏比（YR）および優れた穴広げ率（λ）を有することが求められている。さらには、

外力が加わったときに不均一に変形すると当該箇所から亀裂を生じるおそれがあるため、均一に変形(均一伸び、 uEL) することも求められる。特許文献1 および特許文献2の従来の技術では、これら全ての特性を十分に満足しない場合があった。

引張強度、強度延性バランス、降伏比、均一伸び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。

[0005] 引張強度 (TS) については、 $780MPa$ 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も、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 0.65 以上の降伏比 ($YR = YS / TS$) が求められている。

[0006] 全伸び (EL) については、 21% 以上であることが求められている。そのうえで、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 $20000MPa \cdot \%$ 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 20.0% 以上であることも求められている。また、外力付与時に均一に変形 (均一伸び) できるように、 13% 超の uEL が求められている。

[0007] 本発明は、このような状況に鑑みてなされたものであり、その目的は、引張強度 (TS)、降伏比 (YR)、均一伸び (uEL)、全伸び (EL)、(TS) と全伸び (EL) との積 ($TS \times EL$)、穴広げ率 (λ) の何れもが高いレベルにある高強度鋼板、電気亜鉛めっき鋼板、熔融亜鉛めっき鋼板及び合金化熔融亜鉛めっき鋼板、並びにそれら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%超、 0.35 質量%以下、
Si : 0 質量%超、 3.0 質量%以下、

Mn : 1.0質量%以上、4.0質量%以下、
Al : 0質量%超、3.0質量%以下、
N : 0質量%超、0.01質量%以下、
P : 0質量%超、0.05質量%以下、
S : 0質量%超、0.01質量%以下、および
SiとAlの合計 : 0.5質量%以上、3.0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、
全鋼組織に占める面積率で、
MA分率が0%超、15.0%以下であり、
軟質 α 相組織の分率が0%以上、50%以下であり、
残留オーステナイトの円相当直径の標準偏差が0.155 μ mより大きい、
高強度鋼板である。

[0009] 本発明の態様2は、

Cu : 0質量%超、0.50質量%以下、
Ni : 0質量%超、0.50質量%以下、
Cr : 0質量%超、0.50質量%以下、
Mo : 0質量%超、0.50質量%以下、
B : 0質量%超、0.01質量%以下、
V : 0.005質量%超、0.05質量%以下、
Nb : 0質量%超、0.05質量%以下、
Ti : 0質量%超、0.05質量%以下、
Ca : 0質量%超、0.05質量%以下、および
REM : 0質量%超、0.01質量%以下、
から成る群から選択される1種以上を更に含む、態様1に記載の高強度鋼板
である。

[0010] 本発明の態様3は、

態様 1 または態様 2 に記載の高強度鋼板の表面に、電気亜鉛めっき層を有する、電気亜鉛めっき鋼板である。

[0011] 本発明の態様 4 は、

態様 1 または態様 2 に記載の高強度鋼板の表面に、熔融亜鉛めっき層を有する、熔融亜鉛めっき鋼板である。

[0012] 本発明の態様 5 は、

態様 1 または態様 2 に記載の高強度鋼板の表面に、合金化熔融亜鉛めっき層を有する合金化熔融亜鉛めっき鋼板である。

[0013] 本発明の態様 6 は、

態様 1 または態様 2 に記載の成分組成を有する圧延材を用意する工程と、前記圧延材を ($A c 3 + 3 0 ^\circ C$) 以上の温度に加熱しオーステナイト化する工程と、

前記オーステナイト化後、($M s + 2 5 0 ^\circ C$) から ($M s + 1 1 0 ^\circ C$) までの間を平均冷却速度 $1 5 ^\circ C / 秒$ 以上、 $2 0 0 ^\circ C / 秒$ 未満で冷却し、($M s + 1 1 0 ^\circ C$) から ($M s + 1 0 ^\circ C$) までの温度範囲内で $0 ^\circ C / 秒$ 以上、 $1 0 ^\circ C / 秒$ 以下の冷却速度で $1 0 秒$ 以上、 $3 0 0 秒$ 未満滞留させる工程と、

前記滞留の後、($M s + 1 0 ^\circ C$) 以上の温度から $M s ^\circ C$ 未満の冷却停止温度まで $1 0 ^\circ C / 秒$ 以上の平均冷却速度で冷却する工程と、

前記冷却停止温度から ($M s - 1 0 0 ^\circ C$) ~ ($M s + 1 2 5 ^\circ C$) の範囲にある再加熱温度まで加熱する工程と、

を含む、高強度鋼板の製造方法である。

ここで、前記 $A c 3$ および前記 $M s$ は、下記式により算出される。

$$A c 3 (^\circ C) = 9 1 0 - 2 0 3 \times [C] ^ { 1 / 2 } - 1 5 . 2 \times [N i] + 4 4 . 7 \times [S i] + 1 0 4 \times [V] + 3 1 . 5 \times [M o] + 1 3 . 1 \times [W] - 3 0 \times [M n] - 1 1 \times [C r] - 2 0 \times [C u] + 7 0 0 \times [P] + 4 0 0 \times [A l] + 1 2 0 \times [A s] + 4 0 0 \times [T i]$$

$$M s (^\circ C) = 5 6 1 - 4 7 4 \times [C] - 3 3 \times [M n] - 1 7 \times [N i] - 1 7 \times [C r] - 2 1 \times [M o]$$

ただし、[] は、各元素の含有量（質量％）を表し、含まれない元素の含有量はゼロとする。

[0014] 本発明の態様 7 は、

前記再加熱温度まで加熱後に、前記再加熱温度で 50 秒以上、1200 秒以下保持する、態様 6 に記載の高強度鋼板の製造方法である。

[0015] 本発明の態様 8 は、

態様 6 または態様 7 に記載の方法により得られた高強度鋼板の表面に電気亜鉛めっきを施す、電気亜鉛めっき鋼板の製造方法である。

[0016] 本発明の態様 9 は、

態様 6 または態様 7 に記載の前記再加熱温度での加熱時に、鋼板の表面に溶融亜鉛めっきを施す、溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法である。

[0017] 本発明の態様 10 は、

態様 9 に記載の前記溶融亜鉛めっきの後、合金化のための熱処理を施す、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法である。

発明の効果

[0018] 本発明の実施形態によれば、引張強度（TS）、降伏比（YR）、均一伸び（ uEL ）、全伸び（EL）、（TS）と全伸び（EL）との積（ $TS \times EL$ ）、穴広げ率（ λ ）の何れもが高いレベルにある高強度鋼板、電気亜鉛めっき鋼板、溶融亜鉛めっき鋼板及び合金化溶融亜鉛めっき鋼板、並びにそれらの製造方法を提供することができる。

図面の簡単な説明

[0019] [図1]図 1 は本発明の実施形態に係る熱処理パターンの一例を示す図である。

[図2]図 2 は実施例に係る熱処理パターンの一例を示す図である。

発明を実施するための形態

[0020] 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、全鋼組織に占める面積率で、MA 分率：0%超、15.0%以下、軟質 α 相組織の分率：0%以上、50%以下、および残留オーステナイトの円相当直径の標準偏差：0.155 μ m超とすることで、引張強度

(TS)、降伏比(YR)、均一伸び(uEL)、全伸び(EL)、(TS)と全伸び(EL)との積(TS×EL)、穴広げ率(λ)の何れもが高いレベルにある高強度鋼板、電気亜鉛めっき鋼板、溶融亜鉛めっき鋼板及び合金化溶融亜鉛めっき鋼板を得ることができることを見いだしたのである。特に、本発明者らは、残留オーステナイトの円相当直径の標準偏差を0.155 μm超にすることで、全伸び(EL)および均一伸び(uEL)を共に向上させることができることを見いだしたのである。

[0021] 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。

[0022] (1) MA分率：0%超、15.0%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。本発明の実施形態に係るMAとは、martensite-austenite constituentの略であり、焼戻しされていないマルテンサイトと残留オーステナイトの混合組織である。MA分率が大きくなると、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。また、MAは生成時に可動転位を導入することで、降伏比(YR)を低下させる。

