

(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 10 月 31 日(31.10.2013)



(10) 国際公開番号
WO 2013/161231 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) *C22C 38/12* (2006.01)
B21B 3/00 (2006.01) *C22C 38/60* (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2013/002638
- (22) 国際出願日: 2013 年 4 月 18 日(18.04.2013)
- (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 2012-098548 2012 年 4 月 24 日(24.04.2012) JP
- (71) 出願人: J F E スチール株式会社 (JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 木津 太郎 (KIZU, Taro); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 船川 義正 (FUNAKAWA, Yoshimasa); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 大久保 英和 (OOKUBO, Hidekazu); 〒1000011 東京都千代田区

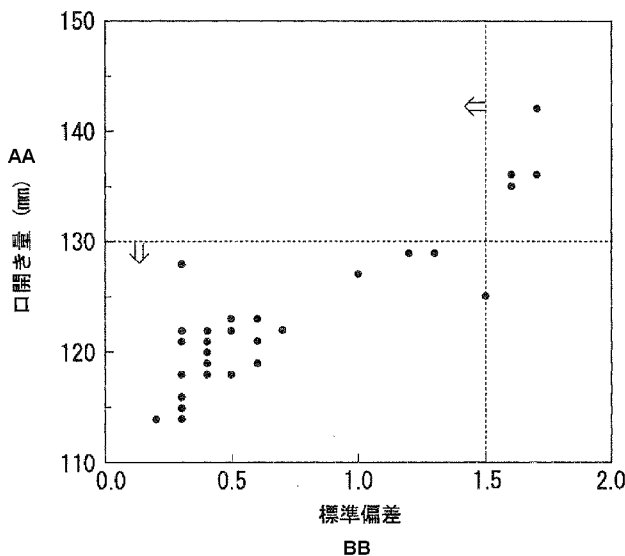
内幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 金村 篤謙 (KANEMURA, Tokunori); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 重見 将人 (SHIGEMI, Masato); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 笠井 勝司 (KASAI, Shoji); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 山崎 伸次 (YAMAZAKI, Shinji); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 安福 悠祐 (YASUFUKU, Yusuke); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).

- (74) 代理人: 熊坂 晃, 外 (KUMASAKA, Akira et al.); 〒1030027 東京都中央区日本橋二丁目 1 番 10 号柳屋ビルディング7階 J F E テクノリサーチ株式会社知的財産事業部内 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,

[続葉有]

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

(54) 発明の名称: 高強度薄鋼板およびその製造方法



AA Width of opening (mm)
BB Standard deviation

(57) Abstract: Provided are a high-strength steel sheet having excellent shape fixability and a process for producing the steel sheet. The high-strength steel sheet has a composition containing, in terms of mass%, 0.08-0.20% C, up to 0.3% Si, 0.1-3.0% Mn, up to 0.10% P, up to 0.030% S, up to 0.10% Al, up to 0.010% N, and 0.20-0.80% V, with the remainder comprising Fe and unavoidable impurities, and has a structure which comprises 95% or more ferrite phase in terms of areal proportion and in which fine grains have been precipitated so that precipitate grains having a grain diameter less than 10 nm are present at a population density of 1.0×10^5 grains/ μm^3 or higher and so as to result in a distribution in which the standard deviation of the natural logarithms of the grain diameters of the precipitate grains having a grain diameter less than 10 nm is 1.5 or less. Thus, a high-strength steel sheet combining high strength with shape fixability is stably obtained, the steel sheet having such a high strength that the yield strength YP is 1,000 MPa or higher and having a structure in which a large number of fine grains having a grain diameter less than 10 nm have been precipitated so as to form a narrow size distribution.

(57) 要約:

[続葉有]



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, KM, 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, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

- 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

形状凍結性に優れた高強度薄鋼板およびその製造方法を提供する。質量%で、Cを0.08~0.20%、Siを0.3%以下、Mnを0.1~3.0%、Pを0.10%以下、Sを0.030%以下、Alを0.10%以下、Nを0.010%以下、Vを0.20~0.80%含み、残部Feおよび不可避免の不純物からなる組成と、面積率で95%以上のフェライト相を含み、微細な析出物が析出した組織を有する。微細な析出物は、粒径10nm未満の析出物が 1.0×10^5 個/ μm^3 以上の数密度で、かつ粒径10nm未満の析出物についての析出物径の自然対数値の標準偏差が1.5以下となる分布で分散析出させる。これにより、降伏強さYPが1000MPa以上の高強度と、粒径10nm未満の微細な析出物が多数、しかもサイズ分布が小さく析出した組織とを有し、高強度と形状凍結性とを兼備した高強度薄鋼板が安定して得られる。

明 細 書

発明の名称： 高強度薄鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、自動車のピラーやメンバー等の骨格部材、自動車のドアインパクトビーム等の補強部材、あるいは自販機、デスク、家電・OA機器、建材等の構造用部材として好適な、高強度薄鋼板に係る。特に、本発明は、高強度薄鋼板の形状凍結性の向上に関する。なお、ここでいう「高強度」とは、降伏強さYSが1000MPa以上である場合をいうものとする。なお、本発明の高強度薄鋼板の降伏強さは、1100MPa以上であることが好ましく、より好ましくは1150MPa以上である。

