

(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
2013 年 12 月 5 日(05.12.2013)



(10) 国際公開番号

WO 2013/180180 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/06 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2013/064920
- (22) 国際出願日: 2013 年 5 月 29 日(29.05.2013)
- (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 2012-124207 2012 年 5 月 31 日(31.05.2012) JP
特願 2012-124208 2012 年 5 月 31 日(31.05.2012) 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: 増田 智一(MASUDA Tomokazu). 梶原
桂(KAJIHARA Katsura). 村上 俊夫(MURAKAMI
Toshio). 三浦 正明(MIURA Masaaki). 池田 宗朗
(IKEDA Muneaki).
- (74) 代理人: 濱田 百合子, 外(HAMADA Yuriko 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 栄光特許
事務所 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,
IS, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT,
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, 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, 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 COLD-ROLLED STEEL PLATE AND MANUFACTURING METHOD THEREFOR

(54) 発明の名称: 高強度冷延鋼板およびその製造方法

(57) Abstract: The steel composition of the steel plate surface layer to a depth of 100 μm from the surface and the central section from $t/4 - 3t/4$ (t is the plate thickness) of a steel plate is controlled, the steel plate: having a specific component composition; comprising 20 - 50% by area ratio of ferrite, which is a soft first phase; with the remainder, which is a hard second phase, having a composition obtained from tempered martensite and/or tempered bainite.

(57) 要約: 特定の成分組成を有し、軟質第 1 相であるフェライトを面積率で 20~50% 含み、残部が硬質第 2 相である、焼戻しマルテンサイトおよび/または焼戻しベイナイトからなる組織を有する鋼板を対象に、表面から 100 μm 深さまでの鋼板表層部と、 $t/4 \sim 3t/4$ (t は板厚) の中心部の鋼材組織を制御する。



WO 2013/180180 A1

明 細 書

発明の名称： 高強度冷延鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001] 本願発明は、自動車部品等に用いられる高強度冷延鋼板およびその製造方法に関する。特には、機械的特性ばらつきの小さい高強度冷延鋼板、または、曲げ性に優れた高強度冷延鋼板に関する。

背景技術

[0002] 近年、自動車の燃費改善、衝突安全性を両立させるため、構造部品の材料として引張強度 590MPa 以上、更には 780MPa 以上、特に 980MPa 以上の高強度鋼板のニーズが高まってきており、その適用範囲が広がっている。しかし、高強度鋼板は軟鋼にくらべて降伏強度や引張強度、加工硬化指数などの機械的特性のばらつきが大きいため、プレス成形の際にスプリングバックの量が変化することでプレス成形品の寸法精度を確保することが困難となることや、強度がばらついてもプレス成形品の必要強度を確保すべく、鋼板の平均強度を高めに設定する必要があることからプレス金型の寿命が短くなるといった課題がある。

[0003] このような課題を解決すべく、高強度鋼板における機械的特性のばらつき抑制に関するさまざまな取り組みがなされてきている。高強度鋼板において上記のような機械的特性のばらつきが発生する原因は、化学成分の変動と製造条件の変動に求めることができ、機械的特性のばらつき低減方法として以下のような提案がなされている。

[0004] [従来技術 1]

例えば、特許文献 1 には、 $A = Si + 9 \times Al$ で定義する A が $6.0 \leq A \leq 20.0$ を満たした、フェライトとマルテンサイトの二相組織鋼とし、この鋼板を製造するに際しては、再結晶焼鈍・焼戻処理を、 $Ac1$ 以上 $Ac3$ 以下の温度で 10s 以上保持し、 $500 \sim 750^\circ\text{C}$ までを $20^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下の冷却速度で緩冷却し、その後、 100°C 以下までを $100^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却

速度で急冷し、300～500℃で焼戻しを行うことで、鋼材のA3点を上昇させることにより、緩冷却終了時点の温度である急冷開始温度が変動したときの上記二相組織の安定性を高めて、機械的特性のばらつきを低減する方法が開示されている。

[0005] [従来技術2]

また、特許文献2には、予め鋼板の板厚、炭素含有量、リン含有量、焼入れ開始温度、焼入れ停止温度および焼入れ後の焼戻し温度と引張強度の関係を求めておき、対象鋼板の板厚、炭素含有量、リン含有量、焼入れ停止温度および焼入れ後の焼戻し温度を考慮して、目標引張強度に応じて焼入れ開始温度を算出し、求めた焼入れ開始温度で焼入れすることで、強度のばらつきを低減する方法が開示されている。

[0006] [従来技術3]

また、特許文献3には、3%以上の残留オーステナイトを含む組織を有する鋼板を製造するにあたり、熱延鋼板を冷間圧延した後の焼鈍処理において、800℃超Ac3点未満で30秒～5分間均熱した後、450～550℃の温度範囲まで一次冷却を行い、次いで450～400℃までの一次冷却速度に比べて小さい冷却速度で二次冷却を行った後、さらに450～400℃で1分間以上保持することで、板幅方向における伸び特性のばらつきを改善する方法が開示されている。

[0007] [従来技術4]

また、特許文献4には、平均結晶粒径10μm以下のフェライト相と体積分率30～90%のマルテンサイト相を含み、板厚表層硬度の板厚中心硬度に対する比が0.6～1であり、めっき層と鋼板の界面から鋼板側内部へ進展している亀裂および凹部の最大深さが0～20μmであり、亀裂と凹部以外の平滑部面積率が60%～100%である組織とすることで、高強度溶融亜鉛めっき鋼板の絞り成形性を改善する方法が開示されている。

[0008] 上記従来技術1は、A1の添加量を増やしてAc3点を高めることによりAc1～Ac3の2相温度域を拡大し、該2相温度域中における温度依存性

を低減させたことで、焼鈍温度の変動による組織分率の変化を抑制することを特徴とするものである。これに対して、本願発明は、鋼板表層部と内部の硬軟質相の分率および硬さを揃えることで、熱処理条件の変化による機械的特性の変動を抑制することを特徴とするものである。したがって、上記従来技術 1 は、本願発明の技術的思想を示唆するものではない。さらに、上記従来技術 1 は、A1 の添加量を増やす必要があることから、鋼板の製造コストが上昇する問題もある。

[0009] また、上記従来技術 2 は、化学成分の変化に応じて焼入れ温度を変更するので、強度のばらつきは低減できるとしても、組織分率がコイル間で変動するため、伸びや伸びフランジ性のばらつきは低減できない。

[0010] また、上記従来技術 3 は、伸びのばらつきの低減については言及されているものの、伸びフランジ性のばらつきの低減については示唆されていない。

[0011] また、上記従来技術 4 は、プレス成形性を改善することを目的として、フェライト相の平均結晶粒径を $10\ \mu\text{m}$ 以下とし、鋼板表層と中心の硬さ比を $0.6 \sim 1$ に規定している。しかしながら、フェライト相の結晶粒径として平均値のみで規定しているため、個々のフェライト粒のサイズの大小に大きなばらつきがある場合には、プレス成形性の改善は見込めない。また、鋼板表層と中心の硬さ比を規定しているが、硬さと硬軟質相の変形能は一致しているとはいえない。例えば、変形能に劣る焼戻した硬質相の分率が高い場合と、変形能に優れる軟質相の分率が高い場合では、硬さが同じでもプレス成形性が異なるため、プレス成形性の改善には有効であるものの、その改善の度合いにばらつきが生じることが想定される。

[0012] また、一般的に高強度鋼板を用いて自動車用構造部品を製作するには、複雑なプレス成形や曲げ加工が施されるが、 780MPa 以上、特に 980MPa 以上の高強度鋼板に対しても同様の加工が施されるため、延性、伸びフランジ性のみならず、良好な曲げ性も要求される。

[0013] ところで、鋼板の曲げ加工に際し、曲げ外周表層部には円周方向に大きな引っ張り応力が、曲げ内周表層部には円周方向に大きな圧縮応力が、それぞ

れ発生する。そのため、鋼板の表層部に軟質層を設けることで、これらの応力を緩和し、曲げ性が改善されることが知られている。このような鋼板の表層部に軟質層を設けた高強度鋼板として、以下のような提案がなされている。

[0014] [従来技術 5]

例えば、特許文献 5 には、C : 0.03 ~ 0.2 %、Si : 0.05 ~ 2 %以下、Mn : 0.5 ~ 3.0 %、P : 0.1 %以下、S : 0.01 %以下、 $SoIAl$: 0.01 ~ 0.1 %、N : 0.005 %以下を含有し、残部 Fe 及び不可避不純物からなり、鋼板表層にフェライト体積率 90 %以上で厚さが 10 ~ 100 μm の軟質層を有し、中心部の組織は焼戻しマルテンサイト体積率が 30 %以上で残部はフェライト相である超高強度冷延鋼板が開示されている。

[0015] [従来技術 6]

また、特許文献 6 には、表層の厚さが 1 nm ~ 300 μm で、該表層がフェライトを主体とした脱炭層であり、内層鋼の化学成分が質量%で C : 0.1 ~ 0.8 %、Mn : 0.5 ~ 3 %を含有し、引張強さが 980 N/mm²以上であることを特徴とする高強度自動車部材が開示されている。

[0016] 上記従来技術 5 は、焼鈍後に、まず徐冷による鋼板表層の冷却、次いで急冷による鋼板全体の冷却を組み合わせた 2 段冷却を行うことにより、表層と中心部で組織を異ならせ、鋼板表層にほぼフェライトのみからなる軟質層を形成することで、曲げ性を改善しようとするものである。しかしながら、この技術では、焼鈍中に結晶粒が成長しやすく、特に表層は、中心部の組織に比べてサイズが不均一なフェライト粒が形成されやすい。フェライト粒のサイズが不均一になると、曲げ性そのものが劣化するだけでなく、強加工部表面に顕著な凹凸が形成されるため、表面性状も劣化する問題も生じる。

[0017] また、上記従来技術 6 は、表層の厚さが 1 nm ~ 300 μm で、該表層がフェライトを面積率で 50 %以上とした脱炭層とすることで、熱間プレス後の脱水素速度を飛躍的に増加させ、遅れ破壊に対する感受性を低減しようとする

るものである。ここで、内層は熱間プレス後に急冷してマルテンサイトを主体とする組織に変態させており、熱間プレス中は変形が追従するとしても、冷間加工では、表層と内層の特性が極端に異なるため、曲げ加工は困難である。

先行技術文献

特許文献

- [0018] 特許文献1：日本国特開2007-138262号公報
特許文献2：日本国特開2003-277832号公報
特許文献3：日本国特開2000-212684号公報
特許文献4：日本国特開2008-156734号公報
特許文献5：日本国特開2005-273002号公報
特許文献6：日本国特開2006-104546号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0019] 本願発明は、上記問題点を解決するためになされたもので、その課題の一つは、機械的特性ばらつきの小さい高強度冷延鋼板およびその製造方法を提供することにある（以下、課題1と言うことがある）。また、本願発明のもう一つの課題は、780MPa以上、特に980MPa以上の引張強度を確保しつつ、曲げ性に優れた高強度冷延鋼板およびその製造方法を提供することにある（以下、課題2と言うことがある）。

課題を解決するための手段

- [0020] 請求項1に記載の発明は、
C：0.05～0.30質量%、
Si：3.0質量%以下（0質量%を含まない）、
Mn：0.1～5.0質量%、
P：0.1質量%以下（0質量%を含まない）、
S：0.02質量%以下（0質量%を含まない）、

Al : 0.01 ~ 1.0 質量%、

N : 0.01 質量%以下 (0 質量%を含まない)

を各々含み、残部が鉄および不可避免の不純物からなる成分組成を有し、

軟質第1相であるフェライトを面積率で20 ~ 50%含み、

残部が硬質第2相である、焼戻しマルテンサイトおよび／または焼戻しベイナイトからなる組織を有し、

鋼板表面から100 μ m深さまでの鋼板表層部のフェライトの面積率 $V_{\alpha s}$ と、 $t/4 \sim 3t/4$ (tは板厚)の中心部のフェライトの面積率 $V_{\alpha c}$ との差 $\Delta V_{\alpha} = V_{\alpha s} - V_{\alpha c}$ が10%未満であるとともに、前記鋼板表層部の硬さ H_{vs} と前記中心部の硬さ H_{vc} との比 $R_{Hv} = H_{vs} / H_{vc}$ が0.75 ~ 1.0である

ことを特徴とする高強度冷延鋼板である。

[0021] 請求項2に記載の発明は、

C : 0.05 ~ 0.30 質量%、

Si : 3.0 質量%以下 (0 質量%を含まない)、

Mn : 0.1 ~ 5.0 質量%、

P : 0.1 質量%以下 (0 質量%を含まない)、

S : 0.02 質量%以下 (0 質量%を含まない)、

Al : 0.01 ~ 1.0 質量%、

N : 0.01 質量%以下 (0 質量%を含まない)

を各々含み、残部が鉄および不可避免の不純物からなる成分組成を有し、

軟質第1相であるフェライトを面積率で20 ~ 50%含み、

残部が硬質第2相である、焼戻しマルテンサイトおよび／または焼戻しベイナイトからなる組織を有し、

鋼板表面から100 μ m深さまでの鋼板表層部のフェライトの面積率 $V_{\alpha s}$ と、 $t/4 \sim 3t/4$ (tは板厚)の中心部のフェライトの面積率 $V_{\alpha c}$ との差 $\Delta V_{\alpha} = V_{\alpha s} - V_{\alpha c}$ が10 ~ 50%であるとともに、前記鋼板表層部のフェライトの平均粒径が10 μ m以下である

ことを特徴とする高強度冷延鋼板である。

[0022] 請求項 3 に記載の発明は、

成分組成が、更に、下記 (a) ~ (c) 群の少なくとも 1 群を含む請求項 1 または 2 に記載の高強度冷延鋼板である。

(a) C r : 0.01 ~ 1.0 質量%

(b) M o : 0.01 ~ 1.0 質量%、C u : 0.05 ~ 1.0 質量%、N i : 0.05 ~ 1.0 質量%の 1 種以上、

(c) C a : 0.0001 ~ 0.01 質量%、M g : 0.0001 ~ 0.01 質量%、L i : 0.0001 ~ 0.01 質量%、R E M : 0.0001 ~ 0.01 質量%の 1 種以上。

[0023] 請求項 4 に記載の発明は、

請求項 1 に記載の高強度冷延鋼板の製造方法であって、下記 (A 1) ~ (A 4) に示す各条件で、熱間圧延した後、冷間圧延し、その後、焼鈍し、さらに焼戻しすることを特徴とする高強度冷延鋼板の製造方法である。