このため、全鋼組織に占める面積率でMA分率を15.0%以下とすることで、降伏比(YR)および穴広げ率λを向上させることができる。MA分率は、好ましくは8%以下である。なお、MAの存在は機械的特性をばらつかせるため、MA分率が15.0%以下を満足していなくともλを満足する場合がある。しかし、安定して所望のλを得るためには、MA分率を15.0%以下とする必要がある。

一方、MAを構成する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、高い加工硬化率をもたらす。そのため、MAは、均一伸び（uEL）および全伸び（EL）を向上させる作用を有することから、MA分率は、0%超とする。MA分率は、好ましくは3%以上、より好ましくは5%以上である。

[0023] (2) 軟質 α 相組織分率：0%以上、50%以下

軟質 α 相組織を含む場合、延性が向上するものの強度が低下する。また、母相／軟質 α 相界面への歪集中が起こり、母相／軟質 α 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、軟質 α 相組織分率を全鋼組織の面積率で50%以下とすることで、降伏比（YR）および穴広げ率 λ を向上させることができる。軟質 α 相組織分率は、好ましくは40%以下、より好ましくは30%以下である。最も好ましくは0%である。

[0024] 本明細書において、「 α 相」とは、結晶構造がbccであるものをいう。例えば、上記「 α 相」には、フェライト、パーライト、焼戻しベイナイト、焼戻しベイナイト、焼入されていないベイナイト、MAに含まれる焼戻しされていないマルテンサイト等が含まれる。「 α 相」は、後述するようにSEM（Scanning Electron Microscope）を用いた結晶解析手法であるEBSD（Electron Back Scatter Diffraction Patterns）法を用いて同定することができる。

[0025] そして本明細書において、上記「軟質 α 相」とは、後記の実施例に示す通り、EBSDにより α 相であると同定された結晶粒のうち、GAM（Grain Average Misorientation）値が0.4未満の結晶粒をいう。GAMは、1つの結晶粒内において、隣接するピクセル間の方位差を平均した値である。軟質 α 相組織は、転位密度が低く、1つの結晶粒内での方位差が小さいと考えられる。本発明の実施形態では、上記 α 相のうち、上記の通り転位密度が低く軟質な組織を軟質 α 相組織と定義した。

軟質 α 相組織分率が0%以上、50%以下であれば、「 α 相」における軟質 α 相以外の組織が含まれていても本発明の実施形態の効果は発揮される。

[0026] (3) 残留オーステナイトの円相当直径の標準偏差：0.155 μ m超

残留オーステナイトは、プレス加工等の加工中に加工誘起変態によってマルテ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。残留オーステナイトは、サイズによって異なる安定性を有し、多様なサイズの残留オーステナイトが含まれるほど変形中の加工硬化が高ひずみまで持続する。このため残留オーステナイトの円相当直径の標準偏差を $0.155\mu\text{m}$ 超とすることで、全伸び(EL)および均一伸び(uEL)を向上させることができる。残留オーステナイトの円相当直径の標準偏差は、好ましくは $0.158\mu\text{m}$ 超、より好ましくは $0.161\mu\text{m}$ 超である。一方、過剰に多様なサイズの残留オーステナイトが含まれると、不安定で全伸び(EL)および均一伸び(uEL)の向上に寄与しないサイズが大きすぎる残留オーステナイトの割合が増加し、全伸び(EL)および均一伸び(uEL)が減少する場合がある。そのため、残留オーステナイトの円相当直径の標準偏差は、好ましくは $1.000\mu\text{m}$ 以下、より好ましくは $0.500\mu\text{m}$ 以下である。

[0027] また、サイズが大きすぎる残留オーステナイトは不安定で全伸び(EL)および均一伸び(uEL)の向上に寄与しない場合がある。このため、残留オーステナイトの平均円相当直径は、 $1.0\mu\text{m}$ 以下であることが好ましい。なお、上述したように、本発明の実施形態におけるMAは、焼き戻されていないマルテンサイトと残留オーステナイトの混合組織であるので、残留オーステナイトの面積分率は、MA分率以下である。

[0028] (4) その他の鋼組織

本発明の実施形態に係る鋼組織は上記したMAおよび軟質 α 相組織、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、MA等以外の組織が存在していても、上述した組織条件を満たしていれば、本発明の実施形態の効果は発揮される。

[0029] 2. 化学成分組成

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。

[0030] (1) C : 0.15質量%超、0.35質量%以下

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0.15質量%超含有させる必要がある。ただし、0.35質量%超では溶接に適さず、十分な溶接強度を得ることができない。C量は、好ましくは0.18質量%以上、より好ましくは0.20質量%以上である。また、好ましくは0.30質量%以下、より好ましくは0.25質量%以下である。C量が、上記の通り好ましくは0.30質量%以下の場合、より容易に溶接することができる。

[0031] (2) Si : 0質量%超、3.0質量%以下

Siは、焼戻し軟化抵抗性を向上させるのに有効な元素である。また、Siは、固溶強化による強度向上にも有効な元素である。これらの効果を有効に発揮させる観点から、Siは0質量%超含有させる。好ましくは0.02質量%以上含有させる。しかし、Siはフェライト生成元素であるため、多量に含まれると、焼入れ性が損なわれて高強度を確保することが難しくなる。また、LME感受性に悪影響を及ぼす。このため、Si量は3.0質量%以下とする。好ましくは2.5質量%以下、より好ましくは2.0質量%以下、更に好ましくは1.95質量%以下とする。

[0032] (3) Al : 0質量%超、3.0質量%以下

Alは、脱酸剤として作用し、また鋼の耐食性を向上させる効果もある。これらの効果を十分発揮させるには、Alは0質量%超含有させる。好ましくは0.030質量%以上、より好ましくは0.040質量%以上含有させる。しかし、Alはフェライト生成元素であるため、多量に含まれると、焼入れ性が損なわれて高強度を確保することが難しくなる。よって、Al量は、3.0質量%以下とする。好ましくは2.5質量%以下、より好ましくは2.0質量%以下、更に好ましくは1.95質量%以下とする。

[0033] (4) SiとAlの合計 : 0.5質量%以上、3.0質量%以下

S i と A l は、それぞれ、セメント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も有する。このような作用を有効に発揮させるためには S i と A l を合計で 0.5 質量%以上含有させる必要がある。好ましくは 0.7 質量%以上、より好ましくは 1.0 質量%以上含有させる。ただし、S i と A l の合計が 3.0 質量%を超えると鋼の変形能が低下して、T S × E L が低下する。このため、S i と A l の合計量は、3.0 質量%以下とする。好ましくは 2.5 質量%以下、より好ましくは 2.0 質量%以下、更に好ましくは 1.95 質量%以下とする。

[0034] (5) M n : 1.0 質量%以上、4.0 質量%以下

M n 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 質量%以上含有させる必要がある。好ましくは 1.5 質量%以上含有させる。ただし、4.0 質量%を超えるとベイナイト変態を抑制し比較的粗大な残留オーステナイトを形成することができず（すなわち、残留オーステナイトの円相当直径の標準偏差を大きくすることができず）、また、L M E 感受性に悪影響を及ぼす。このため、M n 量は 4.0 質量%以下とする。好ましくは 3.0 質量%以下、より好ましくは 2.5 質量%以下、更に好ましくは 2.2 質量%以下である。

[0035] (6) N : 0 質量%超、0.01 質量%以下

N 量が過剰であると、窒化物の析出量が増大し、靱性に悪影響を与える。このため、N 量は 0.01 質量%以下とする。N 量は、好ましくは 0.008 質量%以下、より好ましくは 0.006 質量%以下である。なお、製鋼上のコスト等を考慮すると、N 量は通常 0.001 質量%以上となる。

[0036] (7) P : 0 質量%超、0.05 質量%以下

P は不純物元素として不可避免的に存在する。0.05 質量%を超えた P が存在すると全伸び (E L) および穴広げ率 (λ) が劣化する。このため、P の含有量は 0.05 質量%以下とする。好ましくは、0.03 質量%以下である。

[0037] (8) S : 0 質量%超、0.01 質量%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穴広げ率(λ)を低下させる。このため、Sの含有量は0.01質量%以下とする。好ましくは、0.005質量%以下である。