背景技術

[0002] 近年、地球環境の保存という観点から、炭酸ガスCO₂排出量の削減が熱望されている。特に、自動車分野では燃費を向上させてCO₂排出量を削減するために、車体重量の軽減が強く求められている。このような状況は、鋼板の使用時においても同様で、鋼板製造時にCO₂排出量が多い鋼板の使用量を削減したいという要望が高くなっている。

[0003] 特に、部品として変形することを嫌う構造用部材では、鋼板の使用量（質量）の削減という観点からは、鋼板の降伏強度を高めて薄肉化することが有効である。しかし、鋼板の降伏強度を高くすると、プレス成形時にスプリングバックなどによる形状不良が発生するという問題がある。形状不良が発生すると、さらにプレス成形工程を追加して、形状矯正を行い所望の形状に成形する必要がある。形状矯正を行うことは、製造コストが高くなるだけでなく、特に、降伏強さが1000MPa以上となる高強度鋼板では、所望の形状になるまでの形状矯正が不可能となる場合がある。このようなことから、高強度鋼板における形状凍結性を向上できないことが、高強度鋼板の薄肉化を達成するうえでの障害となっている。

[0004] そこで、軟質で成形しやすく形状確保に有利なフェライト相と、硬質で高

強度化に有利なマルテンサイト相とを複合させ、形状凍結性と高強度とを両立させた高強度鋼板として、二相組織鋼板が開発されている。しかし、この技術では、引張強さは高くできるものの、軟質なフェライト相の存在により降伏強さが低下するという問題がある。上記二相組織鋼板の降伏強さを高くしようとすると、マルテンサイト相の組織分率を著しく高くした組織とすることが必要となる。しかし、そのような組織を有する二相組織鋼板ではプレス成形時に、割れが生じるという問題が新たに生じる。

[0005] 形状凍結性を向上させた高強度鋼板としては、例えば、特許文献1に、形状凍結性と伸びフランジ成形性に優れた高強度鋼板が記載されている。特許文献1に記載された高強度鋼板は、質量%でC：0.02～0.15%、Si：0.5%超1.6%以下、Mn：0.01～3.0%、Al：2.0%以下、Ti：0.054～0.4%、B：0.0002～0.0070%を含み、さらにNb：0.4%以下、Mo：1.0%以下の1種または2種を含有する組成を有する。そして、特許文献1に記載の高強度鋼板は、フェライトまたはベイナイトを最大相とし、板厚1/2位置における板面の $\{001\} \langle 110 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ 方位群のX線ランダム強度比の平均値が6.0以上で、かつこれらの方位群の中で $\{112\} \langle 110 \rangle$ 方位および $\{001\} \langle 110 \rangle$ 方位のうちのいずれか一方または両方のX線ランダム強度比が8.0以上となる集合組織を有する。そして、特許文献1に記載された高強度鋼板は、径が15nm以下の化合物粒子の個数が全化合物粒子の個数の60%以上となる組織を有し、圧延方向のr値および圧延方向と直角方向のr値のうち少なくとも1つが0.8以下となる。特許文献1に記載された技術では、析出物と集合組織とを同時に調整することにより、形状凍結性が著しく向上し、穴抜け性にも優れた薄鋼板が得られるとしている。

[0006] また、特許文献2には、高降伏強度熱延鋼板が記載されている。特許文献2に記載された熱延鋼板は、質量%で、C：0.06%超0.24%以下、Mn：0.5～2.0%、Mo：0.05～0.5%、Ti：0.03～0.2%、V：0.15%超1.2%以下、Co：0.0010～0.005

0%を含有する組成を有する。そして、特許文献2に記載された熱延鋼板は、実質的にフェライト単相で、Ti、MoおよびVを含む複合炭化物とVのみを含む炭化物が分散析出し、Ti、MoおよびVを含む複合炭化物として析出しているTi量と、Vのみを含む炭化物として析出しているV量の合計が質量%で0.1000%超0.4000%未満である組織を有する。そして、特許文献2に記載の熱延鋼板は、1000MPa以上の高降伏強度を有する。特許文献2に記載された技術では、微量のCoを含有させ、実質的にフェライト単相とし、Ti、MoおよびVを含む複合炭化物とVのみを含む炭化物を分散析出させることにより、加工後の曲げ特性が顕著に向上し、降伏強度が1000MPa以上の高降伏強度鋼板が得られるとしている。

先行技術文献

特許文献

[0007] 特許文献1：日本特許第4464748号公報

特許文献2：日本特開2008-174805号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0008] しかしながら、特許文献1に記載された技術では、化合物（析出物）粒子径が大きく、得られる降伏強さは900MPa程度までである。つまり、特許文献1の技術では、降伏強さが1000MPa以上という更なる高強度化は困難である。また、特許文献2に記載された技術では、加工後の曲げ特性は向上するが、依然として所望の形状凍結性を確保できないという問題がある。