(A 1) 熱間圧延条件

仕上げ圧延終了温度 : A r₃ 点以上

巻取温度 : 600℃超 750℃以下

(A 2) 冷間圧延条件

冷間圧延率 : 50%超 80%以下

(A 3) 焼鈍条件

A c₁ 以上 (A c₁ + A c₃) / 2 未満の焼鈍温度にて、3600 s 以下の焼鈍保持時間だけ保持した後、焼鈍温度から、730℃以下 500℃以上の第 1 冷却終了温度までを 1℃/s 以上 50℃/s 未満の第 1 冷却速度で徐冷した後、M s 点以下の第 2 冷却終了温度までを 50℃/s 以上の第 2 冷却速度で急冷する。

(A 4) 焼戻し条件

焼戻し温度 : 300 ~ 500℃

焼戻し保持時間 : 300℃ ~ 焼戻し温度の温度範囲内に 60 ~ 1200 s

[0024] 請求項 5 に記載の発明は、

請求項 2 に記載の高強度冷延鋼板の製造方法であって、下記 (B 1) ~ (B 4) に示す各条件で、熱間圧延した後、酸洗し、冷間圧延し、その後、焼鈍し、さらに焼戻しすることを特徴とする高強度冷延鋼板の製造方法である。

(B 1) 熱間圧延条件

仕上げ圧延終了温度: A_{r3} 点以上

巻取温度: $600 \sim 750^{\circ}\text{C}$

(B 2) 冷間圧延条件

冷間圧延率: $20 \sim 50\%$

(B 3) 焼鈍条件

$(A_{c1} + A_{c3}) / 2 \sim A_{c3}$ の焼鈍温度にて、 3600 s 以下の焼鈍保持時間だけ保持した後、焼鈍温度から、 730°C 以下 500°C 以上の第 1 冷却終了温度までを $1^{\circ}\text{C} / \text{s}$ 以上 $50^{\circ}\text{C} / \text{s}$ 未満の第 1 冷却速度で徐冷した後、 M_s 点以下の第 2 冷却終了温度までを $50^{\circ}\text{C} / \text{s}$ 以上の第 2 冷却速度で急冷する。

(B 4) 焼戻し条件

焼戻し温度: $300 \sim 500^{\circ}\text{C}$

焼戻し保持時間: $300^{\circ}\text{C} \sim$ 焼戻し温度の温度範囲内に $60 \sim 1200\text{ s}$

発明の効果

[0025] 本願発明によれば、軟質第 1 相であるフェライトと、硬質第 2 相である、焼戻しマルテンサイトおよび／または焼戻しベイナイトからなる複相組織鋼において、鋼板表層部と中心部の、フェライト面積率の差と硬さ比を、ともに所定範囲内に制御することで、機械的特性ばらつきの小さい高強度鋼板およびその製造方法を提供できる。また、本発明によれば、軟質第 1 相であるフェライトと、硬質第 2 相である、焼戻しマルテンサイトおよび／または焼戻しベイナイトからなる複相組織鋼において、鋼板表層部と中心部のフェライトの面積率の差を所定範囲内に制御するとともに、鋼板表層部のフェライ

トを微細化することで、980MPa以上の引張強度を確保しつつ、真に曲げ性に優れた高強度鋼板およびその製造方法を提供できる。

図面の簡単な説明

[0026] [図1]実施例1に係る発明鋼板と比較鋼板の断面組織写真である。

[図2]実施例2に係る発明鋼板と比較鋼板の断面組織写真である。

発明を実施するための形態

[0027] 本願発明者らは、前記課題1及び課題2を解決するために、軟質第1相であるフェライトと、硬質第2相である、焼戻しマルテンサイトおよび／または焼戻しベイナイト（以下「焼戻しマルテンサイト等」と総称することもある。）からなる複相組織を有する高強度鋼板に着目し、その機械的特性のばらつきを小さくする方策を検討した。

以下、課題1及び課題2を解決した本願発明について順次説明する。

[0028] まず、前記課題1（機械的特性ばらつきの小さい高強度冷延鋼板およびその製造方法を提供する）を解決した本願発明について説明する。

[0029] なお、以下の説明において、「機械的特性」を「特性」と、「機械的特性のばらつき」を「特性ばらつき」と、各々称することがある。

[0030] 特性ばらつきを抑制するためには、ミクロ的に見ると、軟質第1相（単に「軟質相」ともいう。）と硬質第2相（単に「硬質相」ともいう。）の硬さの差異を小さくすることが有効である。一方、マクロ的に見ると、鋼板の厚さ方向の特性の差異、つまり材質の差異を小さくすることが有効である。

[0031] しかしながら、ミクロ的な観点、すなわち、硬軟質相の硬さの差異を小さくするだけでは、上記従来技術4で説明したように、両相の変形能の相違により、両相の分率が変化した場合には、特性ばらつきが生じてしまう。

[0032] そこで、本願発明者らは、マクロ的な観点、すなわち、鋼板厚さ方向の材質の差異を小さくする方が特性ばらつきの抑制にはより有効であると考え、鋼板厚さ方向の材質の差異を小さくする手段について検討を進めた。

[0033] 具体的手段として、表層部と内部（中心部）を構成する硬軟質相の分率、および、表層部と内部(中心部)の硬さをできるだけ揃えることが有効である

。

[0034] このような組織とすることで、特性の評価方法や実際の加工方法が同一の場合には、常に同じ特性を発揮することができるようになる。

[0035] しかしながら、上記のような組織を得ることは、従来の一般的な製造方法では実現が困難である。

[0036] 上記のような組織形態を作り込むためには、一例として以下のような方法が考えられる。すなわち、熱延での高温巻取り、高い冷延率、2相域低温側での焼鈍の組合せが有効である。まず、熱延後の巻取り温度を高めることで、組織のサイズを全体的に大きく均一にすることができるとともに、フェライト+パーライト ($\alpha + P$) の2相のみの組織とすることにも有効である。次いで、冷延時において冷延率を高めて強い加工を施すことで、表層部と内部に導入されるひずみ量をほぼ同等にすることができる。冷延率が低いと、内部に比べて表層部のひずみが多くなりやすく、鋼板厚さ方向にひずみ量の傾斜が付きやすい。冷延率を高くしても鋼板厚さ方向にひずみ量の傾斜が付くものの、その影響を極小に抑制できる。また、次工程の焼鈍で高ひずみ量が有効に作用する。つまり、焼鈍に際して、冷延で鋼板厚み方向全体に高ひずみを付与しておくことで、加熱時においてオーステナイトの核生成が活性化され、微細オーステナイト組織が得られる。そして、均熱時において、その微細オーステナイトの粒界三重点からフェライトが析出する。ここで、均熱温度を2相域の低温側とすることで、サイズの揃った比較的大きめのフェライトと微細オーステナイトからなる組織が形成される。そこから、冷却することで、フェライトが成長して大きめになるとともに、微細オーステナイトの粒界三重点から新しいフェライトが析出するようになる。このように焼鈍前の組織を細かくしておくことで、表層部、内部ともに、温度履歴は異なるものの、フェライト、オーステナイトともに核生成が活性化しているため、同様の核生成、成長挙動を示すようになる。その結果、表層部と内部の硬軟質相の分率がほぼ同等になり、また、組織の形成過程によって表層部、内部ともに同様の組織サイズになるため、硬さもほぼ同等になる。

[0037] このような組織を有する鋼板の成形性は、表層部と内部とで同じひずみ条件下では、ほぼ同等であり、優れた特性安定性を示すこととなる。

[0038] そして、上記思考実験に基づき、後記〔実施例〕にて説明する実証試験を実施した結果、確証が得られたので、さらに検討を加え、本願発明を完成するに至った。

[0039] 以下、まず発明鋼板を特徴づける組織について説明する。

[0040] 〔発明鋼板の組織〕

上述したとおり、発明鋼板は、軟質第1相であるフェライトと、硬質第2相である焼戻しマルテンサイト等からなる複相組織をベースとするものであるが、特に、鋼板表面部と中心部の、フェライト分率の差と硬さ比が制御されている点を特徴とする。

[0041] <軟質第1相であるフェライト：面積率で20～50%>

フェライトー焼戻しマルテンサイト等の複相組織鋼では、変形は主として変形能の高いフェライトが受け持つ。そのため、フェライトー焼戻しマルテンサイト等の複相組織鋼の伸びは主としてフェライトの面積率で決定される。

[0042] 目標とする伸びを確保するためには、フェライトの面積率は20%以上（好ましくは25%以上、さらに好ましくは30%以上）が必要である。ただし、フェライトが過剰になると強度が確保できなくなるので、フェライトの面積率は50%以下（好ましくは45%以下、さらに好ましくは40%以下）とする。

[0043] <鋼板表面から100 μ m深さまでの鋼板表層部のフェライトの面積率 $V_{\alpha s}$ と、 $t/4 \sim 3t/4$ （ t は板厚）の中心部のフェライトの面積率 $V_{\alpha c}$ との差 $\Delta V_{\alpha} = V_{\alpha s} - V_{\alpha c}$ ：10%未満>

鋼板表層部と内部のフェライト分率をできるだけ揃えることで、下記鋼板表層部と内部の硬さを揃えることと相俟って、マクロ的に鋼板板厚方向の材質を均質にし、特性ばらつきを抑制するためである。上記効果を得るためには、鋼板表層部と中心部のフェライトの面積率の差 ΔV_{α} は10%未満（好

ましくは8%以下、さらに好ましくは6%以下)とする必要がある。

ここで、鋼板表層部を鋼板表面から100 μ m深さまでの部分に限定したのは、一般的な製造方法で組織形態が特に変化しやすい領域であるからである。

[0044] <前記鋼板表層部の硬さ $H_v s$ と前記中心部の硬さ $H_v c$ との比 $R_{H_v} = H_v s / H_v c : 0.75 \sim 1.0$ >

鋼板表層部と中心部の硬さをできるだけ揃えることで、上記鋼板表層部と内部のフェライト分率を揃えることと相俟って、マクロ的に鋼板板厚方向の材質を均質にし、特性ばらつきを抑制するためである。上記効果を得るためには、硬さ比 R_{H_v} は0.75以上(好ましくは0.77以上、さらに好ましくは0.79以上)とする必要がある。ただし、硬さ比 R_{H_v} が1.0を超えると、例えば浸炭処理を施した場合のように表層部の方が内部より硬くなると、却って特性ばらつきが大きくなる。

[0045] 以下、鋼板厚み全体における各相の面積率、鋼板表層部および中心部におけるフェライトの面積率、ならびに、鋼板表層部および中心部における硬さの各測定方法について説明する。

[0046] [鋼板厚み全体における各相の面積率の測定方法]

まず、鋼板厚み全体における各相の面積率については、各供試鋼板を鏡面研磨し、3%ナイトール液で腐食して金属組織を顕出させた後、概略40 μ m $\times$ 30 μ m領域5視野について倍率2000倍の走査型電子顕微鏡(SEM)像を観察し、点算法で1視野につき100点の測定を行って各フェライト粒の面積を求め、それらを合計してフェライトの面積を求めた。また、画像解析によってセメンタイトを含む領域を焼戻しマルテンサイトおよび/または焼戻しベイナイト(硬質第2相)とし、残りの領域を、残留オーステナイト、マルテンサイト、および、残留オーステナイトとマルテンサイトの混合組織とした。そして、各領域の面積比率より各相の面積率を算出した。

[0047] [鋼板表層部および中心部におけるフェライトの面積率]

また、中心部におけるフェライトの面積率については、 $t/4 \sim 3t/4$

(t は板厚) の範囲において、上記〔鋼板厚み全体における各相の面積率の測定方法〕と同様にして、フェライトの面積率を求めた。

一方、鋼板表層部におけるフェライトの面積率については、鋼板表面から深さ $30\ \mu\text{m}$ までの範囲において、概略 $30\ \mu\text{m} \times 40\ \mu\text{m}$ 領域 5 視野について上記〔鋼板厚み全体における各相の面積率の測定方法〕と同様にして、フェライトの面積率を求めた。

[0048] 〔鋼板表層部および中心部における硬さの測定方法〕

また、鋼板表層部および中心部における硬さについては、ビッカース硬さ試験機を用い荷重 $100\ \text{g}$ の条件にて、圧延方向に平行な板厚断面において、鋼板表層部は鋼板表面から $0.05\ \text{mm}$ 深さの位置で、中心部は $t/4$ (t : 板厚) の位置で、それぞれ、板厚方向に垂直な方向に 5 点の硬さを測定し、それら 5 点の測定値を算術平均して求めた。

[0049] 次に、本願の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。

[0050] 〔発明鋼板の成分組成〕

C : $0.05 \sim 0.30\%$

C は、硬質第 2 相の面積率、延いてはフェライトの面積率に影響し、強度、伸びおよび伸びフランジ性に影響する重要な元素である。 0.05% 未満では強度が確保できなくなる。一方、 0.30% 超では溶接性が劣化する。C 含有量の範囲は、好ましくは $0.10 \sim 0.25\%$ 、さらに好ましくは $0.14 \sim 0.20\%$ である。

[0051] Si : 3.0% 以下 (0% を含まない)、

Si は、焼戻し時におけるセメンタイト粒子の粗大化を抑制する効果を有し、伸びと伸びフランジ性の両立に寄与する有用な元素である。 3.0% 超では加熱時におけるオーステナイトの形成を阻害するため、硬質第 2 相の面積率を確保できず、伸びフランジ性を確保できない。Si 含有量の範囲は、好ましくは $0.50 \sim 2.5\%$ 、さらに好ましくは $1.0 \sim 2.2\%$ である。

[0052] Mn : 0.1 ~ 5.0 %

Mnは、上記Siと同様、焼戻し時におけるセメンタイトの粗大化を抑制する効果を有することに加え、硬質第2相の変形能を高めることで、伸びと伸びフランジ性の両立に寄与する。また、焼入れ性を高めることで、硬質第2相が得られる製造条件の範囲を広げる効果もある。0.1 %未満では上記効果が十分に発揮されないため、伸びと伸びフランジ性を両立できず、一方、5.0 %超とすると逆変態温度が低くなりすぎ、再結晶ができなくなるため、強度と伸びのバランスが確保できなくなる。Mn含有量の範囲は、好ましくは0.5 ~ 2.5 %、さらに好ましくは1.2 ~ 2.2 %である。

[0053] P : 0.1 %以下 (0 %を含まない)

Pは不純物元素として不可避免的に存在し、固溶強化により強度の上昇に寄与するが、旧オーステナイト粒界に偏析し、粒界を脆化させることで伸びフランジ性を劣化させるので、0.1 %以下とする。好ましくは0.05 %以下、さらに好ましくは0.03 %以下である。

[0054] S : 0.02 %以下 (0 %を含まない)

Sも不純物元素として不可避免的に存在し、MnS介在物を形成し、穴掘げ時に亀裂の起点となることで伸びフランジ性を低下させるので、0.02 %以下とする。好ましくは0.018 %以下、さらに好ましくは0.016 %以下である。