[0038] (9) 残部

残部は、Fe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。本実施形態では、Vが自動的に0.005質量%以下含有される場合がある。すなわち、本実施形態では、0.005質量%以下のVは、不可避不純物として扱う。なお、例えば、PおよびSのように、通常、含有量が少ないほど好ましく、従って不可避不純物であるが、その組成範囲について上記のように別途規定している元素がある。このため、本明細書において、残部を構成する「不可避不純物」という場合は、別途その組成範囲が規定されている元素を除いた概念である。

[0039] 本発明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もよい。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。

[0040] (10) その他の元素

Cu: 0質量%超、0.50質量%以下、Ni: 0質量%超、0.50質量%以下、Cr: 0質量%超、0.50質量%以下、Mo: 0質量%超、0.50質量%以下、B: 0質量%超、0.01質量%以下、V: 0.005質量%超、0.05質量%以下、Nb: 0質量%超、0.05質量%以下、Ti: 0質量%超、0.05質量%以下、Ca: 0質量%超、0.05質量%以下、およびREM: 0質量%超、0.01質量%以下の1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および/または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。Cu、Ni、Cr、Moの含有量は、好ましくは0質量%超、より好ましくは0.05

質量%以上、更により好ましくは0.1質量%以上、Bの含有量は、好ましくは0質量%超、より好ましくは0.0001質量%以上、更により好ましくは0.0002質量%以上とすることが推奨される。ただし、これらの元素は過剰に含有させると加工性が劣化するとともに高コストとなるので、Cu、Ni、Cr、Moの含有量は、好ましくは0.50質量%以下、より好ましくは0.40質量%以下、更により好ましくは0.30質量%以下、Bの含有量は、好ましくは0.01質量%以下、より好ましくは0.0075質量%以下、更により好ましくは0.005質量%以下、更により好ましくは0.003質量%以下とすることが推奨される。

[0041] 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。Vの含有量は、好ましくは0.005質量%超、より好ましくは0.01質量%以上、更により好ましくは0.02質量%以上とすることが推奨される。NbおよびTiの含有量は、好ましくは0質量%超、より好ましくは0.005質量%以上、更により好ましくは0.01質量%以上、更により好ましくは0.02質量%以上とすることが推奨される。ただし、これらの元素は過剰に含有させると加工性が劣化するので、これらの元素の含有量は、好ましくは0.05質量%以下、より好ましくは0.04質量%以下、更により好ましくは0.03質量%以下に、それぞれ制限するのが望ましい。

[0042] 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。CaおよびREMは、好ましくは0質量%超、より好ましくは0.001質量%以上、更により好ましくは0.002質量%以上含有させることが望ましい。しかし、これらの元素を過剰に含有させてもその効果は飽和し、経済的に無駄であるので、Caについては0.05質量%以下、REMについては0.01質量%以下とするのが好ましい。さらに、CaおよびREMの含有量は、それぞれ0.005質量%以下とするのが

より好ましい。

[0043] 3. 特性

上述のように本発明の実施形態に係る高強度鋼板は、TS、YR、uEL、EL、TS×EL、λの何れもが高いレベルにある。本発明の実施形態に係る高強度鋼板のこれらの特性について以下に詳述する。

[0044] (1) 引張強度 (TS)

780MPa以上のTSを有する。これにより十分な強度を確保できる。好ましくは850MPa以上、より好ましくは900MPa以上、更により好ましくは950MPa以上の引張強度を有する。

[0045] (2) 降伏比 (YR)

0.65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、0.67以上、より好ましくは0.70以上の降伏比を有する。

[0046] (3) 全伸び (EL)

21%以上の全伸びを有する。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。好ましくは22%以上、より好ましくは22.6%以上である。

[0047] (4) 均一伸び (uEL)

13%超の均一伸びを有する。これにより外力が付与された際に鋼板を均一に変形させることができる。好ましくは13.5%以上、より好ましくは15%以上である。

[0048] (5) TSと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21000MPa・%以上、より好ましくは22000MPa・%以上である。

[0049] (6) 穴広げ率 (λ)

20.0%以上の穴広げ率 λ を有する。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。好ましくは25.0%以上、より好ましくは29.0%以上である。

[0050] 本発明の実施形態に係る高強度鋼板の表面に電気亜鉛めっき層を有する電気亜鉛めっき鋼板であっても、上記所望の特性を得ることができる。めっき付着量は特に限定されず、例えば、片面あたり10~100g/m²程度であればよい。

本発明の実施形態に係る高強度鋼板の表面に溶融亜鉛めっき層を有する溶融亜鉛めっき鋼板であっても、上記所望の特性を得ることができる。めっき付着量は特に限定されず、例えば、片面あたり10~100g/m²程度であればよい。

本発明の実施形態に係る高強度鋼板の表面に合金化溶融亜鉛めっき層を有する合金化溶融亜鉛めっき鋼板であっても、上記所望の特性を得ることができる。めっき付着量は特に限定されず、例えば、片面あたり10~100g/m²程度であればよい。

[0051] 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。特に本発明者らは、後述する熱処理において、Ms点を基準とした所定温度域における滞留時間を適切に制御することにより、残留オーステナイトの円相当直径の標準偏差を0.155 μ m超に制御し、その結果、上述の課題を解決でき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。

[0052] 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。

[0053] (1) オーステナイト化処理

図1の[1]および[2]に示すように、圧延材を(Ac3+30℃)以上の温度に加熱しオーステナイト化する。完全にオーステナイト化しフェライトなどの軟質α相組織の形成を抑制するために、(Ac3+30℃)以上に加熱することが必要である。また、上記[1]の加熱温度が低い場合、旧γ粒径が微細化しベイナイト変態を促進することがある。ここで、後述の[3]における保持温度が適正範囲にある場合、ベイナイト変態が進行しやすいため、結果的にベイナイト変態が過剰に進行し、残留オーステナイトの円相当直径の標準偏差が小さくなる場合がある。よって、これを抑制する観点からも、(Ac3+30℃)以上に加熱することが必要である。好ましくは(Ac3+40℃)以上の温度に加熱する。加熱温度は、結晶粒の粗大化をより確実に抑制するため、好ましくは(Ac3+100℃)以下である。より好ましくは(Ac3+80℃)以下、更に好ましくは(Ac3+60℃)以下である。この加熱温度で1秒~1800秒保持してよい。

図1の[1]の加熱温度まで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℃/秒以下を挙げることができる。

[0054] ここで、Ac3は、下記式(1)により算出することができる。

$$Ac3(℃) = 910 - 203 \times [C]^{1/2} - 15.2 \times [Ni] + 44.7 \times [Si] + 104 \times [V] + 31.5 \times [Mo] + 13.1 \times [W] - 30 \times [Mn] - 11 \times [Cr] - 20 \times [Cu] + 700 \times [P] + 400 \times [Al] + 120 \times [As] + 400 \times [Ti] \quad \dots (1)$$

上記式中の[]は、各元素の含有量(質量%)を表し、含まれない元素の含有量はゼロとする。

(幸田成康監訳, 「レスリー鉄鋼材料学」, 丸善株式会社, 1985年, p. 273参照)

[0055] (2) 冷却と ($M_s + 10^\circ\text{C}$) ~ ($M_s + 110^\circ\text{C}$) 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[3]に示すように、($M_s + 10^\circ\text{C}$) から ($M_s + 110^\circ\text{C}$) までの温度範囲内で $0^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上、 $10^\circ\text{C}/\text{秒}$ 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 ($M_s + 250^\circ\text{C}$) ~ ($M_s + 110^\circ\text{C}$) の間は、平均冷却速度 $15^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上、 $200^\circ\text{C}/\text{秒}$ 未満で冷却する。平均冷却速度 $15^\circ\text{C}/\text{秒}$ 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。平均冷却速度は、好ましくは $20^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上、より好ましくは $25^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上である。また、平均冷却速度を $200^\circ\text{C}/\text{秒}$ 未満とすることで急激な冷却による過大な熱歪みの発生を防止できる。平均冷却速度は、好ましくは $150^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以下、より好ましくは $100^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以下である。このような冷却の好ましい例として、図1の[2]に示すように、($M_s + 250^\circ\text{C}$) 以上である急冷開始温度までは、 $0.1^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上、 $10^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以下の比較的低い平均冷却速度で冷却し、急冷開始温度から、($M_s + 110^\circ\text{C}$) 以下である滞留開始温度まで平均冷却速度 $20^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上、 $200^\circ\text{C}/\text{秒}$ 未満で冷却することを挙げることができる。