[0009] 本発明は、上記した従来技術の問題を解決し、降伏強さが1000MPa以上の強度を有し、形状凍結性に優れた高強度薄鋼板およびその製造方法を提供することを目的とする。なお、本発明において、高強度薄鋼板の降伏強さYPは、1100MPa以上であることが好ましい、さらに好ましくは1150MPa以上である。また、ここでいう「薄鋼板」の厚みは、2.0m

m以下、好ましくは1.7 mm以下、より好ましくは1.5 mm以下、さらに好ましくは1.3 mm以下である。

課題を解決するための手段

[0010] 本発明者らは、上記した目的を達成するために、高降伏強さと形状凍結性とを両立させるべく、形状凍結性に及ぼす各種要因について鋭意検討した。その結果、形状凍結性に優れた高強度薄鋼板とするためには、微細な析出物を分散させ高強度を確保したうえで、析出物のサイズ分布を適正に調整する必要があることに思い至った。

[0011] というのは、大きいサイズの析出物が多くなるような分布では、プレス成形時に転位が大きな析出物の周りに集中し、転位間に相互作用が生じて、転位の移動が妨げられ塑性変形が抑制される。このため、変形が弾性変形に依存する割合が多くなり、スプリングバックによる形状不良が発生しやすくなり、形状凍結性が低下すると推定される。そして、本発明者らは、プレス成形時の転位の集中を抑制して形状凍結性を向上させるためには、析出物のサイズ分布を、小さい析出物が多くなるような特定なサイズ分布に調整することが重要であることに想到した。

[0012] まず、本発明者らが行った、本発明の基礎となった実験結果について説明する。

[0013] 質量%で、C：0.08～0.21%、Si：0.01～0.30%、Mn：0.1～3.1%、P：0.01～0.1%、S：0.001～0.030%、Al：0.01～0.10%、N：0.001～0.010%、V：0.19～0.80%、Ti：0.005～0.20%を含み、あるいはさらに、Cr、Ni、Cu、Nb、Mo、Ta、W、B、Sb、Cu、REMのうちの1種以上を適正量含有する組成を有し、種々の熱延条件を施して、各種熱延鋼板を得た。これら熱延鋼板から試験片を採取し、組織観察、引張試験および形状凍結性試験を行った。

[0014] まず、組織観察では、各熱延鋼板から組織観察用試験片を採取し、圧延方向断面（L断面）を研磨し、ナイトール腐食して、光学顕微鏡（倍率：50

0倍)で観察し、フェライト相の面積率を求めた。フェライト相の面積率が95%以上の組織を有する鋼板が複数得られたことを確認した。

[0015] また、各熱延鋼板から薄膜試料を採取し、透過型電子顕微鏡を用いて析出物の大きさ(粒子径)、およびその数密度を測定した。析出物は球形でないことから、その大きさ(粒子径)は、最大径とした。

[0016] また、引張試験では、圧延方向と直角な方向(C方向)が引張方向となるようにJIS 5号に準拠して作製した引張試験片を、各熱延鋼板から作製した。そして、これらの試験片を用いて、JIS Z 2241の規定に準拠して引張試験を実施し、降伏強さ(YP)を求めた。

[0017] また、形状凍結性試験では、各熱延鋼板から試験材(大きさ:80mm×360mm)を採取し、プレス成形して、図1に示すようなハット型部材を作製した。プレス成形後、図1に示すように、口開き量を測定し、形状凍結性を評価した。なお、成形に際しては、しわ押さえ圧を20ton、ダイ肩半径Rを5mmとした。

[0018] 得られた結果を図2、図3に示す。

[0019] 図2は、得られた結果のうち、フェライト相の面積率が95%以上の組織を有する鋼板について、降伏強さ(YP)と粒子径が10nm未満の析出物の数密度との関係を示す。図2から、降伏強さYPが1000MPa以上を確保するためには、粒子径が10nm未満の析出物の数密度を、 1.0×10^5 個/ μm^3 以上とする必要があることがわかる。

[0020] しかし、本発明者らは、更なる検討から、微細な析出物を高密度で析出させただけでは、優れた形状凍結性は得られないことを見出した。また、本発明者らは、優れた形状凍結性を安定して確保するためには、多数の微細な析出物の粒子径のばらつきを小さくする必要があることを見出した。

[0021] そして、微細析出物の粒径ばらつきの影響を評価するために、粒子径が10nm未満の各微細析出物の粒子径の自然対数値を求め、それらの値の標準偏差を算出した。

[0022] 図3には、得られた結果のうち、フェライト相の面積率が95%以上で、

粒子径が10 nm未満の析出物の数密度が 1.0×10^5 個/ μm^3 以上である組織を有する鋼板について、形状凍結性の指標である口開き量と、粒子径が10 nm未満の各析出物の粒子径の自然対数値の標準偏差との関係を示す。