[0055] Al : 0.01 ~ 1.0 %

Alは脱酸元素として添加され、介在物を微細化する効果を有する。また、Nと結合してAlNを形成し、歪時効の発生に寄与する固溶Nを低減させることで伸びや伸びフランジ性の劣化を防止する。0.01 %未満では鋼中に固溶Nが残存するため、歪時効が起こり、伸びと伸びフランジ性を確保できず、一方、1.0 %超では加熱時におけるオーステナイトの形成を阻害するため、硬質第2相の面積率を確保できず、伸びフランジ性を確保できなくなる。

[0056] N : 0.01 %以下 (0 %を含まない)

Nも不純物元素として不可避免的に存在し、歪時効により伸びと伸びフランジ性を低下させるので、低い方が好ましく、0.01%以下とする。

[0057] 本願発明の鋼は上記成分を基本的に含有し、残部が実質的に鉄及び不純物であるが、その他、本願発明の作用を損なわない範囲で、以下の許容成分を添加することができる。

[0058] Cr : 0.01～1.0%

Crは、セメンタイトの成長を抑制することで、伸びフランジ性を改善できる有用な元素である。0.01%未満の添加では上記のような作用を有効に発揮しえず、一方、1.0%を超える添加では粗大な Cr_7C_3 が形成されるようになり、伸びフランジ性が劣化してしまう。

[0059] Mo : 0.01～1.0%、

Cu : 0.05～1.0%、

Ni : 0.05～1.0%の1種または2種以上

これらの元素は、固溶強化により成形性を劣化させずに強度を改善するのに有用な元素である。各元素とも上記各下限値未満の添加では上記のような作用を有効に発揮しえず、一方、各元素とも1.0%を超える添加ではコストが高くなりすぎる。

[0060] Ca : 0.0001～0.01%、

Mg : 0.0001～0.01%、

Li : 0.0001～0.01%、

REM : 0.0001～0.01%の1種または2種以上

これらの元素は、介在物を微細化し、破壊の起点を減少させることで、伸びフランジ性を向上させるのに有用な元素である。各元素とも0.0001%未満の添加では上記のような作用を有効に発揮しえず、一方、各元素とも0.01%を超える添加では逆に介在物が粗大化し、伸びフランジ性が低下する。

[0061] なお、REMは、希土類元素、すなわち、周期律表の3A属元素を指す。

[0062] 次に、上記発明鋼板を得るための製造方法を以下に説明する。

[0063] [発明鋼板の製造方法]

上記のような冷延鋼板を製造するには、まず、上記成分組成を有する鋼を溶製し、造塊または連続鑄造によりスラブとしてから熱間圧延を行い、酸洗してから冷間圧延を行う。

[0064] [熱間圧延条件]

熱間圧延条件としては、仕上げ圧延の終了温度を A_{r3} 点以上に設定し、適宜冷却を行った後、 600°C 超 750°C 以下の範囲で巻き取るのがよい。

[0065] <巻取り温度： 600°C 超 750°C 以下>

巻取り温度を高め、 600°C 超（より好ましくは 620°C 以上、特に好ましくは 640°C 以上）にすることで、組織のサイズを全体的に大きく均一にすることができるとともに、フェライト＋パーライト（ $\alpha + P$ ）の2相のみの組織とすることができる。ただし、巻取り温度を高くしすぎると、熱延板の組織サイズが大きくなりすぎるので、 750°C 以下（より好ましくは 730°C 以下、特に好ましくは 710°C 以下）とする。

[0066] [冷間圧延条件]

冷間圧延条件としては、冷間圧延率（以下、「冷延率」ともいう。）を 50% 超 80% 以下の範囲とするのがよい。

[0067] <冷延率： 50% 超 80% 以下>

冷延率を 50% 超（より好ましくは 55% 以上）とすることで、冷延時に強い加工を施すことで、表層部と内部に導入されるひずみ量をほぼ同等にすることができる。ただし、冷延率を高くしすぎると、冷延時の変形抵抗が高くなりすぎ、圧延速度が低下することによって生産性が極端に悪化するので、 80% 以下（より好ましくは 75% 以下）とする。

[0068] そして、上記冷間圧延後、引き続き、焼鈍、さらには焼戻しを行う。

[0069] [焼鈍条件]

焼鈍条件としては、 A_{c1} 以上 $(A_{c1} + A_{c3}) / 2$ 未満の焼鈍温度にて、 3600 s 以下の焼鈍保持時間だけ保持した後、焼鈍温度から、 730°C 以下 500°C 以上の第1冷却終了温度（徐冷終了温度）までを $1^{\circ}\text{C} / \text{s}$ 以

上 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満の第 1 冷却速度（徐冷速度）で徐冷した後、 M_s 点以下の第 2 冷却終了温度（急冷終了温度）までを $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の第 2 冷却速度（急冷速度）で急冷するのがよい。

[0070] $<A_{c1}$ 以上 $(A_{c1} + A_{c3})/2$ 未満の焼鈍温度にて、 3600 s 以下の焼鈍保持時間だけ保持 $>$

2 相域の低温側で均熱することで、サイズの揃った比較的大きめのフェライトと微細オーステナイトからなる組織を形成させるためである。

[0071] 焼鈍温度が A_{c1} 未満では、オーステナイトに変態せず、所定の 2 相組織が得られなくなり、一方、焼鈍温度が $(A_{c1} + A_{c3})/2$ 以上になると、表層部のフェライトが成長しすぎて、表層部と内部のフェライト分率および硬さの差異が過大になり、特性のばらつきが増加する。

[0072] また、焼鈍保持時間が 3600 s を超えると、生産性が極端に悪化するので好ましくない。焼鈍保持時間のより好ましい下限は 60 s である。加熱時間を長時間化することでさらにフェライト中の歪を除去することができる。

[0073] $<730^{\circ}\text{C}$ 以下 500°C 以上の第 1 冷却終了温度までを $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満の第 1 冷却速度で徐冷 $>$

肩落し冷却時に核生成するフェライトのサイズを上記 2 相域で生成したフェライトとほぼ同じサイズにするとともに、それらを合わせて面積率で $20\sim 50\%$ のフェライト組織を形成させることにより、伸びフランジ性を確保したまま伸びの改善が図れるためである。

[0074] 500°C 未満の温度または $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満の冷却速度ではフェライトが過剰に形成され、強度と伸びフランジ性が確保できなくなる。

[0075] $<M_s$ 点以下の第 2 冷却終了温度までを $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の第 2 冷却速度で急冷 $>$

冷却中にオーステナイトからフェライトが形成されることを抑制し、硬質第 2 相を得るためである。

[0076] M_s 点より高い温度で急冷を終了させたり、冷却速度が $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満になると、ベイナイトが過剰に形成されるようになり、鋼板の強度が確保でき

なくなる。

[0077] [焼戻し条件]

焼戻し条件としては、上記焼鈍冷却後の温度から焼戻し温度：300～500℃まで加熱し、300℃～焼戻し温度の温度範囲内に焼戻し保持時間：60～1200s滞在させた後、冷却すればよい。

[0078] 上記焼鈍時にフェライト中に濃化させた固溶Cを焼戻しを経てもフェライト中にそのまま残存させてフェライトの硬さを上昇させる一方、上記焼鈍時にフェライト中への固溶Cの濃化の反作用としてC含有量が低下した硬質第2相から、さらに焼戻しでCをセメンタイトとして析出させたり、微細なセメンタイト粒子を粗大化させたりして硬質第2相の硬さを低下させるためである。

[0079] 焼戻し温度が300℃未満、あるいは、焼戻し時間が60s未満では、表面と内部の加熱状態が不均一になり、表面と内部の硬さ差が大きくなることで特性ばらつきが大きくなる。一方、焼戻し温度が500℃超えると、硬質第2相が軟質化し過ぎて強度が確保できなくなる、もしくはセメンタイトが粗大化し過ぎて伸びフランジ性が劣化する。また、焼戻し時間が1200sを超えると、生産性が低下するため好ましくない。

[0080] 焼戻し温度のより好ましい範囲は320～480℃であり、焼戻し保持時間のより好ましい範囲は120～600sである。

[0081] 次に、前記課題2（曲げ性に優れた高強度冷延鋼板およびその製造方法を提供する）を解決した本願発明について説明する。

[0082] 曲げ加工時の割れの起点となるのは、主に軟質相と硬質相の界面である。そこで、曲げ性を向上させる手段の一つとして、軟質相と硬質相の硬さの差を小さくする方法が考えられる。

ただし、両相の硬さの差を小さくしても、軟質相と硬質相はそもそもの変形能が異なるため、単に両相の硬さの差を小さくするだけでは曲げ性の顕著な改善効果は得られない。

[0083] 本発明者らは、曲げ性を支配するのは、相の延性と周りの相からの変形の

拘束のバランスであると考えた。

すなわち、従来の高強度鋼板では、延性を担う軟質相の周りの硬質相が軟質相の変形を拘束するために、軟質相が十分に延性を発揮することができず、その結果、軟質相と硬質相の界面で剥離が発生し、十分な曲げ性が得られなかった。

[0084] そこで、この硬質相による軟質相の拘束を緩和するため、軟質相の割合を増加させ、硬質相を減少させることが考えられる。しかしながら、強度を確保するためには、ある程度の硬質相の存在が必要である。これらを両立させるため、鋼板表層部（以下、単に「表層部」ともいう。）と内部（中心部）とで軟質相の割合に傾斜をつけることとした。

[0085] 上記従来技術 5、6 では、焼鈍時に脱炭することで表面近傍の軟質相を増加させていたが、この方法では、表層部と内部の組織が極端に異なってしまうため、優れた曲げ性を得ることができない。

[0086] そこで、以下の方法で表層部と内部の軟質相の割合に傾斜をつけることとした。

まず、熱延仕上げ温度（巻取り温度）を高め（600～750℃）とすることで、熱延板表層部に粒界酸化を生じさせる。次に、酸洗でこの粒界酸化を除去することで、表面に凹凸が形成される。その後、冷間圧延することで、表面に凹凸が形成されている分、表面近傍により多くの歪が導入され、その結果として、表層部から内部にかけてひずみ分布を形成させることができる。ただし、冷延率が高すぎると上記凹凸による効果が得られず、均一にひずみが導入されてしまうので、冷延率は適正範囲（20～50%）にする必要がある。

[0087] ひずみが多く導入された表層部は、焼鈍加熱時にオーステナイト変態が促進されて多くのオーステナイトが核生成し、それらの微細オーステナイトの間に、細かいフェライトが残存する。さらに、均熱・徐冷時にも上記微細オーステナイトからより多くのフェライトが核生成する。

その結果、表層部では、フェライトが微細になり、かつフェライト分率も

内部に比べて増加させることができる。

[0088] このような組織を有する鋼板を曲げ加工すると、内部に比べて表層部ではより厳しい引張・圧縮変形を受けるが、軟質相の微細化かつ増加による効果によって、優れた曲げ性を示すこととなる。

[0089] そして、上記思考実験に基づき、後記〔実施例〕にて説明する実証試験を実施した結果、確証が得られたので、さらに検討を加え、本発明を完成するに至った。

[0090] 以下、まず発明鋼板を特徴づける組織について説明する。

〔発明鋼板の組織〕

上述したとおり、発明鋼板は、軟質第1相であるフェライトと、硬質第2相である焼戻しマルテンサイト等からなる複相組織をベースとするものであるが、特に、鋼板表面部と中心部のフェライト分率の差と、鋼板表面部のフェライト粒径が制御されている点を特徴とする。

[0091] <軟質第1相であるフェライト：面積率で20～50%>

フェライトー焼戻しマルテンサイト等の複相組織鋼では、変形は主として変形能の高いフェライトが受け持つ。そのため、フェライトー焼戻しマルテンサイト等の複相組織鋼の伸びは主としてフェライトの面積率で決定される。

目標とする伸びを確保するためには、フェライトの面積率は20%以上（好ましくは25%以上、さらに好ましくは30%以上）が必要である。ただし、フェライトが過剰になると強度が確保できなくなるので、フェライトの面積率は50%以下（好ましくは45%以下、さらに好ましくは40%以下）とする。

[0092] <鋼板表面から100 μ m深さまでの鋼板表層部のフェライトの面積率 $V_{\alpha s}$ と、 $t/4 \sim 3t/4$ （ t は板厚）の中心部のフェライトの面積率 $V_{\alpha c}$ との差 $\Delta V_{\alpha} = V_{\alpha s} - V_{\alpha c} : 10 \sim 50\%$ >

鋼板表層部のフェライトの面積率を内部より高くすることで、曲げ加工時に表層部に掛る引張・圧縮応力を緩和して曲げ性を改善するためである。鋼

板表層部と中心部のフェライトの面積率の差 ΔV_{α} が10%未満では、表層部に掛る引張・圧縮応力の緩和作用が十分に発揮されず、曲げ性の改善効果が得られない。一方、 ΔV_{α} が50%を超えると、フェライト結晶粒径が不均一になりやすく、曲げ性が劣化する。 ΔV_{α} の好ましい範囲は15～45%、さらに好ましい範囲は20～40%である。

ここで、鋼板表層部を鋼板表面から100 μm 深さまでの部分に限定したのは、100 μm を超える深さまでフェライトを増加させると、強度の確保が困難になるためである。

[0093] <前記鋼板表層部のフェライトの平均粒径：10 μm 以下>

鋼板表層部のフェライトを微細化することで、フェライト粒のサイズを均一にして曲げ性を改善するためである。鋼板表層部のフェライトの平均粒径が10 μm を超えると、曲げ性が劣化する。上記フェライトの平均粒径の好ましい範囲は9 μm 以下、さらに好ましい範囲は8 μm 以下である。

[0094] 以下、鋼板厚み全体における各相の面積率、鋼板表層部および中心部におけるフェライトの面積率、ならびに、鋼板表層部におけるフェライトの平均粒径の各測定方法について説明する。

[0095] [鋼板厚み全体における各相の面積率の測定方法]

まず、鋼板厚み全体における各相の面積率については、各供試鋼板を鏡面研磨し、3%ナイトール液で腐食して金属組織を顕出させた後、概略40 μm ×30 μm 領域5視野について倍率2000倍の走査型電子顕微鏡（SEM）像を観察し、点算法で1視野につき100点の測定を行って各フェライト粒の面積を求め、それらを合計してフェライトの面積を求めた。また、画像解析によってセメンタイトを含む領域を焼戻しマルテンサイトおよび／または焼戻しベイナイト（硬質第2相）とし、残りの領域を、残留オーステナイト、マルテンサイト、および、残留オーステナイトとマルテンサイトの混合組織とした。そして、各領域の面積比率より各相の面積率を算出した。

[0096] [鋼板表層部および中心部におけるフェライトの面積率]

また、中心部におけるフェライトの面積率については、 $t/4 \sim 3t/4$

(t は板厚) の範囲において、上記〔鋼板厚み全体における各相の面積率の測定方法〕と同様にして、フェライトの面積率を求めた。

一方、鋼板表層部におけるフェライトの面積率については、鋼板表面から深さ $30\ \mu\text{m}$ までの範囲において、概略 $30\ \mu\text{m} \times 40\ \mu\text{m}$ 領域 5 視野について上記〔鋼板厚み全体における各相の面積率の測定方法〕と同様にして、フェライトの面積率を求めた。