[0056] ($M_s + 10^\circ\text{C}$) から ($M_s + 110^\circ\text{C}$) までの温度範囲内で $0^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上、 $10^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以下の冷却速度で10秒以上、300秒未満滞留させる。すなわち、($M_s + 10^\circ\text{C}$) から ($M_s + 110^\circ\text{C}$) までの温度範囲内において、冷却速度が $10^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以下の状態に10秒以上、300秒未満置かれる。冷却速度が $10^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以下の状態は、図1の[3]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 $0^\circ\text{C}/\text{秒}$) 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」が部分的に形成されることで、残留オーステナイトの円相当直径の標準偏差が $0.155\mu\text{m}$ より大きくなり、全伸び（EL）および均一伸び（uEL）を向上させることができる。

[0057] 滞留させる温度が（ $M_s + 10^\circ\text{C}$ ）より低いと、ベイナイトが形成されにくく、よってベイナイト周囲に炭素が濃化したオーステナイト領域（炭素濃化領域）が形成されにくくなる。その結果、粗大な残留オーステナイトの量が不足し（すなわち、残留オーステナイトの円相当直径の標準偏差が小さくなり）、ELおよびuELの向上効果が不足する。滞留させる温度は、好ましくは（ $M_s + 15^\circ\text{C}$ ）以上、より好ましくは（ $M_s + 20^\circ\text{C}$ ）以上である。一方、滞留させる温度が（ $M_s + 110^\circ\text{C}$ ）より高いと軟質 α 相組織が増加し、YSが不足する。その結果、YRが低下する。滞留させる温度は、好ましくは（ $M_s + 80^\circ\text{C}$ ）以下、より好ましくは（ $M_s + 50^\circ\text{C}$ ）以下である。

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（すなわち、残留オーステナイトの円相当直径の標準偏差が小さくなり）、ELおよびuELの向上効果が不足する。滞留時間は、好ましくは20秒以上、より好ましくは30秒以上である。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。滞留時間は、好ましくは200秒以下、より好ましくは100秒以下である。

また、滞留中の冷却速度が $10^\circ\text{C}/\text{秒}$ 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（すなわち、残留オーステナイトの円相当直径の標準偏差が小さくなる）。滞留中の冷却速度は、好ましくは $8^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以下であり、部分的にベイナイト変態をより生じさせる観点から、滞留中の冷却速度は $0^\circ\text{C}/\text{秒}$ であることが好ましい。

[0058] 好ましい実施形態として、 $(M_s + 15^\circ\text{C}) \sim (M_s + 80^\circ\text{C})$ の温度範囲内で $8^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以下の冷却速度で 10 秒以上滞留させ、その間、一定温度で $3 \sim 80$ 秒保持することが挙げられる。

更に好ましい実施形態として例えば、 $(M_s + 20^\circ\text{C}) \sim (M_s + 50^\circ\text{C})$ の温度範囲内で $3^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以下の冷却速度で 10 秒以上滞留させ、その間、一定温度で $5 \sim 60$ 秒保持する。

[0059] ここで、 M_s ($^\circ\text{C}$) は、下記式 (2) より算出することができる。

$$M_s (\text{C}) = 561 - 474 \times [\text{C}] - 33 \times [\text{Mn}] - 17 \times [\text{Ni}] - 17 \times [\text{Cr}] - 21 \times [\text{Mo}] \quad \dots (2)$$

上記式中の [] は、各元素の含有量 (質量%) を表し、含まれない元素の含有量はゼロとする。

(幸田成康監訳, 「レスリー鉄鋼材料学」, 丸善株式会社, 1985年, p. 231 参照)

[0060] (3) $(M_s + 10^\circ\text{C})$ 以上の温度から M_s $^\circ\text{C}$ 未満の冷却停止温度まで冷却
上述の滞留後、図1の [4] に示すように $(M_s + 10^\circ\text{C})$ 以上の第2冷却開始温度から M_s $^\circ\text{C}$ 未満の冷却停止温度まで $10^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上の平均冷却速度で冷却する。この冷却により、上述の炭素濃化領域 (オーステナイト領域) を維持したまま、マルテンサイト変態を起こさせることができる。冷却停止温度が M_s より高いと、MA量が過大になりYRと λ が低下する。また、平均冷却速度が $10^\circ\text{C}/\text{秒}$ より遅いと、冷却中にベイナイトから炭素が吐き出される量が増えるとともに、既にベイナイトから吐き出された炭素もより遠方に移動するため、炭素濃化領域が必要以上に広がる。炭素濃化領域は、冷却によってMAの構成要素の残留オーステナイトと焼戻されていないマルテンサイトのいずれにも変化し得る。このため、炭素濃化領域が必要以上に広がることにより、残留オーステナイトと焼戻されていないマルテンサイトが過剰に増大し、その結果MA分率が過多になるため、穴広げ率が低下する。

[0061] 冷却停止温度は、好ましくは $(M_s - 300^\circ\text{C})$ 以上、 $(M_s - 40^\circ\text{C})$

以下、より好ましくは $(M_s - 260^\circ\text{C})$ 以上、 $(M_s - 200^\circ\text{C})$ 以下である。平均冷却速度は、好ましくは $15^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上であり、より好ましくは $20^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上である。また、図1の [5] に示すように、冷却停止温度で保持してもよく、好ましい保持時間として、1秒～600秒を挙げることができる。保持時間が長くなっても特性上の影響はほとんどないが、600秒を超える保持時間は生産性を低下させる。

[0062] (4) $(M_s - 100^\circ\text{C}) \sim (M_s + 125^\circ\text{C})$ の温度範囲まで再加熱

図1の [6] に示すように、上述の冷却停止温度から $(M_s - 100^\circ\text{C}) \sim (M_s + 125^\circ\text{C})$ の範囲にある再加熱温度まで加熱する。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MA量を増大させることができる。再加熱温度が $M_s - 100^\circ\text{C}$ より低いと、炭素の拡散が不足して十分なMA量が得られず $TS \times EL$ が低下する。一方、再加熱温度が $M_s + 125^\circ\text{C}$ 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MAが得られなくなるため、 $TS \times EL$ が低下する。再加熱温度は、好ましくは $(M_s - 80^\circ\text{C}) \sim (M_s + 115^\circ\text{C})$ 、より好ましくは $(M_s - 60^\circ\text{C}) \sim (M_s + 110^\circ\text{C})$ である。

[0063] 図1の [7] に示すように、再加熱温度に到達した後はその温度で保持することが好ましく、好ましい保持時間として50秒以上、1200秒以下を挙げることができる。保持時間の上限は、900秒であることがより好ましく、更により好ましくは600秒である。再加熱温度までの加熱速度は特に限定されない。なお、「保持」とは、等温保持のみを指すのではなく、上記温度域での徐冷および／または加熱も含む。

[0064] また、再加熱は、後述するサンプルNo. 1～15のように、多段階に分けて行ってもよい。例えば、再加熱温度域での保持中に、溶融亜鉛めっき処理および合金化溶融亜鉛めっき処理を行うために、再加熱を3段階に分けてもよい。再加熱を多段階に分けて行っても鋼組織にはなんら影響を与えない。多段階に分けて再加熱を行う場合、各段階の再加熱温度は、 $(M_s - 10$

0℃) ~ (Ms + 125℃) の温度範囲内とすればよい。また、各段階で加熱保持する場合、各段階の保持時間の合計が50秒以上、1200秒以下となるようにすることが好ましい。各段階の再加熱温度までの加熱速度は特に限定されない。

[0065] 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。

[0066] 以上の工程(1)~(4)を経て、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。

[0067] 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。

[0068] 本発明の実施形態は鋼板(薄鋼板)を対象とするものであるが、製品形態は特に限定されず、熱延あるいは冷延を行った後に、上記の熱処理を施した鋼板に、化成処理、溶融亜鉛めっき処理、電気亜鉛めっき処理、合金化溶融亜鉛めっき処理、蒸着などのめっき処理、および各種塗装、塗装下地処理、有機皮膜処理などを行うことも可能である。電気亜鉛めっき処理、溶融亜鉛めっき処理および合金化溶融亜鉛めっき処理を行う場合、以下のように行うことが好ましい。