[0023] 図3から、標準偏差が小さくなれば、口開き量が小さくなる傾向がわかる。本発明者らは、図3から、例えば、口開き量が130mm未満という、スプリングバックが小さい優れた形状凍結性を確保するためには、粒子径が10 nm未満の微細析出物粒子径の自然対数値の標準偏差を1.5以下に調整する必要があることを見出した。

[0024] このことから、本発明者らは、微細析出物粒子径の自然対数の標準偏差が大きくなれば、すなわち、微細析出物粒子径のばらつきが大となれば、相対的に大きな析出物の存在比率も多くなるため、大きな析出物周りに転位が集中しやすく、転位が相互作用を起こして転位の移動が妨げられ塑性変形が抑制され、変形が弾性変形による度合いが大きくなり、スプリングバックが生じやすく、形状不良が発生しやすくなることになると、推察した。

[0025] 本発明者らは、このようなことから、フェライト相の面積率が95%以上で、粒子径が10 nm未満の析出物の数密度が 1.0×10^5 個/ μm^3 以上で、かつ10 nm未満の析出物の粒子径の自然対数値の標準偏差が1.5以下に調整した析出物を析出させることにより、1000MPa以上の降伏強さ（YP）を有し、かつ形状凍結性に優れた高強度薄鋼板が得られる、という知見を得た。

[0026] 本発明は、かかる知見に基づき、さらに検討を加えて完成されたものである。すなわち、本発明の要旨は次のとおりである。

[0027] （1）質量%で、C：0.08～0.20%、Si：0.3%以下、Mn：0.1～3.0%、P：0.10%以下、S：0.030%以下、Al：0.10%以下、N：0.010%以下、V：0.20～0.80%を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有し、面積率で95%以上のフェライト相を含み、粒径10 nm未満の析出物が 1.0×10^5 個/ μm^3 以上の数密度で、かつ粒径10 nm未満の析出物についての析出物粒径の自

然対数値の標準偏差が1.5以下となる分布で分散析出した組織を有し、降伏強さ：1000MPa以上の高強度を有することを特徴とする高強度薄鋼板。

[0028] (2) 前記組成に加えてさらに、質量%で、下記A群～F群のうちから選ばれた1群または2群以上を含有することを特徴とする(1)に記載の高強度薄鋼板。A群：Ti：0.005～0.20%、B群：Nb：0.005～0.50%、Mo：0.005～0.50%、Ta：0.005～0.50%、W：0.005～0.50%のうちから選ばれた1種または2種以上、C群：B：0.0002～0.0050%、D群：Cr：0.01～1.0%、Ni：0.01～1.0%、Cu：0.01～1.0%のうちから選ばれた1種または2種以上、E群：Sb：0.005～0.050%、F群：Ca：0.0005～0.01%、REM：0.0005～0.01%のうちから選ばれた1種または2種

[0029] (3) 鋼板表面にめっき層を有することを特徴とする(1)または(2)に記載の高強度薄鋼板。

[0030] (4) 質量%で、C：0.08～0.20%、Si：0.3%以下、Mn：0.1～3.0%、P：0.10%以下、S：0.030%以下、Al：0.10%以下、N：0.010%以下、V：0.20～0.80%を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有する鋼素材に、加熱し粗圧延および仕上圧延からなる熱間圧延を施したのち、冷却し、所定の巻取温度でコイル状に巻き取る熱延工程を施す高強度薄鋼板の製造方法において、前記加熱を、1100℃以上の温度で10min以上保持する処理とし、前記粗圧延を、粗圧延終了温度：1000℃以上とする圧延とし、前記仕上圧延を、1000℃以下の温度域での圧下率：96%以下、950℃以下の温度域での圧下率：80%以下で、仕上圧延終了温度：850℃以上とする圧延とし、該仕上圧延終了後の前記冷却を、仕上圧延終了温度から750℃までの温度域を、V含有量[V]（質量%）に関連して、平均冷却速度（ $30 \times [V]$ ）℃/s以上で冷却し、750℃から巻取温度までの温度域を、V

含有量 $[V]$ (質量%) に関連して、平均冷却速度で $(10 \times [V])^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上で冷却する処理とし、前記巻取温度を、 V 含有量 $[V]$ (質量%) に関連して、巻取温度: 500°C 以上 $(700 - 50 \times [V])^\circ\text{C}$ 以下とすることを特徴とする高強度薄鋼板の製造方法。

[0031] (5) 前記組成に加えてさらに、質量%で、次A群～F群のうちから選ばれた1群または2群以上を含有することを特徴とする(4)に記載の高強度薄鋼板の製造方法。A群: $Ti: 0.005 \sim 0.20\%$ 、B群: $Nb: 0.005 \sim 0.50\%$ 、 $Mo: 0.005 \sim 0.50\%$ 、 $Ta: 0.005 \sim 0.50\%$ 、 $W: 0.005 \sim 0.50\%$ のうちから選ばれた1種または2種以上、C群: $B: 0.0002 \sim 0.0050\%$ 、D群: $Cr: 0.01 \sim 1.0\%$ 、 $Ni: 0.01 \sim 1.0\%$ 、 $Cu: 0.01 \sim 1.0\%$ のうちから選ばれた1種または2種以上、E群: $Sb: 0.005 \sim 0.050\%$ 、F群: $Ca: 0.0005 \sim 0.01\%$ 、 $REM: 0.0005 \sim 0.01\%$ のうちから選ばれた1種または2種