[0097] 〔鋼板表層部におけるフェライトの平均粒径の測定方法〕

上記鋼板表層部におけるフェライトの面積率の測定の際に測定した各フェライト粒の面積から円相当直径を算出して求めた。

次に、上記発明鋼板を得るための製造方法を以下に説明する。

[0098] 〔発明鋼板の製造方法〕

上記のような冷延鋼板を製造するには、まず、上記成分組成を有する鋼を溶製し、造塊または連続鑄造によりスラブとしてから熱間圧延を行い、酸洗してから冷間圧延を行う。

[0099] 〔熱間圧延条件〕

熱間圧延条件としては、仕上げ圧延の終了温度を A_{r3} 点以上に設定し、適宜冷却を行った後、 $600 \sim 750^\circ\text{C}$ の範囲で巻き取るのがよい。

[0100] <巻き取り温度： $600 \sim 750^\circ\text{C}$ >

巻き取り温度を高め、 600°C 以上（より好ましくは 610°C 以上）にすることで、熱延板表層部に粒界酸化を生じさせるためである。後段の酸洗でこの粒界酸化を除去することで表面に凹凸を形成した後、冷間圧延することで表面近傍により多くの歪を導入し、さらに焼鈍することで表層部のフェライトを微細化かつ増加させることができる。ただし、巻き取り温度を高くしすぎると、熱延板の組織サイズが大きくなりすぎるので、 750°C 以下（より好ましくは 700°C 以下）とする。

[0101] 〔冷間圧延条件〕

冷間圧延条件としては、冷間圧延率（以下、「冷延率」ともいう。）を $20 \sim 50\%$ の範囲とするのがよい。

[0102] <冷延率：20～50%>

冷延率を20%以上（より好ましくは30%以上）とすることで、酸洗で粒界酸化を除去して形成した鋼板表面の凹凸を利用して表面近傍により多くのひずみを導入するためである。ただし、冷延率を高くしすぎると、均一にひずみが導入されてしまうので、50%以下（より好ましくは45%以下）とする。

そして、上記冷間圧延後、引き続き、焼鈍、さらには焼戻しを行う。

[0103] [焼鈍条件]

焼鈍条件としては、 $(Ac1 + Ac3) / 2 \sim Ac3$ の焼鈍温度にて、3600 s以下の焼鈍保持時間だけ保持した後、焼鈍温度から、730℃以下500℃以上の第1冷却終了温度（徐冷終了温度）までを1℃/s以上50℃/s未満の第1冷却速度（徐冷速度）で徐冷した後、Ms点以下の第2冷却終了温度（急冷終了温度）までを50℃/s以上の第2冷却速度（急冷速度）で急冷するのがよい。

[0104] < $(Ac1 + Ac3) / 2 \sim Ac3$ の焼鈍温度にて、3600 s以下の焼鈍保持時間だけ保持>

2相域の高温側で保持することで、オーステナイトを核生成しやすくして、細かいフェライトを残存させるとともに、面積率50%以上の領域をオーステナイトに変態させることにより、その後の冷却時に十分な量の硬質第2相を変態生成させるためである。

焼鈍温度が $(Ac1 + Ac3) / 2$ 未満では、オーステナイト変態量が不十分であり、フェライトが粗大化しやすくなるため、延性が劣化する。一方、焼鈍温度が $Ac3$ を超えると、フェライトが粗大化し、表層と内部で分率の差をつけられなくなるので、延性が劣化する。

また、焼鈍保持時間が3600 sを超えると、生産性が極端に悪化するので好ましくない。焼鈍保持時間のより好ましい下限は60 sである。加熱時間を長時間化することでさらにフェライト中の歪を除去することができる。

[0105] <730℃以下500℃以上の第1冷却終了温度までを1℃/s以上50℃

／s未満の第1冷却速度で徐冷＞

肩落し冷却時に核生成するフェライトのサイズを上記2相域で生成したフェライトとほぼ同じサイズにするとともに、それらを合わせて面積率で20～50%のフェライト組織を形成させることにより、伸びフランジ性を確保したまま伸びの改善が図れるためである。

500℃未満の温度または1℃／s未満の冷却速度ではフェライトが過剰に形成され、強度と伸びフランジ性が確保できなくなる。

[0106] ＜Ms点以下の第2冷却終了温度までを50℃／s以上の第2冷却速度で急冷＞

冷却中にオーステナイトからフェライトが形成されることを抑制し、硬質第2相を得るためである。

Ms点より高い温度で急冷を終了させたり、冷却速度が50℃／s未満になると、ベイナイトが過剰に形成されるようになり、鋼板の強度が確保できなくなる。

[0107] [焼戻し条件]

引張強度980MPa以上を確保するためには、焼戻し温度を500℃以下にする。また、焼戻し温度が低いと強度が高くなるが、伸びや穴拡げ率（伸びフランジ性）が低下するため、焼戻し温度を300℃以上にする。また、その際の焼戻し保持時間については60～1200sとし、その後、冷却すればよい。

[0108] なお、前記課題2を解決した本願発明の鋼板を構成する成分組成については、前記課題1を解決した本願発明の高強度冷延鋼板と同様である。

実施例

[0109] [実施例1]：前記課題1を解決した本願発明に係る実施例

下記表1および表2に示すように種々の成分の鋼を溶製し、厚さ120mmのインゴットを作成した。これを熱間圧延で厚さ25mmにした後、下記表3～5に示す種々の製造条件で、再度の熱間圧延で厚さ3.2mmとし、これを酸洗した後、さらに厚さ1.6mmに冷間圧延し、その後熱処理を施

した。

[0110] なお、表1中のAc1およびAc3は下記式1および式2を用いて求めた（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）。

[0111] 式1： $Ac1 (^{\circ}C) = 723 + 29.1 [Si] - 10.7 [Mn] + 16.9 [Cr] - 16.9 [Ni]$

式2： $Ac3 (^{\circ}C) = 910 - 203\sqrt{[C]} + 44.7 [Si] + 31.5 [Mo] - 15.2 [Ni]$

ただし、[] は、各元素の含有量（質量%）を示す。

[0112] [表1]

鋼種	化学成分 (mass%) [残部:Feおよび不可避免的不純物]								Ac1 ($^{\circ}C$)	Ac3 ($^{\circ}C$)	(Ac1+ Ac3)/2 ($^{\circ}C$)
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	その他			
1	0.19	1.22	0.85	0.004	0.002	0.046	0.0042	—	749	876	813
2	0.18	1.40	1.83	0.003	0.004	0.044	0.0045	—	744	886	815
3	0.17	3.08	1.50	0.002	0.006	0.047	0.0041	—	797	964	880
4	0.15	0.78	1.84	0.002	0.012	0.089	0.0052	Ca:0.0010, REM:0.0005	726	866	796
5	0.20	1.26	1.92	0.003	0.004	0.042	0.0036	Ni:0.38, Ca:0.0004	733	870	801
6	0.33	1.20	1.60	0.002	0.004	0.044	0.0043	—	741	847	794
7	0.18	1.16	1.52	0.035	0.004	0.039	0.0015	Cu:0.61, Ca:0.0007	740	876	808
8	0.20	1.22	2.55	0.005	0.004	0.035	0.0047	Ca:0.0010	731	874	802
9	0.21	1.31	3.89	0.008	0.001	0.047	0.0049	Ca:0.0012	719	876	798
10	0.13	1.68	1.42	0.003	0.004	0.039	0.0043	Cu:0.95	757	912	834
11	0.19	1.26	2.07	0.001	0.010	0.035	0.0044	Ni:0.06, Li:0.0004	737	877	807
12	0.17	0.56	2.09	0.002	0.004	0.037	0.0041	Ca:0.0016	717	851	784
13	0.18	1.89	1.61	0.001	0.001	0.053	0.0027	Mg:0.0003	761	908	835
14	0.20	1.32	0.08	0.002	0.004	0.065	0.0072	—	760	878	819
15	0.23	1.35	5.44	0.001	0.002	0.043	0.0063	—	704	873	789
16	0.04	1.31	1.80	0.007	0.001	0.025	0.0030	—	742	928	835
17	0.09	1.27	1.57	0.002	0.003	0.036	0.0045	Mo:0.65, Ca:0.0005, Mg:0.0018, Li:0.0024	743	926	835
18	0.28	0.95	2.14	0.003	0.016	0.039	0.0042	—	728	845	786
19	0.26	1.30	1.80	0.001	0.001	0.035	0.0046	—	742	865	803
20	0.21	1.17	1.81	0.003	0.008	0.031	0.0028	Ni:0.64, Ca:0.0006	727	860	793
21	0.20	1.19	1.54	0.001	0.004	0.046	0.0032	—	741	872	807
22	0.19	1.19	0.41	0.003	0.003	0.043	0.0054	Ca:0.0003	753	875	814
23	0.21	1.37	1.42	0.010	0.002	0.032	0.0041	Mg:0.0014	748	878	813
24	0.19	1.38	1.37	0.002	0.001	0.012	0.0049	Cr:0.08, Li:0.0018	750	883	817
25	0.22	1.23	1.84	0.002	0.003	0.046	0.0049	—	739	870	804
26	0.15	1.43	1.72	0.002	0.002	0.037	0.0039	—	746	895	821

（下線：本願発明の範囲外、—：検出限界未満）

[0113]

[表2]

(表 1 の続き)

鋼種	化学成分 (mass%) [残部:Fe および不可避免の不純物]								Ac1 (°C)	Ac3 (°C)	(Ac1+ Ac3)/2 (°C)
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	その他			
27	0.21	1.37	1.57	0.018	0.005	0.040	0.0084	—	746	878	812
28	0.16	1.42	1.60	0.003	0.002	0.044	0.0043	—	747	892	820
29	0.16	1.29	1.61	0.003	0.001	0.039	0.0032	Mo:0.09	743	889	816
30	0.17	1.20	2.12	0.001	0.002	0.032	0.0054	Ca:0.0008	735	880	808
31	0.16	1.33	2.13	0.014	0.005	0.038	0.0029	Ca:0.0009, REM:0.0012	739	888	814
32	0.18	0.09	1.97	0.003	0.002	0.043	0.0032	Mo:0.81, Ca:0.0007	705	853	779
33	0.17	1.28	0.59	0.001	0.019	0.036	0.0048	Cu:0.15, Ca:0.0006	754	884	819
34	0.20	1.29	1.87	0.003	0.005	0.079	0.0033	Ca:0.0008	741	877	809
35	0.17	1.23	1.86	0.003	0.001	0.037	0.0083	Mo:0.26	739	889	814
36	0.15	1.26	2.08	0.001	0.002	0.037	0.0037	Ca:0.0004	737	888	813
37	0.18	1.27	1.17	0.002	0.001	0.032	0.0048	—	747	881	814
38	0.24	2.73	1.48	0.006	0.005	0.034	0.0008	Cr:0.29, Ca:0.0012	792	933	862
39	0.16	1.33	1.88	0.002	0.006	0.041	0.0039	Ca:0.0007	742	888	815
40	0.18	2.07	3.91	0.025	0.005	0.033	0.0041	Cr:0.83, Ca:0.0014	755	916	836

(下線: 本願発明の範囲外、—: 検出限界未満)

[0114]

[表3]

製造 No.	熱延条件	冷延条件	焼鈍条件						焼戻条件	
	巻取温度 (°C)	冷延率 (%)	焼鈍 温度 (°C)	焼鈍 保持 時間 (s)	徐冷 速度 (°C/s)	徐冷 終了 温度 (°C)	急冷 速度 (°C/s)	急冷 終了 温度 (°C)	焼戻 温度 (°C)	焼戻 保持 時間 (s)
1	650	70	800	120	10	600	75	60	450	300
2	700	70	800	120	10	600	75	60	450	300
3	<u>500</u>	70	800	120	10	600	75	60	400	300
4	<u>500</u>	60	800	120	10	600	75	60	425	300
5	<u>500</u>	70	775	120	10	600	75	60	450	300
6	625	70	800	120	10	600	75	60	450	300
7	700	70	800	120	10	600	75	60	450	300
8	700	75	800	120	10	600	75	60	450	300
9	700	70	775	120	10	600	75	60	450	300
10	650	70	<u>825</u>	120	10	600	75	60	450	300
11	650	70	<u>900</u>	120	10	600	75	60	450	300
12	<u>800</u>	70	800	120	10	600	75	60	450	300
13	650	<u>50</u>	800	120	10	600	75	60	450	300
14	650	70	800	90	10	600	75	60	450	300
15	650	70	800	900	10	600	75	60	450	300
16	650	70	800	120	<u>0.5</u>	600	75	60	450	300
17	650	70	800	120	5	600	75	60	450	300
18	650	70	800	120	20	600	75	60	450	300
19	650	70	800	120	10	<u>450</u>	75	60	450	300
20	650	70	800	120	10	550	75	60	450	300
21	650	70	800	120	10	<u>750</u>	75	60	450	300
22	650	70	800	120	10	600	<u>15</u>	60	450	300
23	650	70	800	120	10	600	150	60	450	300
24	650	70	800	120	10	600	75	<u>300</u>	450	300
25	650	70	800	120	10	600	75	10	450	300
26	650	70	800	120	10	600	75	60	<u>250</u>	300
27	650	70	800	120	10	600	75	60	350	300
28	650	70	800	120	10	600	75	60	<u>550</u>	300
29	650	70	800	120	10	600	75	60	450	90
30	650	70	800	120	10	600	75	60	450	900

(下線：本願発明の範囲外)

[0115]

[表4]

(表 3 の続き)

製造 No.	熱延条件	冷延条件	焼鈍条件						焼戻条件	
	巻取温度 (°C)	冷延率 (%)	焼鈍 温度 (°C)	焼鈍 保持 時間 (s)	徐冷 速度 (°C/s)	徐冷 終了 温度 (°C)	急冷 速度 (°C/s)	急冷 終了 温度 (°C)	焼戻 温度 (°C)	焼戻 保持 時間 (s)
31	650	70	800	120	10	600	75	60	450	300
32	650	70	800	120	10	600	75	60	400	300
33	650	60	800	120	10	600	75	60	425	300
34	650	70	800	120	10	600	75	60	450	300
35	650	70	775	120	10	600	75	60	450	300
36	650	70	775	120	10	600	75	60	450	300
37	650	70	800	120	10	600	75	60	450	300
38	650	70	800	120	10	650	75	60	450	300
39	650	70	800	120	10	600	75	60	450	300
40	700	75	800	120	10	600	75	60	450	300
41	650	70	800	120	10	625	75	60	450	300
42	650	70	775	120	10	600	75	60	450	300
43	650	70	825	120	10	600	75	60	400	300
44	700	65	800	120	10	600	75	35	375	300
45	650	70	800	120	10	600	75	60	450	300
46	650	65	800	120	10	600	75	60	475	300
47	650	70	775	120	10	600	75	60	450	300
48	650	65	775	240	10	600	75	60	425	450
49	650	70	825	120	10	600	75	60	450	300
50	650	65	800	120	20	600	75	30	450	300
51	650	70	800	120	10	600	75	60	450	300
52	650	70	775	120	10	600	75	60	450	300
53	650	70	825	120	10	600	75	60	450	300
54	750	70	825	120	10	600	75	60	350	300
55	750	75	825	120	10	625	75	60	375	300
56	650	70	775	120	10	600	75	60	475	300
57	700	65	775	150	8	600	75	60	475	300
58	650	70	800	120	10	600	100	60	375	300
59	650	70	800	120	10	625	75	60	400	250
60	700	70	775	120	10	600	75	60	450	300