[0069] [電気亜鉛めっき処理]

電気亜鉛めっき処理は、上記の熱処理後、室温まで冷却して得られた本発明の実施形態に係る高強度鋼板に、常法に従って電気亜鉛めっきを施せばよい。電気亜鉛めっきは、例えば、上記高強度鋼板を、50℃~60℃の亜鉛溶液に浸漬しつつ通電し、電気亜鉛めっき処理を行えばよい。電気亜鉛めっき処理が施されることにより、鋼板の耐食性が向上する。

[0070] [溶融亜鉛めっき処理]

溶融亜鉛めっき処理は、例えば、上記の再加熱温度域での保持中に、常法に従って溶融亜鉛めっきを施せばよい。溶融亜鉛めっきは、例えば、上記再

加熱温度域に温度調整されためっき浴に1秒～10秒、上記再加熱保持中の鋼板を浸漬すればよい。溶融亜鉛めっき処理が施されることにより、鋼板の耐食性が向上する。

[0071] [合金化溶融亜鉛めっき処理]

合金化溶融亜鉛めっき処理は、例えば、上記の再加熱温度域での保持中に、溶融亜鉛めっき処理後、常法に従って鋼板表面に合金化溶融亜鉛めっき層を形成させればよい。合金化は、例えば、上記溶融亜鉛めっき処理後、上記再加熱温度域で所望の合金化が得られるように保持すればよい。合金化温度は特に限定されないが、合金化温度が低すぎると合金化が十分に進まないため、好ましくは450℃以上、より好ましくは460℃以上、更に好ましくは480℃以上である。また、合金化処理の時間は特に限定されず、所望の合金化が得られるように調整すればよい。例えば、合金化処理の時間は、好ましくは10秒以上60秒以下である。合金化溶融亜鉛めっき処理が施されることにより、鋼板の耐食性が向上する。

実施例

[0072] 1. サンプル作製

下記表1に示す化学成分組成の鋼を溶製した。詳細には、転炉で一次精錬後に、取鍋にて脱硫を実施した。また、必要に応じて取鍋精錬後に、RH法による真空脱ガス処理を実施した。なお、表1に示した化学成分組成において、残部は、鉄、およびN、P、S、V以外の不可避不純物である。また、下記表1に示した鋼のAc3(℃)およびMs(℃)は、上記式(1)および式(2)によりそれぞれ計算した値である。また、表1では、意図的に添加されていないVの含有量を「 ≤ 0.005 」と記載した。表1に示すように、Vは、意図的に添加されていない元素(すなわち、不可避不純物)であり、含有量は0.005質量%以下である。

その後、常法により連続鋳造を実施してスラブを得た。そして熱間圧延を行った後、常法により酸洗、冷間圧延を順次行って、1.4mmの圧延材を実機にて作製した。その後、めっきシミュレータで図2および表2に記載の

条件で熱処理を行った。

なお、表2中の例えば、[2]のように[]を内に示した番号は、図2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. 1～15は、図2の[7]、[8]および[9]に示すように、再加熱を3段階に分けて行ったサンプルである。一方、サンプルNo. 16および17は、図1に示すように、再加熱を1回のみ行ったサンプルである。

なお、表2および表3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。

[0073] [表1]

化学成分組成(質量%、残部:Feおよび不可避不純物)									Ac3(°C)	Ms(°C)
C	Si	Mn	P	S	Al	V	N	Si+Al		
0.200	1.85	2.10	0.005	0.0005	0.040	'0.005'	0.0025	1.89	858	397

[0074]

[表2]

No.	熱処理条件															
	[1] 加熱温度 °C	[1] 保持時間 秒	[2] 急冷開始温度 °C	[2] 冷却速度 °C/秒	[3] 保持温度 °C	[3] 保持時間 秒	[4] 冷却速度 °C/秒	[6] 冷却停止温度 °C	[6] 加熱速度 °C/秒	[7] 再加熱温度 °C	[7] 保持時間 秒	[8] 再加熱一次温度 °C	[8] 保持時間 秒	[9] 再加熱二次温度 °C	[9] 保持時間 秒	[10] 冷却速度 秒
1	900	180	750	30	450	45	60	150	50	400	400	460	90	500	20	15
2	900	180	750	30	450	45	50	200	40	400	400	460	90	500	20	15
3	900	180	750	30	450	45	40	250	30	400	400	460	90	500	20	15
4	900	180	750	30	450	45	30	300	20	400	400	460	90	500	20	15
5	900	180	750	30	425	45	45	200	40	400	400	460	90	460	20	15
6	900	180	750	30	450	45	10	400	-	400	400	460	90	500	20	15
7	930	180	750	30	425	45	55	150	50	400	400	460	90	500	20	15
8	880	180	750	30	425	45	55	150	50	400	400	460	90	500	20	15
9	860	180	750	30	425	45	55	150	50	400	400	460	90	500	20	15
10	840	180	750	30	425	45	55	150	50	400	400	460	90	500	20	15
11	900	180	750	30	415	45	53	150	50	400	400	460	90	500	20	15
12	900	180	750	30	400	45	50	150	50	400	400	460	90	500	20	15
13	880	180	750	30	400	45	50	150	50	400	400	460	90	500	20	15
14	860	180	750	30	400	45	50	150	50	400	400	460	90	500	20	15
15	840	180	750	30	400	45	50	150	50	400	400	460	90	500	20	15
16	900	180	750	30	425	45	55	150	50	400	400	-	-	-	-	10
17	860	180	750	30	425	45	55	150	50	400	400	-	-	-	-	10

[0075] 2. 鋼組織

それぞれのサンプルについて、MA分率、軟質α相組織の分率および残留

オーステナイトの円相当直径の標準偏差を下記のようにして求めた。算出結果は表3に示した。

[0076] [MA分率]

ナイター腐食した断面の $t/4$ 部 (t は板厚) を SEM により 3000 倍以上で観察し、写真中の任意の位置に合計長さ A が $300\ \mu\text{m}$ 以上の直線を引いた。MA 分率は、その直線と MA が交わる切片長を測定し、それら切片長の合計を B としたときの、 B/A から算出した。なお、このようにして求めた MA 分率は切片長比であるが、体積比と等価である。また、本発明の実施形態において、セメントイトを含まず腐食によって凸になっているように見える領域を MA と同定した。

[0077] [軟質 α 相組織の分率]

軟質 α 相組織は、EBSD 法を用いて GAM マップを作成することにより求めた。EBSD 法は、鏡面研磨した断面の $t/4$ 部 (t は板厚) で、 $40\ \mu\text{m} \times 40\ \mu\text{m}$ の領域を測定ピッチ $0.1\ \mu\text{m}$ ステップで測定した。EBSD 法による分析結果では、CI 値が 0.1 以上の領域のみを抽出し、解析を行った。EBSD により α 相 (すなわち、結晶構造が BCC 構造) であると同定された結晶粒のうち、GAM が 0.4 未満の軟質 α 相組織の面積を積算し、総面積に対する比率を求めることにより、軟質 α 相組織分率を算出した。なお、このようにして求めた軟質 α 相組織分率は面積比であるが、体積比と等価である。

[0078] [残留オーステナイトの円相当直径の標準偏差]

残留オーステナイトの円相当直径の標準偏差は、EBSD 法を用いて Phase マップを作成することにより求めた。軟質 α 相組織の分率測定と同様に、EBSD 法は、鏡面研磨した断面の $t/4$ 部 (t は板厚) で、 $40\ \mu\text{m} \times 40\ \mu\text{m}$ の領域を測定ピッチ $0.1\ \mu\text{m}$ ステップで測定した。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直径を求めた。求めた各直径から標準偏差を算出し、残留オーステナイトの円相当直径の標準

偏差とした。

[0079] 3. 機械的特性

[引張特性の評価]

得られたサンプルを平行部長さ60mmのJIS5号に加工し、引張試験機を用いて、試験速度10mm/分の変位制御で引張特性を評価した。YS、TS、uEL、ELを測定し、YRおよびTS×ELを算出した。各条件とも、二回の引張試験を実施し、その平均値を評価した。評価結果は表3に示した。実施例では、TSが780MPa以上であり、YRが0.65以上であり、uELが13%超であり、ELが21%以上であり、TS×ELが20000MPa・%以上であるものを高強度かつ加工性に優れると評価した。