[0032] (6) 前記熱延工程に引続き、熱延板に、酸洗とめっき焼鈍処理からなるめっき焼鈍工程を施すに当たり、前記めっき焼鈍処理をC含有量 $[C]$ (質量%) に関連して、 500°C から均熱温度までの温度域を、平均加熱速度: $(5 \times [C])^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上で、均熱温度: $(800 - 200 \times [C])^\circ\text{C}$ 以下の温度まで加熱し、該均熱温度で均熱時間: 1000 s 以下保持したのち、平均冷却速度: $1^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上でめっき浴温度まで冷却し、該めっき浴温度: $420 \sim 500^\circ\text{C}$ である亜鉛めっき浴に浸漬する処理とすることを特徴とする(4)または(5)に記載の高強度薄鋼板の製造方法。

[0033] (7) 前記めっき焼鈍工程を施した後、さらに、加熱温度: $460 \sim 600^\circ\text{C}$ の範囲の温度に再加熱し、該加熱温度で 1 s 以上保持する再加熱処理を施すことを特徴とする(6)に記載の高強度薄鋼板の製造方法。

[0034] (8) 前記熱延工程後あるいは前記めっき焼鈍工程後に、さらに、板厚減少率: $0.1 \sim 3.0\%$ の加工を付与する調質処理を施すことを特徴とする(4)ないし(7)のいずれかに記載の高強度薄鋼板の製造方法。

発明の効果

[0035] 本発明によれば、降伏強さが1000MPa以上の高強度と、プレス成形時に優れた形状凍結性を有する高強度薄鋼板を、容易にかつ安定して製造できる。この効果は、産業上格段の効果といえる。

図面の簡単な説明

[0036] [図1]形状凍結性の評価に使用したハット型部材の概略形状を模式的に示す説明図である。

[図2]降伏強さYPに及ぼす10nm未満の析出物数密度の影響を示すグラフである。

[図3]プレス成形後の口開き量と析出物径の自然対数値の標準偏差との関係を示すグラフである。

発明を実施するための形態

[0037] まず、本発明高強度薄鋼板の組成限定理由について説明する。以下、質量％は単に％で記す。

[0038] C：0.08～0.20％

Cは、本発明ではVと結合しV炭化物を形成し、高強度化に寄与する。またCは、熱延後の冷却において、フェライト変態開始温度を低下させる作用を有し、炭化物の析出温度を下げて、析出炭化物の微細化にも寄与する。さらに、Cは巻取後の冷却過程での炭化物の粗大化抑制にも寄与する。このような効果を得るためには、高強度薄鋼板は、Cを0.08％以上含有する必要がある。一方、0.20％を超える多量のCの含有は、フェライト変態を抑制し、ベイナイトやマルテンサイトへの変態を促進するため、フェライト相における微細なV炭化物の形成が抑制される。このようなことから、Cの含有量は0.08～0.20％の範囲に限定した。なお、好ましいCの含有量の範囲は0.10～0.18％であり、より好ましくは0.12％以上0.18％以下、さらに好ましくは0.14％以上0.18％以下である。

[0039] Si：0.3％以下

Siは、熱延後の冷却において、フェライト変態を促進し、フェライト変

態開始温度を上昇させる作用を有し、炭化物の析出温度を上昇させて、炭化物を粗大に析出させる。また、S i は、熱延後の焼鈍等で、鋼板表面にS i 酸化物を形成する。このS i 酸化物は、めっき処理に際して不めっき部分を生じさせるなど、めっき性を著しく阻害するという悪影響を及ぼす。このため、本発明では、S i の含有量は0.3%以下に限定した。なお、S i の含有量は0.1%以下が好ましく、より好ましくは0.05%以下、さらに好ましくは0.03%以下である。

[0040] Mn : 0.1~3.0%

Mn は、熱間圧延後の冷却において、フェライト変態開始温度の低下に寄与する。これにより、炭化物の析出温度が低下し、炭化物を微細化できる。さらに、Mn は、固溶強化に加えて、フェライト粒を細粒化する作用を介して、鋼板の高強度化に寄与する。また、Mn は、有害な鋼中SをMnSとして固定し、無害化する作用も有する。このような効果を得るためには、0.1%以上のMnの含有を必要とする。一方、3.0%を超える多量のMnの含有は、フェライト変態を抑制し、ベイナイトやマルテンサイトへの変態を促進するため、フェライト相における微細なV炭化物の形成が抑制される。このため、Mnの含有量は0.1~3.0%の範囲に限定した。なお、Mnの含有量は0.3%以上2.0%以下が好ましく、より好ましくは0.5%以上2.0%以下、さらに好ましくは1.0%以上1.5%以下である。