(下線：本願発明の範囲外)

[0116]

[表5]

(表 4 の続き)

製造 No.	熱延条件	冷延条件	焼鈍条件						焼戻条件	
	巻取温度 (°C)	冷延率 (%)	焼鈍 温度 (°C)	焼鈍 保持 時間 (s)	徐冷 速度 (°C/s)	徐冷 終了 温度 (°C)	急冷 速度 (°C/s)	急冷 終了 温度 (°C)	焼戻 温度 (°C)	焼戻 保持 時間 (s)
61	650	65	800	120	10	600	75	60	450	300
62	650	70	800	180	10	600	75	60	450	300
63	650	70	800	120	20	600	75	60	450	300
64	650	70	800	120	10	625	75	60	450	300
65	650	70	800	120	10	600	120	60	475	300
66	650	70	800	120	10	600	75	45	400	300
67	650	70	800	120	10	600	75	60	450	300
68	650	70	800	120	10	600	75	60	375	250
69	650	70	800	120	10	600	75	60	400	300
70	650	55	800	120	10	600	75	60	450	300
71	650	70	775	120	10	600	75	60	425	300
72	650	70	775	90	10	600	75	60	450	300
73	650	70	800	120	8	600	75	60	450	300
74	650	70	800	120	10	575	75	60	475	300
75	650	70	800	120	10	600	60	60	450	300
76	650	70	800	120	10	600	75	80	425	300
77	650	70	800	120	10	600	75	60	475	300
78	650	70	850	120	10	600	75	60	450	350
79	650	70	775	120	10	625	75	60	425	300
80	650	70	825	120	10	575	75	60	450	300

(下線：本願発明の範囲外)

[0117] 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、鋼板厚み全体における各相の面積率、鋼板表層部および中心部におけるフェライトの面積率、ならびに、鋼板表層部および中心部における硬さを測定した。

[0118] また、上記熱処理後の各鋼板について、引張強度 TS 、伸び EL 、および、伸びフランジ性 λ を測定することにより、各鋼板の特性を評価した。

[0119] 具体的には、熱処理後の鋼板の特性は、 $TS \geq 980 \text{ MPa}$ 、 $EL \geq 13\%$ 、 $\lambda \geq 40\%$ の全てを満たすものを合格 (○) とし、それ以外のものを不合格 (×) とした。

[0120] また、熱処理後の鋼板の特性の安定性は、同一鋼種の供試材に対して、製造条件を実機の製造条件の最大変動範囲内で変化させて熱処理を行い、 TS の変化幅 $\Delta TS \leq 200 \text{ MPa}$ 、 EL の変化幅 $\Delta EL \leq 2\%$ 、 λ の変化幅 Δ

$\lambda \leq 20\%$ の全てを満たすものを合格（○）とし、それ以外のものを不合格（×）とした。

[0121] なお、引張強度TSと伸びELは、圧延方向と直角方向に長軸をとってJIS Z 2201に記載の5号試験片を作成し、JIS Z 2241に従って測定を行った。

[0122] また、伸びフランジ性 λ は、鉄連規格JFST1001に則り、穴拡げ試験を実施して穴拡げ率の測定を行い、これを伸びフランジ性とした。

[0123] 測定結果を表6～9に示す。

[0124] これらの表より、鋼No. 1A～2A、6A～9A、32A～35A、37A～50A、54A～60Aは、本願発明の要件を全て満たす発明鋼である。いずれの発明例も、機械的特性の絶対値に優れるのみならず、機械的特性のばらつきが抑制された均質な冷延鋼板が得られていることがわかる。

[0125] また、鋼No. 14A、15A、17A、18A、20A、23A、25A、27A、29A、30A、61A～80Aも、本願発明の要件を全て満たしている。これらの鋼板は、機械的特性の絶対値に優れることは確認済みであるが、機械的特性のばらつきの評価については未実施である。しかしながら、機械的特性のばらつきも上記発明鋼と同じく合格レベルにあることが類推される。

[0126] これに対して、本願発明の要件のいずれかを満たさない比較鋼は、それぞれ以下のような不具合を有している。

[0127] 鋼No. 3A～5Aは、巻取り温度が低すぎるため、巻取り後の熱延板組織にベイナイトが生成しやすい。また、冷延率も通常より高いため、焼鈍加熱時に表層部のベイナイトは分解しやすく、フェライト分率が変化しやすい。その結果、内部（中心部）とのフェライト分率と硬さの差異が大きくなり、特性は満足するものの、引張強度TSのばらつきが大きくなり合格基準に達していない。

[0128] 鋼No. 10A、11Aは、焼鈍温度が高すぎるため、脱炭に伴う表層部のフェライト分率が増加し、表層部と内部のフェライト分率の差異が大きく

なり、特性は満足するものの、伸びE Lのばらつきが大きくなり合格基準に達していない。

[0129] 鋼N o. 1 2 Aは、鋼N o. 3 A～5 Aとは逆に、巻取り温度が高すぎるため、表層部のフェライトが成長しすぎる。その結果、内部（中心部）とのフェライト分率と硬さの差異が大きくなり、特性は満足するものの、伸びE Lのばらつきが大きくなり合格基準に達していない。

[0130] 鋼N o. 1 3 Aは、冷延率が低すぎるため、表層部と内部のフェライト分率と硬さの差異が大きくなり、特性は満足するものの、伸びE Lのばらつきが大きくなり合格基準に達していない。

[0131] 鋼N o. 1 6 Aは、徐冷速度が低すぎるため、表層部、内部ともにフェライトが成長しすぎて、鋼板全体組織のフェライト分率が過大になり、引張強度T Sが確保できない。

[0132] 鋼N o. 1 9 Aは、徐冷終了温度が低すぎるため、フェライトが生成すぎてフェライト分率が過剰になり、引張強度T Sが確保できない。

[0133] 一方、鋼N o. 2 1 Aは、徐冷終了温度が高すぎるため、フェライトが十分に生成せず鋼板全体組織のフェライト分率が不足し、伸びE Lが確保できない。

[0134] 鋼N o. 2 2 Aは、急冷速度が低すぎるため、他の組織（主に残留オーステナイト）が生成してしまい、伸びフランジ性λが確保できない。

[0135] 鋼N o. 2 4 Aは、急冷終了温度が高すぎるため、他の組織（主に残留オーステナイト）が生成してしまい、伸びフランジ性λが確保できない。

[0136] 鋼N o. 2 6 Aは、焼戻し温度が低すぎるため、硬質第2相の硬さが高くなり、鋼板全体組織が硬くなりすぎて、組織中の強度の不均一さが増加してしまい、伸びE L、伸びフランジ性λが確保できない。

[0137] 一方、鋼N o. 2 8 Aは、焼戻し温度が高すぎるため、特に表層部の硬質第2相が軟質化されすぎ、引張強度T Sが確保できない。

[0138] 鋼N o. 3 1 Aは、S i量が多すぎるため、フェライトが固溶強化されすぎて延性が損なわれ、伸びE L、伸びフランジ性λが確保できない。

- [0139] 鋼No. 36Aは、C量が多すぎるため、フェライト変態の抑制、焼入れ性の上昇などにより、フェライト分率が不足し、伸びEL、伸びフランジ性λが確保できない。
- [0140] 鋼No. 51Aは、Mn量が少なすぎるため、フェライトの固溶強化が不足し、引張強度TSが確保できない。
- [0141] 一方、鋼No. 52Aは、Mn量が多すぎるため、フェライト変態の抑制、焼入れ性の上昇などにより、フェライト分率が不足し、伸びEL、伸びフランジ性λが確保できない。
- [0142] 鋼No. 53Aは、鋼No. 36Aとは逆に、C量が少なすぎるため、フェライト分率が過剰になり、引張強度TSが確保できない。
- [0143] ちなみに、発明鋼（鋼No. 6A）と比較鋼（鋼No. 10A）の、表層部と中心部における組織の異同を図1に例示する。同図は光学顕微鏡観察の結果であり、無地の白っぽい領域がフェライトあり、黒っぽい領域が硬質第2相である。同図から明らかなように、比較鋼では、表層部のフェライト分率は中心部のそれよりかなり高くなっているのに対し、発明鋼では、表層部のフェライト分率は中心部のそれとほぼ同程度であるのが認められる。
- [0144]

[表6]

鋼 No.	鋼 種	製 造 No.	表層部組織				中心部組織			全体組織の面積率				機械的特性				機械的特性のばらつき			
			α 面積率 $V\alpha s$ (%)	$\Delta V\alpha$ $=V\alpha s$ $-V\alpha c$ (%)	硬さ Hvs (Hv)	RHv $=Hvs$ $/Hvc$ (Hv)	α 面積率 $V\alpha c$ (%)	硬さ Hvc (Hv)	α (%)	硬質 第2相 (%)	他の 組織 (%)	TS (MPa)	EL (%)	λ (%)	評 価	ΔTS (MPa)	ΔEL (%)	$\Delta \lambda$ (%)	評 価		
1A	1	1	48	8	269	0.77	40	350	40	60	0	1009	14.4	46.7	○	3	1.2	4.8	○		
2A		2	45	7	273	0.77	38	355	38	62	0	1006	13.2	51.5	○						
3A	27	3	52	15	264	0.74	37	357	37	63	0	1195	13.2	45.8	○	210	1.8	1.1	×		
4A		4	56	17	258	0.73	39	352	39	61	0	985	15.0	46.9	○						
5A		5	51	14	265	0.74	37	357	37	63	0	1027	15.0	46.0	○						
6A		6	43	6	275	0.77	37	357	37	63	0	1074	13.7	44.6	○						
7A	27	7	41	5	278	0.77	36	360	36	64	0	1139	13.9	51.3	○	38	1.6	7.8	○		
8A		8	40	4	279	0.78	36	360	36	64	0	1042	13.0	52.4	○						
9A		9	43	5	275	0.77	38	355	38	62	0	1077	14.6	46.2	○						
10A		10	53	15	262	0.74	38	355	38	62	0	995	15.5	56.9	○						
11A	27	11	81	22	261	0.75	39	350	39	61	0	1059	13.7	49.6	○	111	2.4	16.7	×		
12A		12	63	26	249	0.70	37	357	37	63	0	1106	13.1	40.2	○						
13A		13	66	26	245	0.70	40	350	40	60	0	1013	14.2	47.4	○						
14A		14	38	2	282	0.78	36	360	36	64	0	1117	13.6	44.9	○						
15A	27	15	45	5	273	0.78	40	350	40	60	0	1016	14.7	45.5	○	—	—	—	—		
16A	27	16	80	25	227	0.73	55	312	55	45	0	911	17.0	61.4	×	—	—	—	—		
17A	27	17	45	3	273	0.79	42	345	42	58	0	1047	14.8	43.1	○	—	—	—	—		
18A	27	18	40	4	279	0.78	36	360	36	64	0	1092	13.5	47.1	○	—	—	—	—		
19A	27	19	78	24	229	0.73	54	315	54	46	0	968	15.7	48.0	×	—	—	—	—		
20A	27	20	51	6	265	0.79	45	337	45	55	0	1001	14.0	44.9	○	—	—	—	—		

(下線：本願発明の範囲外，－：未評価、 α ：フェライト、他の組織：残留オーステナイト+マルテンサイト)

[表7]

(表6の続き)

鋼 No.	鋼 種	製 造 No.	表層部組織				中心部組織			全体組織の面積率				機械的特性				機械的特性のばらつき			
			α 面積率 Vαs (%)	ΔVα =Vαs - Vαc (%)	硬さ Hvs (Hv)	RHv =Hvs /Hvc	α 面積率 Vαc (%)	硬さ Hvc (Hv)	α (%)	硬質 第2相 (%)	他の 組織 (%)	TS (MPa)	EL (%)	λ (%)	評 価	ΔTS (MPa)	ΔEL (%)	Δλ (%)	評 価		
21A	27	21	20	3	306	0.81	17	377	17	83	0	1248	12.4	55.5	×	—	—	—			
22A	27	22	39	2	281	0.83	37	340	37	56	7	1026	16.4	21.1	×	—	—	—			
23A	27	23	41	5	278	0.77	36	360	36	64	0	1121	15.0	48.3	○	—	—	—			
24A	27	24	42	4	277	0.85	38	327	38	51	11	999	17.2	23.7	×	—	—	—			
25A	27	25	40	4	279	0.78	36	360	36	64	0	1121	14.4	46.8	○	—	—	—			
26A	27	26	40	3	324	0.74	37	440	37	63	0	1390	12.1	32.0	×	58	2.1	14			
27A	27	27	40	2	336	0.88	38	384	38	62	0	1192	13.1	45.2	○	—	—	—			
28A	27	28	40	3	223	0.73	37	306	37	63	0	959	16.1	50.8	×	—	—	—			
29A	27	29	41	2	281	0.80	39	352	39	61	0	1090	14.3	48.5	○	—	—	—			
30A	27	30	40	2	279	0.79	38	355	38	62	0	1056	13.8	47.6	○	—	—	—			
31A	3	31	43	4	275	0.78	39	352	39	61	0	974	16.6	40.2	×	—	—	—			
32A	4	32	44	3	297	0.78	41	380	41	59	0	1166	13.8	43.1	○	1	0.3	1.8			
33A		33	48	8	279	0.76	40	365	40	60	0	1165	13.5	44.9	○	—	—	—			
34A	5	34	41	6	278	0.77	35	362	35	65	0	1179	13.4	44.3	○	52	0.3	2.0			
35A		35	41	5	278	0.77	36	360	36	64	0	1131	13.7	46.3	○	—	—	—			
36A	6	36	18	2	308	0.81	16	379	16	84	0	1114	12.5	36.6	×	—	—	—			
37A	7	37	42	3	277	0.79	39	352	39	61	0	1140	13.2	46.4	○	11	0.1	5.1			
38A		38	44	5	274	0.78	39	352	39	61	0	1129	13.1	51.5	○	—	—	—			
39A	8	39	42	4	277	0.78	38	355	38	62	0	1059	13.4	43.9	○	46	0.1	0.4			
40A		40	40	4	279	0.78	36	360	36	64	0	1013	13.5	43.5	○	—	—	—			