[0080] [穴広げ率の評価]

穴広げ率λは、JIS Z 2256に従って求めた。試験片に直径d0 (d0=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、下記式(3)より求めた。算出結果は表3に示した。実施例では、λが20.0%以上のものを高強度かつ加工性に優れると評価した。表3では、引張特性および穴広げ率の評価基準を全て満足するサンプルを合格(○)とし、いずれかの評価基準を満たさないサンプルを不合格(×)と判定した。

$$\lambda (\%) = \{ (d - d_0) / d_0 \} \times 100 \quad \dots (3)$$

[0081]

[表3]

No.	鋼組織				特性										判 定
	MA分率	軟質α相	残留オーステナイトの	YS	TS	YR	uEL	EL	TS×EL	λ					
	%	分率	円相当直径の標準偏差								MPa	MPa	%	MPa・%	
1	13.9	29.4	0.190	678	972	0.698	15.7	24.3	23620	37.6			○		
2	14.1	32.3	0.187	652	964	0.676	15.5	22.9	22076	38.5			○		
3	12.9	30.0	0.183	659	961	0.686	17.1	26.1	25082	37.0			○		
4	12.8	30.5	0.203	648	956	0.678	16.4	24.2	23135	44.9			○		
5	8.6	36.0	0.211	727	971	0.748	14.8	23.1	22477	29.6			○		
6	18.5	28.1	0.177	543	972	0.559	15.6	23.3	22599	19.7			×		
7	9.8	15.2	0.160	780	997	0.782	13.7	22.4	22322	54.5			○		
8	10.2	59.9	0.184	510	947	0.539	18.2	27.4	25934	25.7			×		
9	13.3	76.4	0.146	457	939	0.487	21.2	29.9	28014	18.1			×		
10	8.4	76.4	0.165	460	947	0.485	21.8	31.6	29862	22.7			×		
11	6.9	9.9	0.159	723	996	0.726	14.4	22.5	22349	41.1			○		
12	6.9	20.4	0.155	733	1003	0.730	13.0	20.4	20411	59.9			×		
13	12.2	66.2	0.178	517	945	0.547	18.5	27.4	25879	33.4			×		
14	16.0	78.0	0.185	480	937	0.513	21.1	30.9	28891	20.2			×		
15	13.1	71.5	0.177	486	941	0.516	20.8	29.1	27369	20.5			×		
16	12.2	29.6	0.221	686	974	0.704	16.4	24.7	24058	45.8			○		
17	15.4	79.3	0.220	445	936	0.476	23.0	32.4	30263	21.8			×		

[0082] 4. まとめ

本発明の実施形態の条件を満たす実施例サンプルである、サンプルN o. 1～5、7、11および16は、いずれも780MPa以上の引張強度、0.65以上の降伏比、20000MPa・%以上のTS×EL、21%以上の全伸び、13%超の均一伸びおよび20%以上の穴広げ率を達成している。

[0083] これに対して、サンプルN o. 6は冷却停止温度がMs℃未満の温度範囲より高いため、MA分率が増加し、この結果、YRが低下すると共に十分な穴広げ率λが得られなかった。

サンプル8～10、13～15、17はいずれもオーステナイト化のための加熱温度が(Ac3+30℃)より低かったため、軟質α相組織分率が過大となり、十分なYSが得られず、YRが低下した。

サンプルN o. 12は、オーステナイト化後、(Ms+10℃)～(Ms+110℃)の温度範囲より低い温度で滞留させたため、粗大な残留オーステナイトが不足し、残留オーステナイトの円相当直径の標準偏差が減少した。この結果、十分な均一伸びおよび全伸びが得られなかった。

[0084] なお、サンプルN o. 9は、軟質α相組織分率が過大になったのに加えて、残留オーステナイトの円相当直径の標準偏差も小さかった。また、サンプルN o. 13～15は、上記[3]の保持温度が低い、残留オーステナイトの円相当直径の標準偏差は規定を満たしている。これらの理由について、発明者らは現時点で以下のように考えている。

[0085] 上述したように、ベイナイト変態が進行するほど炭素濃化領域を形成しやすくなるため、残留オーステナイトの円相当直径の標準偏差が大きくなる。しかし、ベイナイト変態が過剰に進行した場合には、炭素濃度が高い残留オーステナイトが多量に形成され、残留オーステナイトの円相当直径の標準偏差が小さくなる要因となり得る。

上述したように、上記[1]における加熱温度が低い場合、旧γ粒径が微細化しベイナイト変態を促進することがある。この場合、炭素濃化領域を形

成しやすくなるため、残留オーステナイトの円相当直径の標準偏差が大きくなる作用を有する。サンプルN o. 13~15は、上記[3]の保持温度は低い、この作用により残留オーステナイトの円相当直径の標準偏差が規定を満たしていたと考えられる。

さらに、上述したように、上記[1]における加熱温度が低すぎると、軟質 α 相の一種であるフェライトが形成される。この場合、オーステナイトへの炭素分配によってベイナイト変態が遅延する。つまり、上記[1]における加熱温度を変化させた場合、ある温度域で最もベイナイト変態が早くなる。そして、最もベイナイト変態が早くなるのは、上記[1]における加熱温度が860℃程度の場合と考えられる。

サンプルN o. 9では、上記[1]における加熱温度が860℃であるため、ベイナイト変態が大きく促進されていると考えられ、かつ上記[3]における保持温度もベイナイト変態が進行しやすい温度に設定されている。そのため、サンプルN o. 9は、(サンプルN o. 14と比べても)ベイナイト変態が過剰に進行し、残留オーステナイトの円相当直径の標準偏差が小さくなったと考えられる。

[0086] また、サンプルN o. 9は、残留オーステナイトの円相当直径の標準偏差が小さかったが、全伸び(EL)および均一伸び(uEL)が良好であった。この理由について、発明者らは現時点で以下のように考えている。すなわち、上述したように、軟質 α 相組織を含む場合延性が向上するため、残留オーステナイトの円相当直径の標準偏差が小さくなくても、全伸び(EL)および均一伸び(uEL)が良好な場合がある。サンプルN o. 9は、軟質 α 相組織の分率が高かったため、残留オーステナイトの円相当直径の標準偏差が小さかったが、全伸び(EL)および均一伸び(uEL)が良好であったと考えられる。

[0087] また、サンプルN o. 9のMA分率は、規定(15.0%以下)を満たしているが、 λ が規定(20.0%以上)の範囲外であった。サンプルN o. 14およびサンプルN o. 17は、MA分率が規定(15.0%以下)を上

回っているが、 λ が規定（20.0%以上）の範囲内であった。これらの理由について、発明者らは現時点で以下のように考えている。

[0088] 上述したように、軟質 α 相組織は、MAと同様に、存在すると破壊が起こりやすくなり、 λ を低下させる場合がある。そのため、軟質 α 相分率が規定（50%以下）外のサンプルNo. 9は、 λ が規定外となったと考えられる。また、上述したように、MAの存在は機械的特性をばらつかせるため、MA分率が15.0%以下を満足していなくとも λ を満足する場合がある。そのため、サンプルNo. 14およびサンプルNo. 17は、MA分率が規定（15.0%以下）を上回っていたが、 λ が規定（20.0%以上）の範囲内であったと考えられる。

[0089] 本出願は、出願日が2020年9月7日である日本国特許出願、特願第2020-150167号を基礎出願とする優先権主張を伴う。特願第2020-150167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%超、0.35質量%以下、
Si : 0質量%超、3.0質量%以下、
Mn : 1.0質量%以上、4.0質量%以下、
Al : 0質量%超、3.0質量%以下、
N : 0質量%超、0.01質量%以下、
P : 0質量%超、0.05質量%以下、
S : 0質量%超、0.01質量%以下、および
SiとAlの合計 : 0.5質量%以上、3.0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、
全鋼組織に占める面積率で、
MA分率が0%超、15.0%以下であり、
軟質 α 相組織の分率が0%以上、50%以下であり、
残留オーステナイトの円相当直径の標準偏差が0.155 μ mより大きい、
高強度鋼板。