[0041] P : 0.10%以下

P は、粒界に偏析して、延性や靱性を劣化させる元素である。また、P は、熱延後の冷却においてフェライト変態を促進し、フェライト変態開始温度を上昇させ、炭化物の析出温度を上昇させ、炭化物を粗大に析出させる。このため、本発明ではできるだけPの含有量を低減することが好ましい。ただし、Pの含有量が0.10%までは許容できる。このようなことから、Pの含有量は0.10%以下に限定した。なお、Pの含有量は0.05%以下が好ましく、より好ましくは0.03%以下、さらに好ましくは0.01%以下である。

[0042] S : 0.030%以下

Sは、熱間での延性を著しく低下させるため、熱間割れを誘発し、表面性を著しく劣化させる。また、Sは、高強度化にほとんど寄与しないばかりか、不純物元素として粗大な硫化物を形成して、鋼板の延性、伸びフランジ性を低下させる。このようなことは、0.030%を超えるSの含有で顕著となる。このため、Sの含有量は0.030%以下に限定した。なお、Sの含有量は0.010%以下が好ましく、より好ましくは0.003%以下、さらに好ましくは0.001%以下である。

[0043] Al : 0.10%以下

Alは、熱延後の冷却においてフェライト変態を促進し、フェライト変態開始温度の上昇を介して炭化物の析出温度を上昇させ、炭化物を粗大に析出させる。また、0.10%を超える多量のAlの含有は、アルミ酸化物の増加を招き、鋼板の延性を低下させる。このため、Alの含有量は0.10%以下に限定した。なお、Alの含有量は0.05%以下が好ましい。また、下限は特に限定する必要はないが、Alは脱酸剤として作用し、Alキルド鋼として、0.01%以上のAlが高強度薄鋼板に含まれても問題ない。

[0044] N : 0.010%以下

Nは、Vを含有する本発明においては、高温でVと結合し、粗大なV窒化物を形成する。粗大なV窒化物は、強度増加にほとんど寄与しないため、V添加による高強度化の効果を減少させる。また、多量にNを含有すると、熱間圧延中にスラブ割れを生じ、表面疵を多発させる恐れがある。このため、Nの含有量は0.010%以下に限定した。なお、Nの含有量は0.005%以下が好ましく、より好ましくは0.003%以下、さらに好ましくは0.002%以下である。

[0045] V : 0.20~0.80%

Vは、Cと結合し、微細な炭化物を形成して、鋼板の高強度化に寄与する。このような効果を得るためには、0.20%以上のVの含有を必要とする。一方、0.80%を超える多量のVの含有は、熱延後の冷却において、フ

フェライト変態を促進し、フェライト変態開始温度の上昇を介して炭化物の析出温度を上昇させ、粗大な炭化物を析出させる。このため、Vの含有量は0.20～0.80%の範囲に限定した。なお、Vの含有量は0.25%以上0.60%以下が好ましく、より好ましくは0.30%以上0.50%以下、さらに好ましくは0.35%以上0.50%以下である。

[0046] 上記した成分が、高強度薄鋼板に含まれる基本の成分である。また、高強度薄鋼板は、これら基本の成分に加えてさらに、必要に応じて、選択元素として、次A群～F群のうちから選ばれた1群または2群以上を選択して含有できる。

[0047] A群：Ti：0.005～0.20%

A群のTiは、V、Cと微細な複合炭化物を形成し、高強度化に寄与する。このような効果を得るためには、0.005%以上のTiを含有することが好ましい。一方、0.20%を超える多量のTi含有は、高温で粗大な炭化物を形成する。このため、Tiを含有する場合には、A群のTiの含有量は0.005～0.20%の範囲に限定することが好ましく、より好ましくは0.05%以上0.15%以下、さらに好ましくは0.08%以上0.15%以下である。

[0048] B群：Nb：0.005～0.50%、Mo：0.005～0.50%、Ta：0.005～0.50%、W：0.005～0.50%のうちから選ばれた1種または2種以上

B群のNb、Mo、Ta、Wはいずれも、微細析出物を形成し析出強化により、高強度化に寄与する元素である。本発明の高強度薄鋼板は、必要に応じて選択して、B群に列挙される成分の1種または2種以上を含有できる。このような効果を得るために、各成分の好ましい含有量は、それぞれ、Nbの場合には0.005%、Moの場合には0.005%以上、Taの場合には0.005%以上、Wの場合には0.005%以上である。一方、Nb、Mo、Ta、Wを、それぞれ、0.50%を超えて多量に含有しても、効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できず、経済的に不利となる。このた

め、B群に列挙される成分の1種または2種以上を含有する場合には、Nbの含有量は0.005～0.50%の範囲、Moの含有量は0.005～0.50%の範囲、Taの含有量は0.005～0.50%の範囲、Wの含有量は0.005～0.50%の範囲に限定することが好ましい。