(下線：本願発明の範囲外，—：未評価、 α ：フェライト，他の組織：残留オーステナイト+マルテンサイト)

[表8]

(表7の続き)

鋼 No.	鋼 種 No.	表層部組織				中心部組織				全体組織の面積率				機械的特性				機械的特性のばらつき			
		α 面積率 V α s (%)	Δ V α = V α s - V α c (%)	硬さ Hvs (Hv)	RHv =Hvs /Hvc (%)	α 面積率 V α c (%)	硬さ Hvc (Hv)	硬質 第2相 (%)	他の 組織 (%)	TS (MPa)	EL (%)	λ (%)	評 価	Δ TS (MPa)	Δ EL (%)	Δ λ (%)	評 価				
41A	9	41	4	278	0.78	37	357	40	60	0	981	15.6	52.1	○	34	1.4	1.2	○			
42A		42	4	278	0.78	37	357	38	62	0	1015	14.2	50.9	○							
43A	10	43	5	289	0.78	44	371	37	63	0	1257	13.0	44.7	○	51	0.2	2.2	○			
44A		44	4	305	0.80	43	383	39	61	0	1206	13.2	46.9	○							
45A	11	45	4	277	0.78	38	355	37	63	0	1130	13.4	48.7	○	84	1.2	1.1	○			
46A		46	4	264	0.78	39	338	37	63	0	1046	14.6	49.8	○							
47A	12	47	3	273	0.79	42	345	36	64	0	1088	13.7	50.6	○	82	1.5	1.7	○			
48A		48	4	285	0.80	43	357	36	64	0	1006	15.2	48.9	○							
49A	13	49	5	273	0.78	40	350	38	62	0	999	14.1	48.6	○	14	0.2	0.1	○			
50A		50	4	272	0.79	42	345	38	62	0	985	14.3	48.7	○							
51A	14	51	5	260	0.79	48	330	39	61	0	781	18.0	45.0	×	—	—	—	—			
52A	15	52	18	2	308	0.82	16	375	37	63	0	1071	11.6	35.9	×	—	—	—	—		
53A	16	53	94	2	208	0.95	92	220	40	60	0	639	28.1	67.8	×	—	—	—	—		
54A	17	54	49	4	316	0.84	45	378	36	64	0	1181	14.4	48.0	○	61	0.3	5.0	○		
55A		55	47	4	305	0.80	43	383	40	60	0	1120	14.7	43.0	○						
56A	18	56	31	6	279	0.76	25	369	55	45	0	1118	13.5	46.6	○	15	1.0	1.0	○		
57A		57	30	4	280	0.76	26	367	42	58	0	1103	14.5	45.6	○						
58A	19	58	32	4	335	0.87	28	384	36	64	0	1131	14.7	42.3	○	26	1.3	9.8	○		
59A		59	35	6	313	0.83	29	377	54	46	0	1157	13.4	52.1	○						
60A	20	60	30	4	293	0.78	26	374	45	55	0	1102	14.3	50.0	○	—	—	—	—		

(下線：本願発明の範囲外，—：未評価、 α ：フィライト，他の組織：残留オーステナイト+マルテンサイト)

[表9]

【表9】
(表8の続き)

鋼 No.	製 造 種 No.	表層部組織			中心部組織			全体組織の面積率				機械的特性			機械的特性のばらつき			
		α 面積率 $V_{\alpha s}$ (%)	ΔV_{α} $=V_{\alpha s}$ $-V_{\alpha c}$ (%)	硬さ Hvs (Hv)	RHv $=Hvs$ $/Hvc$ (Hv)	α 面積率 $V_{\alpha c}$ (%)	硬さ Hvc (Hv)	α (%)	硬質 第2相 (%)	他の 組織 (%)	TS (MPa)	EL (%)	λ (%)	評 価	ΔTS (MPa)	ΔEL (%)	$\Delta \lambda$ (%)	評 価
61A	21	32	5	290	0.78	27	372	27	73	0	1087	13.4	42.2	○	—	—	—	—
62A	22	37	5	283	0.79	32	359	32	68	0	1019	13.4	45.5	○	—	—	—	—
63A	23	34	4	287	0.77	30	374	30	70	0	1097	13.9	47.2	○	—	—	—	—
64A	24	35	3	286	0.78	32	369	32	68	0	1033	14.1	45.2	○	—	—	—	—
65A	25	34	5	276	0.77	29	360	29	71	0	1087	13.1	49.1	○	—	—	—	—
66A	26	46	4	294	0.78	42	377	42	58	0	1161	13.5	44.9	○	—	—	—	—
67A	27	33	3	289	0.77	30	374	30	70	0	1141	13.4	48.7	○	—	—	—	—
68A	28	45	5	309	0.81	40	383	40	60	0	1137	13.1	48.5	○	—	—	—	—
69A	29	49	8	289	0.76	41	380	41	59	0	1117	13.4	47.7	○	—	—	—	—
70A	30	45	8	273	0.76	37	357	37	63	0	1013	13.3	43.7	○	—	—	—	—
71A	31	46	3	282	0.79	43	357	43	57	0	1113	15.6	49.4	○	—	—	—	—
72A	32	43	3	275	0.79	40	350	40	60	0	1194	14.9	44.8	○	—	—	—	—
73A	33	43	5	275	0.77	38	355	38	62	0	1045	13.1	47.9	○	—	—	—	—
74A	34	42	3	267	0.79	39	338	39	61	0	1073	15.9	50.3	○	—	—	—	—
75A	35	45	5	273	0.78	40	350	40	60	0	1093	13.0	43.7	○	—	—	—	—
76A	36	46	3	282	0.79	43	357	43	57	0	1128	15.1	44.9	○	—	—	—	—
77A	37	40	2	269	0.79	38	340	38	62	0	1087	14.3	47.1	○	—	—	—	—
78A	38	24	2	300	0.78	22	384	22	78	0	1158	13.6	45.5	○	—	—	—	—
79A	39	45	4	284	0.78	41	363	41	59	0	1018	14.2	48.5	○	—	—	—	—
80A	40	43	5	275	0.77	38	355	38	62	0	1031	13.5	45.0	○	—	—	—	—

(下線：本願発明の範囲外、—：未評価、 α ：フェライト、他の組織：残留オーステナイト+マルテンサイト)

[0148] [実施例2]：前記課題2を解決した本願発明に係る実施例

下記表10および表11に示すように種々の成分の鋼を溶製し、厚さ12

0 mmのインゴットを作成した。これを熱間圧延で厚さ25 mmにした後、下記表12および表13に示す種々の製造条件で、再度の熱間圧延で厚さ3.2 mmとし、これを酸洗した後、さらに厚さ1.6 mmに冷間圧延し、その後熱処理を施した。

なお、表10中のAc1およびAc3の値は前記実施例1と同様の式にて求めたものである。

[0149] [表10]

鋼種	化学成分 (mass%) [残部:Fe および不可避免的不純物]								Ac1 (°C)	Ac3 (°C)	(Ac1+ Ac3)/2 (°C)
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	その他			
101	0.18	1.43	1.48	0.035	0.002	0.039	0.0084	Ca:0.0008	749	888	818
102	0.13	1.29	1.84	0.002	0.004	0.079	0.0042	Ca:0.0011	741	894	818
103	0.17	1.38	2.08	0.003	0.002	0.040	0.0049	—	741	888	814
104	0.18	1.37	1.86	0.002	0.001	0.036	0.0049	Mg:0.0015	743	885	814
105	0.17	1.30	2.07	0.003	0.002	0.035	0.0032	Ni:0.08	737	883	810
106	0.15	1.22	1.60	0.003	0.008	0.035	0.0045	Mo:0.74, Ca:0.0004	741	909	825
107	0.16	1.20	1.88	0.005	0.018	0.032	0.0043	Cu:0.09, Ca:0.0009	738	882	810
108	0.10	0.78	1.37	0.002	0.001	0.039	0.0045	—	731	881	806
109	0.15	1.33	1.57	0.002	0.006	0.037	0.0039	Ca:0.0007	745	891	818
110	0.27	1.89	0.59	0.004	0.002	0.043	0.0054	Cu:0.52	772	889	830
111	0.19	1.33	3.91	0.008	0.006	0.038	0.0032	Ca:0.0007	720	881	800
112	0.15	1.27	5.24	0.002	0.001	0.012	0.0048	—	704	888	796
113	0.16	1.26	1.84	0.002	0.003	0.035	0.0072	—	740	885	813
114	0.13	1.40	1.92	0.001	0.004	0.037	0.0041	Ca:0.0003, Li:0.0009	743	899	821
115	0.17	1.29	0.38	0.010	0.004	0.042	0.0041	Mo:0.55, Ca:0.0011	756	901	829
116	0.17	1.31	1.61	0.001	0.004	0.037	0.0042	Ni:0.36, Ca:0.0005	738	879	809
117	0.07	0.56	1.97	0.001	0.001	0.065	0.0032	REM:0.0006	718	881	800
118	0.12	1.20	1.72	0.018	0.015	0.047	0.0063	Ca:0.0008	740	893	816
119	0.34	1.37	1.81	0.001	0.001	0.047	0.0043	—	744	853	798
120	0.16	1.23	1.17	0.002	0.005	0.044	0.0039	Li:0.0021	746	884	815
121	0.24	2.52	1.80	0.006	0.005	0.046	0.0008	Cr:0.26, Ca:0.0012	781	923	852
122	0.16	1.22	1.80	0.003	0.004	0.046	0.0049	Cr:0.07, Ca:0.0006	740	883	812
123	0.11	0.95	1.42	0.002	0.003	0.039	0.0047	Ca:0.0009, REM:0.0013	735	885	810
124	0.15	1.42	1.54	0.003	0.004	0.092	0.0044	Cu:0.88, Ni:0.56, Ca:0.0008	738	886	812
125	0.15	1.17	2.09	0.001	0.005	0.031	0.0048	—	735	884	809
126	0.20	1.68	2.12	0.014	0.003	0.053	0.0046	—	749	894	822

(下線: 本願発明の範囲外、—: 検出限界未満)

[0150]

[表11]

(表 10 の続き)

鋼種	化学成分 (mass%) [残部:Fe および不可避免の不純物]								Ac1 (°C)	Ac3 (°C)	(Ac1+ Ac3)/2 (°C)
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	その他			
127	0.14	1.31	1.52	0.001	0.004	0.034	0.0043	—	745	893	819
128	0.17	2.07	2.14	0.023	0.005	0.033	0.0041	Cr:0.69, Ca:0.0014	772	919	845
129	0.18	3.19	1.42	0.002	0.002	0.044	0.0027	—	801	966	884
130	0.23	1.19	1.87	0.002	0.002	0.025	0.0041	—	738	866	802
131	0.13	1.27	2.55	0.007	0.010	0.041	0.0015	Li:0.0005	733	894	813
132	0.14	1.16	1.57	0.003	0.001	0.039	0.0030	—	740	886	813
133	0.18	1.28	1.50	0.001	0.004	0.036	0.0029	Mo:0.05, Ca:0.0015	744	883	813
134	0.02	1.26	2.13	0.003	0.002	0.044	0.0028	—	737	938	837
135	0.17	1.19	1.61	0.003	0.005	0.046	0.0033	Ca:0.0003, Mg:0.0004	740	879	810
136	0.12	0.16	0.85	0.003	0.012	0.043	0.0054	Ca:0.0006, Mg:0.0009	719	847	783
137	0.13	1.32	3.45	0.003	0.004	0.037	0.0052	—	724	896	810
138	0.14	1.23	1.83	0.003	0.001	0.043	0.0089	Mo:0.18	739	895	817
139	0.12	1.26	0.08	0.001	0.002	0.032	0.0037	—	759	896	827
140	0.13	1.35	1.60	0.002	0.001	0.032	0.0036	—	745	897	821

(下線:本願発明の範囲外、—:検出限界未満)

[0151]

[表12]

製造 No.	熱延条件	冷延条件	焼鈍条件						焼戻条件	
	巻取温度 (°C)	冷延率 (%)	焼鈍 温度 (°C)	焼鈍 保持 時間 (s)	徐冷 速度 (°C/s)	徐冷 終了 温度 (°C)	急冷 速度 (°C/s)	急冷 終了 温度 (°C)	焼戻 温度 (°C)	焼戻 保持 時間 (s)
101	650	50	850	120	10	650	75	60	450	300
102	650	50	850	120	10	650	75	60	400	300
103	<u>500</u>	50	850	120	10	600	75	60	450	300
104	600	50	850	120	10	600	75	60	450	300
105	700	50	850	120	10	600	75	60	450	300
106	<u>800</u>	50	850	120	10	600	75	60	450	300
107	650	<u>70</u>	850	120	10	600	75	60	450	300
108	650	50	<u>775</u>	120	10	600	75	60	450	300
109	650	50	825	120	10	600	75	60	450	300
110	650	50	875	120	10	600	75	60	450	300
111	650	50	<u>925</u>	120	10	600	75	60	450	300
112	650	50	850	90	10	600	75	60	450	300
113	650	50	850	900	10	600	75	60	450	300
114	650	50	850	120	<u>0.5</u>	600	75	60	450	300
115	650	50	850	120	5	600	75	60	450	300
116	650	50	850	120	20	600	75	60	450	300
117	650	50	850	120	10	<u>450</u>	75	60	450	300
118	650	50	850	120	10	550	75	60	450	300
119	650	50	850	120	10	<u>750</u>	75	60	450	300
120	650	50	850	120	10	600	<u>15</u>	60	450	300
121	650	50	850	120	10	600	150	60	450	300
122	650	50	850	120	10	600	75	<u>300</u>	450	300
123	650	50	850	120	10	600	75	10	300	300
124	650	50	850	120	10	600	75	60	350	300
125	650	50	850	120	10	600	75	60	50	300
126	650	50	850	120	10	600	75	60	450	90
127	650	50	850	120	10	600	75	60	450	900
128	650	50	840	120	10	600	75	60	450	300
129	650	45	860	120	10	625	105	60	450	200
130	625	50	870	120	8	650	75	60	425	300
131	650	40	850	120	12	600	90	60	475	300
132	650	50	840	120	10	650	75	30	375	450

(下線：本願発明の範囲外)

[0152]

[表13]

(表 1 2 の続き)