[請求項2]

Cu : 0質量%超、0.50質量%以下、
Ni : 0質量%超、0.50質量%以下、
Cr : 0質量%超、0.50質量%以下、
Mo : 0質量%超、0.50質量%以下、
B : 0質量%超、0.01質量%以下、
V : 0.005質量%超、0.05質量%以下、
Nb : 0質量%超、0.05質量%以下、
Ti : 0質量%超、0.05質量%以下、
Ca : 0質量%超、0.05質量%以下、および
REM : 0質量%超、0.01質量%以下、
から成る群から選択される1種以上を更に含む、請求項1に記載の高

強度鋼板。

[請求項3] 請求項1または請求項2に記載の高強度鋼板の表面に、電気亜鉛めっき層を有する、電気亜鉛めっき鋼板。

[請求項4] 請求項1または請求項2に記載の高強度鋼板の表面に、熔融亜鉛めっき層を有する、熔融亜鉛めっき鋼板。

[請求項5] 請求項1または請求項2に記載の高強度鋼板の表面に、合金化熔融亜鉛めっき層を有する合金化熔融亜鉛めっき鋼板。

[請求項6] 請求項1に記載の成分組成を有する圧延材を用意する工程と、
前記圧延材を（ $A c 3 + 3 0^{\circ}C$ ）以上の温度に加熱しオーステナイト化する工程と、

前記オーステナイト化後、（ $M s + 2 5 0^{\circ}C$ ）から（ $M s + 1 1 0^{\circ}C$ ）までの間を平均冷却速度 $1 5^{\circ}C/秒$ 以上、 $2 0 0^{\circ}C/秒$ 未満で冷却し、（ $M s + 1 1 0^{\circ}C$ ）から（ $M s + 1 0^{\circ}C$ ）までの温度範囲内で $0^{\circ}C/秒$ 以上、 $1 0^{\circ}C/秒$ 以下の冷却速度で $1 0$ 秒以上、 $3 0 0$ 秒未満滞留させる工程と、

前記滞留の後、（ $M s + 1 0^{\circ}C$ ）以上の温度から $M s^{\circ}C$ 未満の冷却停止温度まで $1 0^{\circ}C/秒$ 以上の平均冷却速度で冷却する工程と、

前記冷却停止温度から（ $M s - 1 0 0^{\circ}C$ ）～（ $M s + 1 2 5^{\circ}C$ ）の範囲にある再加熱温度まで加熱する工程と、
を含む、高強度鋼板の製造方法。

ここで、前記 $A c 3$ および前記 $M s$ は、下記式により算出される。

$$A c 3 (^{\circ}C) = 9 1 0 - 2 0 3 \times [C]^{1/2} - 1 5 . 2 \times [N i] + 4 4 . 7 \times [S i] + 1 0 4 \times [V] + 3 1 . 5 \times [M o] + 1 3 . 1 \times [W] - 3 0 \times [M n] - 1 1 \times [C r] - 2 0 \times [C u] + 7 0 0 \times [P] + 4 0 0 \times [A l] + 1 2 0 \times [A s] + 4 0 0 \times [T i]$$

$$M s (^{\circ}C) = 5 6 1 - 4 7 4 \times [C] - 3 3 \times [M n] - 1 7 \times [N i] - 1 7 \times [C r] - 2 1 \times [M o]$$

ただし、[] は、各元素の含有量（質量％）を表し、含まれない元素の含有量はゼロとする。

[請求項7] 前記再加熱温度まで加熱後に、前記再加熱温度で50秒以上、1200秒以下保持する、請求項6に記載の高強度鋼板の製造方法。

[請求項8] 請求項6または請求項7に記載の方法により得られた高強度鋼板の表面に電気亜鉛めっきを施す、電気亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[請求項9] 請求項6または請求項7に記載の前記再加熱温度での加熱時に、鋼板の表面に熔融亜鉛めっきを施す、熔融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[請求項10] 請求項9に記載の前記熔融亜鉛めっきの後、合金化のための熱処理を施す、合金化熔融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[請求項11] 請求項2に記載の成分組成を有する圧延材を用意する工程と、
前記圧延材を（ $A c 3 + 30^{\circ}C$ ）以上の温度に加熱しオーステナイト化する工程と、

前記オーステナイト化後、（ $M s + 250^{\circ}C$ ）から（ $M s + 110^{\circ}C$ ）までの間を平均冷却速度 $15^{\circ}C/秒$ 以上、 $200^{\circ}C/秒$ 未満で冷却し、（ $M s + 110^{\circ}C$ ）から（ $M s + 10^{\circ}C$ ）までの温度範囲内で $0^{\circ}C/秒$ 以上、 $10^{\circ}C/秒$ 以下の冷却速度で10秒以上、300秒未満滞留させる工程と、

前記滞留の後、（ $M s + 10^{\circ}C$ ）以上の温度から $M s^{\circ}C$ 未満の冷却停止温度まで $10^{\circ}C/秒$ 以上の平均冷却速度で冷却する工程と、

前記冷却停止温度から（ $M s - 100^{\circ}C$ ）～（ $M s + 125^{\circ}C$ ）の範囲にある再加熱温度まで加熱する工程と、

を含む、高強度鋼板の製造方法。

ここで、前記 $A c 3$ および前記 $M s$ は、下記式により算出される。

$$A c 3 (^{\circ}C) = 910 - 203 \times [C]^{1/2} - 15.2 \times [Ni] + 44.7 \times [Si] + 104 \times [V] + 31.5 \times [Mo] + 13.1 \times [W] - 30 \times [Mn] - 11 \times [Cr] - 20 \times [Cu] + 700 \times [P] + 400 \times [Al] + 120 \times [As] + 400 \times [$$

T i]

$$M_s (\text{°C}) = 561 - 474 \times [C] - 33 \times [Mn] - 17 \times [Ni] - 17 \times [Cr] - 21 \times [Mo]$$

ただし、[] は、各元素の含有量（質量%）を表し、含まれない元素の含有量はゼロとする。

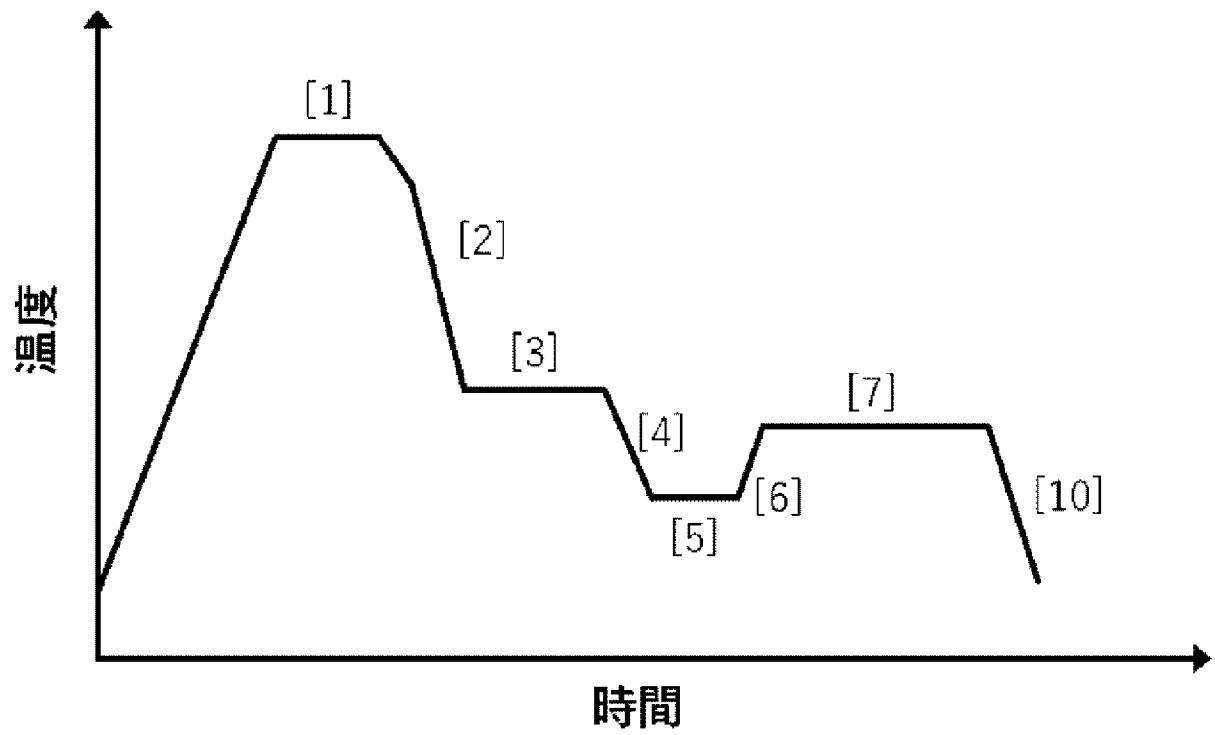
[請求項12] 前記再加熱温度まで加熱後に、前記再加熱温度で50秒以上、1200秒以下保持する、請求項11に記載の高強度鋼板の製造方法。