[0049] C群：B：0.0002～0.0050%、

C群のBは、熱延後の冷却において、フェライト変態開始温度を低下させて、炭化物の析出温度の低下を介して炭化物の微細化に寄与する。また、Bは、粒界に偏析して耐二次加工脆性を向上させる。このような効果を得るためには、0.0002%以上のBを含有することが好ましい。一方、0.0050%を超えてBを含有すると、熱間での変形抵抗値が上昇し、熱間圧延が困難となる。このため、Bを含有する場合には、C群のBの含有量は0.0002～0.0050%の範囲に限定することが好ましく、より好ましくは0.0005%以上0.0030%以下、さらに好ましくは0.0010%以上0.0020%以下である。

[0050] D群：Cr：0.01～1.0%、Ni：0.01～1.0%、Cu：0.01～1.0%のうちから選ばれた1種または2種以上

D群のCr、Ni、Cuは、いずれも、組織の細粒化を介して高強度化に寄与する元素である。本発明の高強度薄鋼板は、必要に応じて、D群に列挙される成分の1種または2種以上含有できる。このような効果を得るため、各成分の好ましい含有量は、Crの場合には0.01%以上、Niの場合には0.01%以上、Cuの場合には0.01%以上である。一方、Crの含有量が1.0%、Niの含有量が1.0%、Cuの含有量が1.0%を超える量で、いずれかの成分を含有しても、効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できないため、経済的に不利となる。このため、D群に列挙される成分の1種または2種以上を含有する場合には、Crの含有量が0.01～1.0%の範囲、Niの含有量が0.01～1.0%の範囲、Cuの含有量が0.01～1.0%の範囲にそれぞれ限定することが好ましい。

[0051] E群：Sb：0.005～0.050%、

E群のS bは、熱間圧延時に表面に偏析して、鋼素材（スラブ）表面からの窒化を防止し、粗大な窒化物の形成を抑制する作用を有する元素である。このような効果を得るためには、0.005%以上のS bを含有することが好ましい。一方、0.050%を超えて多量にS bを含有しても、効果が飽和し、含有量に見合う効果を期待できなくなり、経済的に不利となる。このため、S bを含有する場合には、S bの含有量は0.005~0.050%の範囲に限定することが好ましい。

[0052] F群：Ca：0.0005~0.01%、REM：0.0005~0.01%のうちから選ばれた1種または2種

F群のCa、REMは、いずれも、硫化物の形態を制御し、延性、伸びフランジ性を改善する作用を有する元素である。本発明の高強度薄鋼板は、必要に応じて、F群に列挙される成分の少なくとも1種を含有できる。このような効果を得るための各成分の好ましい含有量は、Caの場合には0.0005%以上、REMの場合には0.0005%以上である。一方、Caの含有量が0.01%、REMの含有量が0.01%を超える量で、いずれかの成分を含有しても、効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できなくなり、経済的に不利となる。このため、F群に列挙される成分の1種または2種を含有する場合には、Caの含有量を0.0005~0.01%の範囲、REMの含有量を0.0005~0.01%の範囲に限定することが好ましい。

[0053] 上記した成分以外の残部は、Feおよび不可避的不純物からなる。なお、不可避的不純物としては、Sn、Mg、Co、As、Pb、Zn、Oが挙げられる。これら元素の含有量は合計で0.5%以下であれば、許容できる。

[0054] 次に、本発明高強度薄鋼板の組織限定理由について説明する。

[0055] 本発明の高強度薄鋼板は、面積率で95%以上のフェライト相を含み、該フェライト相中に粒径10nm未満の析出物が 1.0×10^5 個/ μm^3 以上の数密度で、かつ析出物径の自然対数を取った値の標準偏差が1.5以下となる分布で分散析出した組織を有する。

[0056] フェライト相：面積率で95%以上

本発明の高強度薄鋼板は、フェライト相を主相とする。ここでいう「主相」とは、面積率で95%以上である場合をいう。主相以外の第二相は、マルテンサイト相、ベイナイト相がある。主相以外の相が含まれる場合には、主相以外の相の量を、面積率の合計で5%以下とすることが好ましい。というのは、組織中に、第二相として、ベイナイト相やマルテンサイト相などの低温変態相が存在すると、変態歪により可動転位が導入され、降伏強さYPが低下するためである。なお、主相であるフェライト相の組織分率は、好ましくは面積率で98%以上、より好ましくは100%である。なお、面積率とは実施例に記載の方法で測定して得られる値である。