製造 No.	熱延条件	冷延条件	焼鈍条件						焼戻条件	
	巻取温度 (°C)	冷延率 (%)	焼鈍 温度 (°C)	焼鈍 保持 時間 (s)	徐冷 速度 (°C/s)	徐冷 終了 温度 (°C)	急冷 速度 (°C/s)	急冷 終了 温度 (°C)	焼戻 温度 (°C)	焼戻 保持 時間 (s)
133	675	50	830	120	10	625	90	60	400	300
134	650	50	850	150	12	600	75	100	450	300
135	650	50	840	120	12	650	90	60	475	300
136	650	50	850	120	10	675	75	60	450	200
137	625	50	850	120	15	650	75	60	475	300
138	650	50	860	120	10	625	75	60	400	300
139	675	40	860	120	8	625	90	60	425	300
140	650	45	850	150	10	650	105	60	450	300
141	675	50	850	120	12	650	75	60	350	450
142	650	50	840	120	15	650	90	60	375	300
143	650	50	825	120	10	625	75	60	450	300
144	675	50	850	120	10	650	60	60	450	300
145	625	50	870	120	15	675	75	60	500	200
146	650	50	850	120	10	675	90	60	425	300
147	650	50	860	150	12	650	75	60	375	450
148	675	50	850	120	10	625	75	60	450	300
149	650	45	850	120	10	625	75	80	400	300
150	625	50	860	120	10	650	90	60	425	200
151	650	50	860	120	8	625	75	60	400	300
152	650	50	870	120	12	675	75	60	425	300
153	650	50	900	120	15	650	60	60	450	300
154	650	50	840	120	12	625	90	60	475	450
155	625	50	830	120	10	600	75	60	400	300
156	650	50	850	150	12	650	75	60	425	450
157	650	50	850	120	8	650	60	80	425	200
158	650	50	870	120	10	650	105	60	450	300
159	650	50	840	120	10	600	105	60	450	300
160	675	50	825	120	10	650	90	60	400	300
161	625	45	850	120	10	650	75	60	425	300
162	650	45	860	150	10	600	60	80	400	300
163	650	50	850	120	12	650	75	60	425	300
164	650	50	850	120	10	650	75	60	400	300

(下線：本願発明の範囲外)

[0153] 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、鋼板厚み全体における各相の面積率、鋼板表層部および中心部におけるフェライトの面積率、ならびに、鋼板表層部におけるフェライトの平均粒径を測定した。

[0154] また、上記熱処理後の各鋼板について、引張強度TS、伸びEL、伸びフランジ性λ、および、限界曲げ半径Rを測定することにより、各鋼板の特性

を評価した。

具体的には、熱処理後の鋼板の特性は、 $780\text{ MPa} \leq TS < 980\text{ MPa}$ 、 $EL \geq 13\%$ 、 $\lambda \geq 40\%$ 、 $R \leq 1.5\text{ mm}$ の全てを満たすもの、および、 $TS \geq 1180\text{ MPa}$ 、 $EL \geq 10\%$ 、 $\lambda \geq 30\%$ 、 $R \leq 2.5\text{ mm}$ の全てを満たすものを合格（○）とし、 $980\text{ MPa} \leq TS < 1180\text{ MPa}$ 、 $EL \geq 15\%$ 、 $\lambda \geq 50\%$ 、 $R \leq 1.0\text{ mm}$ の全てを満たすもの、および、 $TS \geq 1180\text{ MPa}$ 、 $EL \geq 12\%$ 、 $\lambda \geq 40\%$ 、 $R \leq 2.0\text{ mm}$ の全てを満たすものを特に優れるもの（◎）、それ以外のものを不合格（×）とした。

なお、引張強度TSと伸びELは、圧延方向と直角方向に長軸をとってJIS Z 2201に記載の5号試験片を作成し、JIS Z 2241に従って測定を行った。

[0155] また、伸びフランジ性 λ は、鉄連規格JFST1001に則り、穴拡げ試験を実施して穴拡げ率の測定を行い、これを伸びフランジ性とした。

[0156] また、限界曲げ半径Rは、圧延方向に対して垂直な方向が長手方向（曲げ稜線が圧延方向と一致）となるようにJIS Z 2204に記載の1号試験片を作成し、JIS Z 2248に準じてV曲げ試験を行った。ダイとパンチの角度は 60° とし、パンチの先端半径を0.5mm単位で変えて曲げ試験を行い、亀裂が発生せずに曲げることができるパンチ先端半径を限界曲げ半径Rとして求めた。

[0157] 測定結果を表14および表15に示す。

これらの表より、鋼No. 1B、2B、4B、5B、9B、10B、12B、13B、15B、16B、18B、21B、23B～35B、37B～42B、44B～52B、54B～57B、59B～62B、64Bは、本発明の要件を全て満たす発明鋼である。いずれの発明鋼も、引張強度、伸び、伸びフランジ性のみならず、曲げ性にも優れた冷延鋼板が得られていることがわかる。

[0158] これに対して、本願発明の要件のいずれかを満たさない比較鋼は、それぞ

れ以下のような不具合を有している。

- [0159] 鋼N o. 3 Bは、巻取り温度が低すぎるため、表層部のフェライト分率を増加させることができず、曲げ性Rが合格基準に達していない。
- [0160] 一方、鋼N o. 6 Bは、巻取り温度が高すぎるため、表層部のフェライト粒が粗大化してしまい、やはり曲げ性Rが合格基準に達していない。
- [0161] 鋼N o. 7 Bは、冷延率が高すぎるため、内部（中心部）にまで多量のひずみが導入されてしまい、表層部と内部のフェライト分率に差がつかず、曲げ性Rが合格基準に達していない。
- [0162] 鋼N o. 8 Bは、焼鈍温度が低すぎるため、表層部と内部のフェライト分率に差がつかず、フェライト粒も粗大化してしまい、曲げ性Rが合格基準に達していない。
- [0163] 一方、鋼N o. 11 Bは、焼鈍温度が高すぎるため、脱炭に伴う表層部のフェライト分率の過度の増加、フェライト粒の粗大化が生じてしまい、やはり曲げ性Rが合格基準に達していない。
- [0164] 鋼N o. 14 Bは、徐冷速度が低すぎるため、表層部、内部ともにフェライトが成長しすぎて、曲げ性Rが合格基準に達しないだけでなく、引張強度TSも確保できない。
- [0165] 鋼N o. 17 Bは、徐冷終了温度が低すぎるため、フェライトが生成すぎてフェライト分率が過剰になり、曲げ性Rが合格基準に達しないだけでなく、引張強度TSも確保できない。
- [0166] 一方、鋼N o. 19 Bは、徐冷終了温度が高すぎるため、フェライトが十分に生成せずフェライト分率が不足し、曲げ性Rが合格基準に達しないだけでなく、伸びELも確保できない。
- [0167] 鋼N o. 20 Bは、急冷速度が低すぎるため、他の組織（主に残留オーステナイト）が生成してしまい、伸びフランジ性 λ が確保できない。
- [0168] 鋼N o. 22 Bは、急冷終了温度が高すぎるため、他の組織（主に残留オーステナイト）が生成してしまい、伸びフランジ性 λ が確保できない。
- [0169] 鋼N o. 36 Bは、Mn量が多すぎるため、フェライト変態の抑制、焼入

れ性の上昇などにより、フェライト分率が不足し、曲げ性Rが合格基準に達しないだけでなく、伸びE_L、伸びフランジ性 λ が確保できない。

[0170] 鋼N_o. 43Bは、C量が多すぎるため、鋼N_o. 36と同様に、フェライト変態の抑制、焼入れ性の上昇などにより、フェライト分率が不足し、曲げ性Rが合格基準に達しないだけでなく、伸びE_L、伸びフランジ性 λ が確保できない。

[0171] 鋼N_o. 53Bは、S_i量が多すぎるため、フェライトが固溶強化されすぎて延性が損なわれ、曲げ性Rが合格基準に達しないだけでなく、伸びE_L、伸びフランジ性 λ が確保できない。

[0172] 鋼N_o. 58Bは、鋼N_o. 43Bとは逆に、C量が少なすぎるため、フェライト分率が過剰になり、引張強度T_Sが確保できない。

[0173] 鋼N_o. 63Bは、M_n量が少なすぎるため、フェライトの固溶強化が不足し、引張強度T_Sが確保できない。

[0174] ちなみに、発明鋼（鋼N_o. 5B）と比較鋼（鋼N_o. 11B）の、表層部と中心部におけるフェライト粒の分布状態を図2に例示する。同図は光学顕微鏡観察の結果であり、無地の白っぽい領域がフェライト粒であり、黒っぽい領域が硬質第2相である。同図から明らかなように、比較鋼では、その表層部において、粗大化したフェライト粒が存在するとともにフェライト分率は中心部よりはるかに高くなっているのに対し、発明鋼では、その表層部において微細なフェライト粒が存在するとともにフェライト分率は中心部より少し高い程度であるのが認められる。

[0175]

[表14]

鋼 No.	鋼 種	製 造 No.	表層部組織			中心部 組織	全体組織の面積率			機械的特性				
			α 面積率 $V_{\alpha s}$ (%)	α 平均 粒径 (μm)	ΔV_{α} $=V_{\alpha s} - V_{\alpha c}$ (%)	α 面積率 $V_{\alpha c}$ (%)	α (%)	硬質 第2相 (%)	他の 組織 (%)	TS (MPa)	EL (%)	λ (%)	R (mm)	評価
1B	191	101	60	7	21	39	40	60	0	1097	15.0	58.6	0.5	◎
2B	102	102	66	6	22	44	45	55	0	1055	14.5	61.2	0.0	○
3B	103	103	48	6	8	40	40	60	0	1078	15.2	55.4	2.0	×
4B	103	104	53	6	12	41	41	59	0	1062	15.1	52.1	1.0	◎
5B	103	105	65	9	25	40	41	59	0	1065	14.8	54.6	1.0	○
6B	103	106	73	12	31	42	43	57	0	1071	15.6	49.5	2.5	×
7B	103	107	40	5	4	36	36	64	0	1105	14.2	56.7	2.0	×
8B	103	108	47	15	6	41	41	59	0	1056	15.8	43.2	3.0	×
9B	103	109	58	8	18	40	41	59	0	1062	15.2	54.8	1.0	◎
10B	103	110	77	7	36	41	43	57	0	1078	15.0	62.4	0.5	◎
11B	103	111	93	14	55	38	41	59	0	1098	12.8	45.7	2.5	×
12B	103	112	65	7	25	40	41	59	0	1087	14.8	58.1	1.5	○
13B	103	113	76	6	35	41	43	57	0	1012	15.9	52.4	1.0	◎
14B	103	114	97	15	45	52	54	46	0	932	17.7	72.5	0.0	×
15B	103	115	79	9	36	43	45	55	0	1023	15.8	54.4	0.5	◎
16B	103	116	63	6	25	38	39	61	0	1070	14.9	64.5	1.5	○
17B	103	117	82	9	31	51	52	48	0	945	16.3	72.5	0.5	×
18B	103	118	74	7	30	44	45	55	0	999	16.0	65.5	0.5	◎
19B	103	119	43	8	25	18	19	81	0	1151	9.3	75.4	3.5	×
20B	103	120	67	8	29	38	39	55	6	1059	18.2	21.1	1.0	×
21B	103	121	70	7	31	39	40	60	0	1060	15.1	52.8	1.0	◎
22B	103	122	60	8	20	40	41	49	10	1085	18.5	16.9	1.0	×
23B	103	123	60	7	21	39	40	60	0	1258	10.4	30.7	2.0	○
24B	103	124	65	7	25	40	41	59	0	1141	13.1	43.4	1.5	○
25B	103	125	57	7	18	39	40	60	0	974	16.9	68.7	0.5	○
26B	103	126	63	6	22	41	42	58	0	1088	14.3	49.9	1.5	○
27B	103	127	68	7	28	40	41	59	0	1032	15.7	58.6	1.0	◎
28B	104	128	63	8	25	38	39	61	0	1075	15.0	59.8	1.0	◎
29B	105	129	51	7	15	36	36	64	0	1064	15.1	60.8	1.0	◎
30B	106	130	59	5	23	36	37	63	0	1050	14.9	59.3	0.0	○
31B	107	131	71	7	29	42	43	57	0	1069	14.8	63.2	0.0	○
32B	108	132	74	8	26	48	49	51	0	1023	16.7	51.8	0.5	◎

(下線：本願発明の範囲外， α ：フェライト，他の組織：残留オーステナイト+マルテンサイト)

[0176]

[表15]

(表 14 の続き)

鋼 No.	鋼 種	製 造 No.	表層部組織			中心部 組織	全体組織の面積率			機械的特性				
			α 面積率 $V_{\alpha s}$ (%)	α 平均 粒径 (μm)	ΔV_{α} $= V_{\alpha s}$ $- V_{\alpha c}$ (%)	α 面積率 $V_{\alpha c}$ (%)	α (%)	硬質 第2相 (%)	他の 組織 (%)	TS (MPa)	EL (%)	λ (%)	R (mm)	評価
33B	109	133	65	7	22	43	44	56	0	1051	15.0	56.6	1.0	◎
34B	110	134	51	5	21	30	31	69	0	1195	13.6	42.7	0.0	◎
35B	111	135	56	6	16	40	41	59	0	1087	15.0	61.9	0.5	◎
36B	112	136	29	7	12	17	17	83	0	1325	8.1	22.1	3.5	×
37B	113	137	65	6	24	41	42	58	0	1058	15.7	60.8	0.5	◎
38B	114	138	66	8	21	45	46	54	0	1045	15.8	58.7	0.0	◎
39B	115	139	83	4	35	48	49	51	0	989	15.8	55.1	0.0	◎
40B	116	140	65	7	24	41	42	58	0	1075	15.5	65.4	0.5	◎
41B	117	141	77	9	30	47	48	52	0	983	18.4	58.9	0.0	◎
42B	118	142	72	8	28	44	45	55	0	1062	15.7	51.4	0.5	◎
43B	119	143	36	5	20	16	17	83	0	1319	8.5	29.1	4.5	×
44B	120	144	67	8	22	45	46	54	0	997	15.0	56.3	1.0	◎
45B	121	145	37	7	12	25	25	75	0	1285	13.5	41.9	1.0	◎
46B	122	146	63	8	25	38	39	61	0	1058	15.0	60.2	0.5	◎
47B	123	147	77	8	31	46	47	53	0	1029	15.1	52.3	1.0	◎
48B	124	148	66	8	26	40	41	59	0	1044	15.7	56.5	1.0	◎
49B	125	149	69	7	30	39	40	60	0	1106	15.0	53.8	1.0	◎
50B	126	150	52	8	23	29	30	70	0	1097	15.5	62.4	0.5	◎
51B	127	151	64	6	21	43	44	56	0	1049	15.2	63.1	0.5	◎
52B	128	152	63	7	23	40	41	59	0	1201	13.4	40.7	0.0	◎
53B	129	153	53	6	15	38	38	62	0	1285	10.2	35.6	3.5	×
54B	130	154	47	8	18	29	30	70	0	1181	14.3	49.1	1.5	◎
55B	131	155	63	7	20	43	44	56	0	1129	15.2	56.1	1.0	◎
56B	132	156	66	6	24	42	43	57	0	1045	15.1	60.0	1.0	◎
57B	133	157	59	8	21	38	39	61	0	1086	16.0	53.5	0.0	◎
58B	134	158	99	16	5	94	94	6	0	658	28.1	89.5	0.0	×
59B	135	159	59	6	20	39	40	60	0	1078	15.5	58.7	0.5	◎
60B	136	160	79	7	34	45	47	53	0	995	15.4	52.5	1.0	◎
61B	137	161	57	8	17	40	41	59	0	1219	13.0	40.2	1.0	◎
62B	138	162	66	5	24	42	43	57	0	1039	15.0	59.9	0.0	◎
63B	139	163	85	9	39	46	48	52	0	889	18.8	72.5	0.0	×
64B	140	164	69	7	26	43	44	56	0	1039	15.2	61.4	0.5	◎