[請求項13] 請求項11または請求項12に記載の方法により得られた高強度鋼板の表面に電気亜鉛めっきを施す、電気亜鉛めっき鋼板の製造方法。

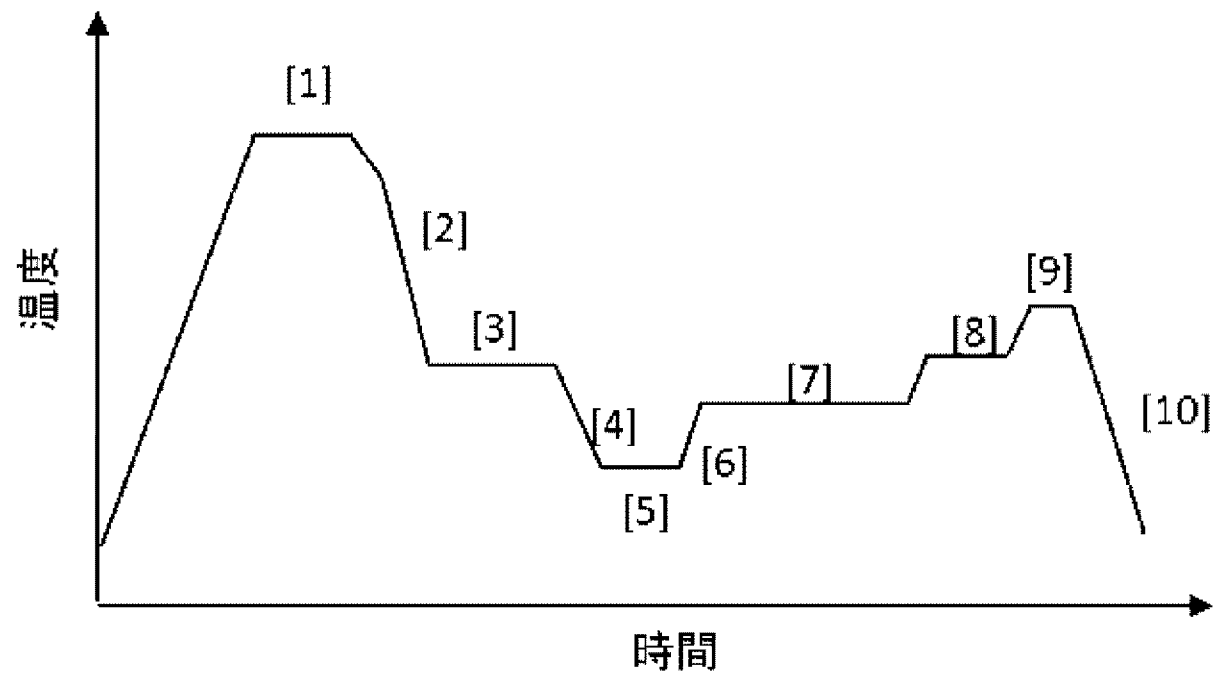
[請求項14] 請求項11または請求項12に記載の前記再加熱温度での加熱時に、鋼板の表面に溶融亜鉛めっきを施す、溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[請求項15] 請求項14に記載の前記溶融亜鉛めっきの後、合金化のための熱処理を施す、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[図1]



[図2]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2021/029745

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER		
<p><i>C21D 9/46</i>(2006.01)i; <i>C22C 38/00</i>(2006.01)i; <i>C22C 38/06</i>(2006.01)i; <i>C22C 38/58</i>(2006.01)i FI: C22C38/00 301U; C22C38/00 301T; C22C38/06; C22C38/58; C21D9/46 F; C21D9/46 J</p> <p>According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC</p>		
B. FIELDS SEARCHED		
Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) C21D9/46; C22C38/00; C22C38/06; C22C38/58		
Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched Published examined utility model applications of Japan 1922-1996 Published unexamined utility model applications of Japan 1971-2021 Registered utility model specifications of Japan 1996-2021 Published registered utility model applications of Japan 1994-2021		
Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)		
C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	WO 2020/148948 A1 (JFE STEEL CORP.) 23 July 2020 (2020-07-23) claims, paragraphs [0022]-[0026], [0067], table 1, steel A, table 2-1, steel plate no. 1	1-2, 4-7, 9-12, 14-15
A		3, 8, 13
A	WO 2020/080407 A1 (JFE STEEL CORP.) 23 April 2020 (2020-04-23)	1-15
A	WO 2020/162561 A1 (NIPPON STEEL CORP.) 13 August 2020 (2020-08-13)	1-15
<input type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input checked="" type="checkbox"/> See patent family annex.		
<p>* Special categories of cited documents:</p> <p>“A” document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance</p> <p>“E” earlier application or patent but published on or after the international filing date</p> <p>“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)</p> <p>“O” document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means</p> <p>“P” document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“&” document member of the same patent family</p>		
Date of the actual completion of the international search 15 October 2021		Date of mailing of the international search report 26 October 2021
Name and mailing address of the ISA/JP Japan Patent Office (ISA/JP) 3-4-3 Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915 Japan		Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/JP2021/029745

Patent document cited in search report	Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
WO 2020/148948 A1	23 July 2020	(Family: none)	
WO 2020/080407 A1	23 April 2020	(Family: none)	
WO 2020/162561 A1	13 August 2020	(Family: none)	

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） C21D 9/46(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/06(2006.01)i; C22C 38/58(2006.01)i FI: C22C38/00 301U; C22C38/00 301T; C22C38/06; C22C38/58; C21D9/46 F; C21D9/46 J		
B. 調査を行った分野 調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC）） C21D9/46; C22C38/00; C22C38/06; C22C38/58 最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの 日本国実用新案公報 1922-1996年 日本国公開実用新案公報 1971-2021年 日本国実用新案登録公報 1996-2021年 日本国登録実用新案公報 1994-2021年		
国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）		
C. 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
X	WO 2020/148948 A1 (JFEスチール株式会社) 23.07.2020 (2020-07-23) 請求の範囲、[0022]-[0026]、[0067]、[表1]の鋼A、 [表2-1]の鋼板No. 1	1-2, 4-7, 9-12, 14-15
A		3, 8, 13
A	WO 2020/080407 A1 (JFEスチール株式会社) 23.04.2020 (2020-04-23)	1-15
A	WO 2020/162561 A1 (日本製鉄株式会社) 13.08.2020 (2020-08-13)	1-15
<input type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input checked="" type="checkbox"/> パテントファミリーに関する別紙を参照。		
* 引用文献のカテゴリー “A” 特に関連のある文献ではなく、一般的な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抵触するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの “X” 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの “Y” 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの “&” 同一パテントファミリー文献	
国際調査を完了した日 15.10.2021	国際調査報告の発送日 26.10.2021	
名称及びあて先 日本国特許庁(ISA/JP) 〒100-8915 日本国 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号	権限のある職員（特許庁審査官） 河野 一夫 4K 9833 電話番号 03-3581-1101 内線 3435	

国際調査報告
パテントファミリーに関する情報

国際出願番号

PCT/JP2021/029745

引用文献	公表日	パテントファミリー文献	公表日
WO 2020/148948 A1	23.07.2020	(ファミリーなし)	
WO 2020/080407 A1	23.04.2020	(ファミリーなし)	
WO 2020/162561 A1	13.08.2020	(ファミリーなし)	