(下線：本願発明の範囲外, α ：フェライト, 他の組織：残留オーステナイト+マルテンサイト)

[0177] 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、2012年5月31日出願の日本特許出願（特願2012-124207）、2012年5月31日出願の日本特許出願（特願2012-124208）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

[0178] 本発明は、自動車部品用の冷延鋼板として有用である。

請求の範囲

[請求項1]

C : 0.05 ~ 0.30 質量%、

Si : 3.0 質量%以下 (0 質量%を含まない)、

Mn : 0.1 ~ 5.0 質量%、

P : 0.1 質量%以下 (0 質量%を含まない)、

S : 0.02 質量%以下 (0 質量%を含まない)、

Al : 0.01 ~ 1.0 質量%、

N : 0.01 質量%以下 (0 質量%を含まない)

を各々含み、残部が鉄および不可避免の不純物からなる成分組成を有し、

軟質第1相であるフェライトを面積率で20 ~ 50%含み、

残部が硬質第2相である、焼戻しマルテンサイトおよび／または焼戻しベイナイトからなる組織を有し、

鋼板表面から100 μm 深さまでの鋼板表層部のフェライトの面積率 $V_{\alpha s}$ と、 $t/4 \sim 3t/4$ (t は板厚) の中心部のフェライトの面積率 $V_{\alpha c}$ との差 $\Delta V_{\alpha} = V_{\alpha s} - V_{\alpha c}$ が10%未満であるとともに、前記鋼板表層部の硬さ H_{vs} と前記中心部の硬さ H_{vc} との比 $R_{Hv} = H_{vs} / H_{vc}$ が0.75 ~ 1.0である

ことを特徴とする高強度冷延鋼板。

[請求項2]

C : 0.05 ~ 0.30 質量%、

Si : 3.0 質量%以下 (0 質量%を含まない)、

Mn : 0.1 ~ 5.0 質量%、

P : 0.1 質量%以下 (0 質量%を含まない)、

S : 0.02 質量%以下 (0 質量%を含まない)、

Al : 0.01 ~ 1.0 質量%、

N : 0.01 質量%以下 (0 質量%を含まない)

を各々含み、残部が鉄および不可避免の不純物からなる成分組成を有し、

軟質第1相であるフェライトを面積率で20～50%含み、

残部が硬質第2相である、焼戻しマルテンサイトおよび／または焼戻しベイナイトからなる組織を有し、

鋼板表面から100 μ m深さまでの鋼板表層部のフェライトの面積率 $V_{\alpha s}$ と、 $t/4 \sim 3t/4$ (t は板厚)の中心部のフェライトの面積率 $V_{\alpha c}$ との差 $\Delta V_{\alpha} = V_{\alpha s} - V_{\alpha c}$ が10～50%であるとともに、前記鋼板表層部のフェライトの平均粒径が10 μ m以下である

ことを特徴とする高強度冷延鋼板。

[請求項3] 成分組成が、更に、下記(a)～(c)群の少なくとも1群を含む請求項1または2に記載の高強度冷延鋼板。

(a) Cr: 0.01～1.0質量%

(b) Mo: 0.01～1.0質量%、Cu: 0.05～1.0質量%、Ni: 0.05～1.0質量%の1種以上、

(c) Ca: 0.0001～0.01質量%、Mg: 0.0001～0.01質量%、Li: 0.0001～0.01質量%、REM: 0.0001～0.01質量%の1種以上。

[請求項4] 請求項1に記載の高強度冷延鋼板の製造方法であって、下記(A1)～(A4)に示す各条件で、熱間圧延した後、冷間圧延し、その後、焼鈍し、さらに焼戻しすることを特徴とする高強度冷延鋼板の製造方法。

(A1) 熱間圧延条件

仕上げ圧延終了温度: A_{r3} 点以上

巻取温度: 600℃超750℃以下

(A2) 冷間圧延条件

冷間圧延率: 50%超80%以下

(A3) 焼鈍条件

A_{c1} 以上($A_{c1} + A_{c3}$)/2未満の焼鈍温度にて、3600

s以下の焼鈍保持時間だけ保持した後、焼鈍温度から、730℃以下500℃以上の第1冷却終了温度までを1℃/s以上50℃/s未満の第1冷却速度で徐冷した後、Ms点以下の第2冷却終了温度までを50℃/s以上の第2冷却速度で急冷する。

(A4) 焼戻し条件

焼戻し温度：300～500℃

焼戻し保持時間：300℃～焼戻し温度の温度範囲内に60～1200s

[請求項5]

請求項2に記載の高強度冷延鋼板の製造方法であって、下記(B1)～(B4)に示す各条件で、熱間圧延した後、酸洗し、冷間圧延し、その後、焼鈍し、さらに焼戻しすることを特徴とする高強度冷延鋼板の製造方法。

(B1) 熱間圧延条件

仕上げ圧延終了温度：Ar₃点以上

巻取温度：600～750℃

(B2) 冷間圧延条件

冷間圧延率：20～50%

(B3) 焼鈍条件

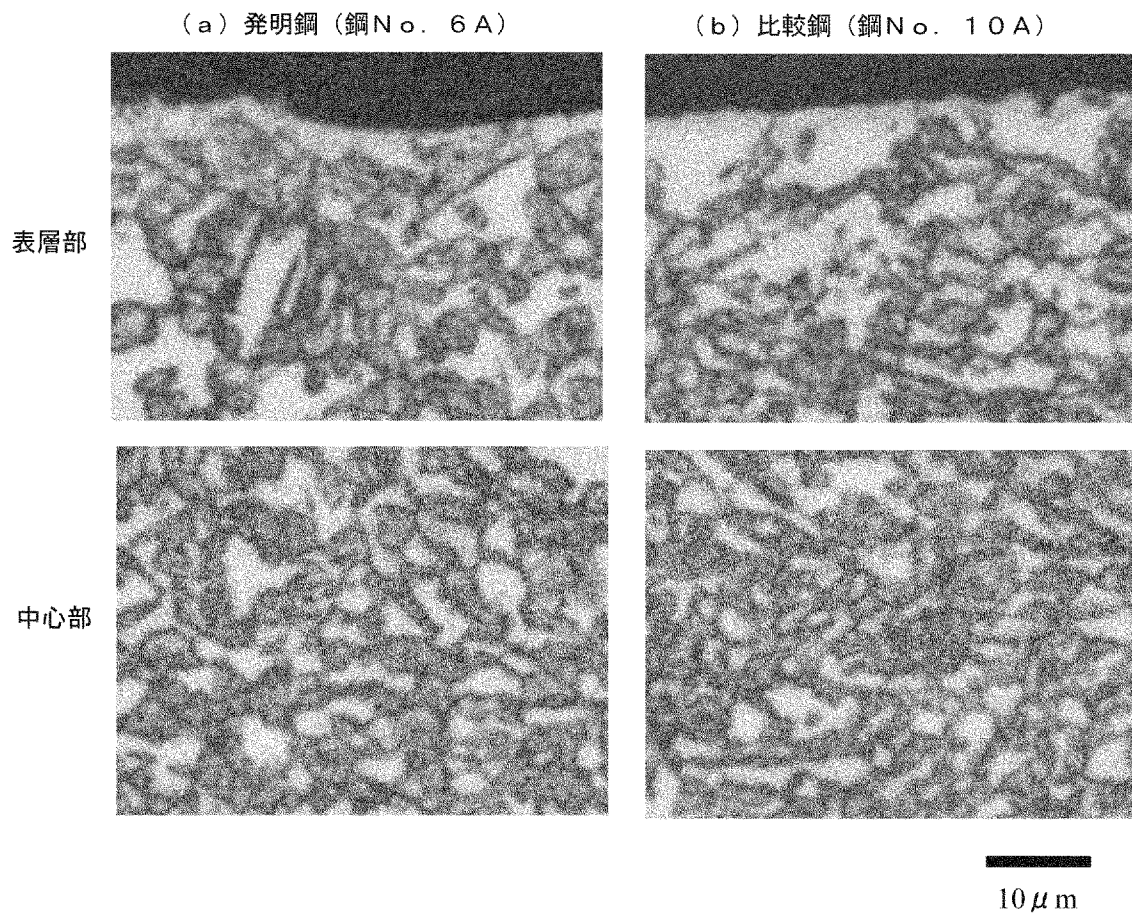
(Ac1+Ac3)/2～Ac3の焼鈍温度にて、3600s以下の焼鈍保持時間だけ保持した後、焼鈍温度から、730℃以下500℃以上の第1冷却終了温度までを1℃/s以上50℃/s未満の第1冷却速度で徐冷した後、Ms点以下の第2冷却終了温度までを50℃/s以上の第2冷却速度で急冷する。

(B4) 焼戻し条件

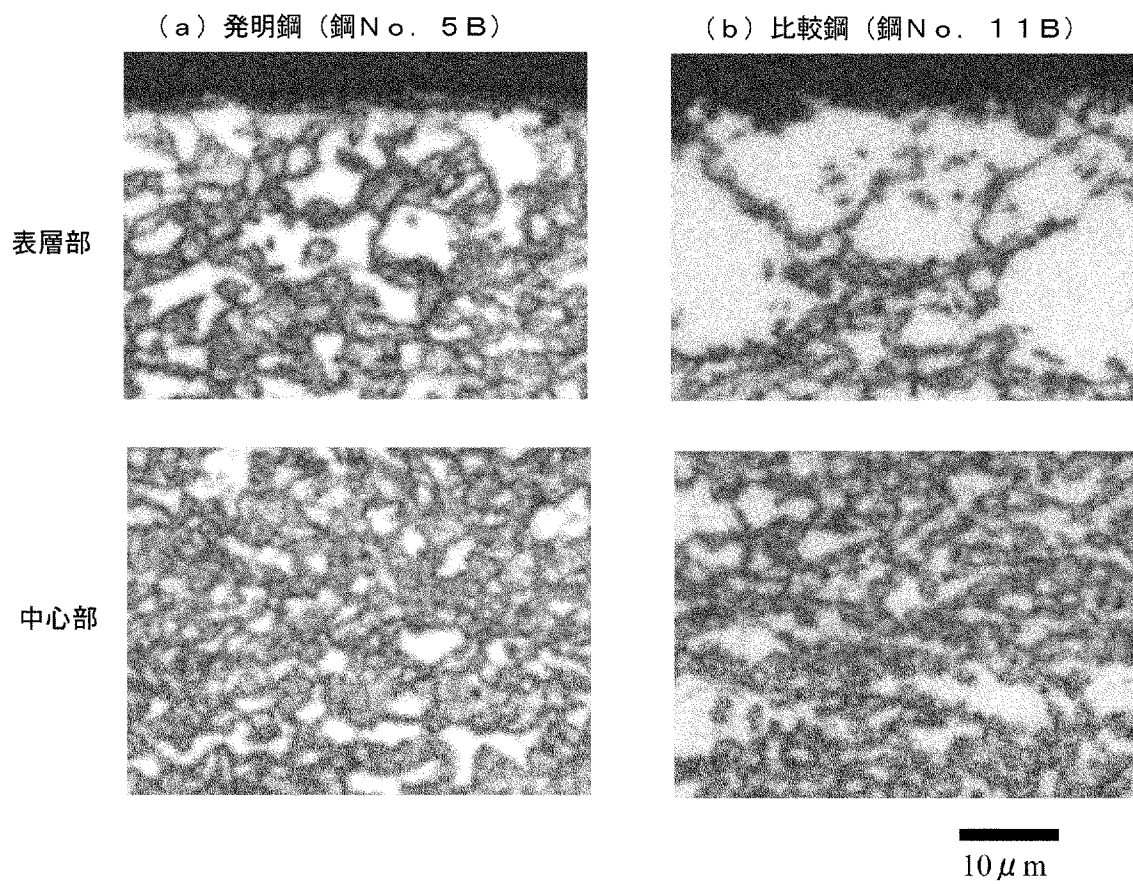
焼戻し温度：300～500℃

焼戻し保持時間：300℃～焼戻し温度の温度範囲内に60～1200s

[図1]



[図2]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2013/064920

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/06(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C38/00, C21D9/46, C22C38/06, C22C38/58

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	1996-2013
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2013	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2013

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 Y A	JP 2011-042879 A (JFE Steel Corp.), 03 March 2011 (03.03.2011), claims; paragraphs [0036] to [0041], [0045]; tables 1 to 3 (Family: none)	2-3, 5 2-3 1, 4
Y	JP 2003-321727 A (Kobe Steel, Ltd.), 14 November 2003 (14.11.2003), claims; paragraphs [0015] to [0018]; table 4 (Family: none)	2-3
Y	JP 2005-273002 A (JFE Steel Corp.), 06 October 2005 (06.10.2005), claims; paragraph [0014] (Family: none)	2-3

☒ 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
12 August, 2013 (12.08.13)

Date of mailing of the international search report
20 August, 2013 (20.08.13)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2013/064920

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 2011-140695 A (Kobe Steel, Ltd.), 21 July 2011 (21.07.2011), claims (Family: none)	1-5

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（I P C））

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/06(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（I P C））

Int.Cl. C22C38/00, C21D9/46, 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	1 9 2 2 - 1 9 9 6 年
日本国公開実用新案公報	1 9 7 1 - 2 0 1 3 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 3 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 3 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	JP 2011-042879 A（J F E スチール株式会社）2011.03.03,	2-3, 5
Y	【特許請求の範囲】、【0036】－【0041】、【0045】、	2-3
A	【表1】－【表3】（ファミリーなし）	1, 4
Y	JP 2003-321727 A（株式会社神戸製鋼所）2003.11.14,	2-3
	【特許請求の範囲】、【0015】－【0018】、【表4】 （ファミリーなし）	

☒ 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

1 2 . 0 8 . 2 0 1 3

国際調査報告の発送日

2 0 . 0 8 . 2 0 1 3

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁（I S A / 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）

小谷内 章

4 K

3 4 4 0

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
Y	JP 2005-273002 A (J F E スチール株式会社) 2005. 10. 06, 【特許請求の範囲】、【0 0 1 4】 (ファミリーなし)	2-3
A	JP 2011-140695 A (株式会社神戸製鋼所) 2011. 07. 21, 【特許請求の範囲】 (ファミリーなし)	1-5