[0057] 本発明では、所望の高強度を確保するために、フェライト相中に、強度増加に大きく影響する、粒径が10nm未満の微細析出物を多量に分散析出させる。

[0058] 粒径10nm未満の析出物の数密度： 1.0×10^5 個/ μm^3 以上

粗大な析出物は強度にほとんど影響しない。降伏強さYPが1000MPa以上の高強度を確保するために、微細な析出物を分散させる必要がある。本発明では、図2に示すように、粒径10nm未満の析出物の数密度を 1.0×10^5 個/ μm^3 以上とする（なお、粒径は析出物の最大径とする）。粒径10nm未満の析出物の数密度が 1.0×10^5 個/ μm^3 未満では、所望の高強度（降伏強さYPが1000MPa以上）を安定して確保できない。このため、本発明では、粒径10nm未満の析出物の数密度を 1.0×10^5 個/ μm^3 以上に限定した。なお、上記数密度は 2.0×10^5 個/ μm^3 以上であることが好ましく、より好ましくは 3.0×10^5 個/ μm^3 以上、さらに好ましくは 4.0×10^5 個/ μm^3 以上である。なお、析出物の粒径が小さいほど、高強度を確保しやすくなるため、析出物の粒径は、好ましくは5nm未満、さらに好ましくは3nm未満である。

[0059] 粒径10nm未満の析出物について、析出物径の自然対数を取った値の標準偏差：1.5以下

粒径 10 nm 未満の析出物について、析出物径の自然対数値の標準偏差が、1.5 を超えて大きくなると、すなわち、微細な析出物の粒子径のばらつきが大きくなると、図 3 に示すよう口開き量が大きくなり、形状凍結性が低下する。そのため、本発明では、粒径 10 nm 未満の析出物について、析出物径の自然対数値の標準偏差を 1.5 以下に限定した。なお、上記標準偏差は 1.0 以下が好ましく、より好ましくは 0.5 以下、さらに好ましくは 0.3 以下である。

[0060] なお、析出物径の自然対数値の標準偏差は、次 (1) 式で算出するものとする。

[0061] 標準偏差 $\sigma = \sqrt{\{\sum_i (\ln d_m - \ln d_i)^2\} / n}$ …… (1)

ここで、 $\ln d_m$: 平均析出物粒径 (nm) の自然対数、

$\ln d_i$: 各析出物の粒径 (nm) の自然対数、

n : データ数

粒径 10 nm 未満の微細析出物について、析出物粒子径の自然対数の標準偏差が大きくなれば、すなわち、微細析出物粒子径のばらつきが大となれば、相対的に大きな析出物の存在比率も多くなる。そのため、大きな析出物周りに転位が集中しやすく、転位が相互作用を起こして転位の移動が妨げられ塑性変形が抑制され、変形が弾性変形による度合いが大きくなり、スプリングバックが生じやすく、形状不良が発生しやすくなると推察される。したがって、10 nm 未満の微細析出物のサイズ分布を小さくすることが、形状凍結性を向上させるために重要となる。

[0062] なお、本発明の高強度薄鋼板は、上記した鋼板の表面に、めっき皮膜、あるいは化成処理皮膜を形成してもよい。めっきとしては、溶融亜鉛めっき、合金化溶融亜鉛めっき、電気亜鉛めっきなどが挙げられる。

[0063] つぎに、本発明の高強度薄鋼板の好ましい製造方法について説明する。

[0064] 上記した組成の鋼素材（スラブ）を出発素材とする。鋼素材の製造方法はとくに限定する必要はない。例えば、上記した組成の溶鋼を、転炉等の常用の溶製方法で溶製し、連続鋳造法等の常用の鋳造方法でスラブ等の鋼素材と

することが好ましい。

[0065] 得られた鋼素材は、次いで、熱延工程と、あるいはさらにめっき焼鈍工程を施されて、所定の寸法形状の熱延鋼板とされる。

[0066] 熱延工程では、鋼素材は、加熱することなくそのまま、あるいは一度冷却されて温片や冷片となったものは再度加熱され、ついで粗圧延と仕上圧延からなる熱間圧延を施され、その後、冷却されて、巻取り温度でコイル状に巻き取られる。

[0067] 加熱温度：1100℃以上

鋼素材（スラブ等）は、炭化物形成元素を固溶するため、1100℃以上の高温に加熱される。これにより、炭化物形成元素は十分に固溶され、その後の熱間圧延の冷却中、あるいは巻き取られた後の冷却中に、微細な炭化物を析出させることができる。加熱温度が1100℃未満では、炭化物形成元素を十分に固溶させることができないため、微細な炭化物を分散させることができなくなる。なお、加熱温度は、1150℃以上とすることが好ましく、より好ましくは1220℃以上、さらに好ましくは1250℃以上である。なお、加熱温度の上限は、特に規定する必要はない。加熱温度の上限は、スケールが溶融し表面性状が低下するなど表面性状の観点から、1350℃以下とすることが好ましく、より好ましくは1300℃以下である。また、加熱温度での保持時間は、10min以上とする。保持時間が10min未満では、炭化物形成元素が十分に固溶できない。なお、保持時間は、好ましくは30min以上である。また、保持時間の上限はとくに限定する必要はない。保持時間の上限は、高温で過剰に長時間保持するとエネルギーコストが高騰するため、300min以下とすることが好ましく、より好ましくは180min以下、さらに好ましくは120min以下である。

[0068] 加熱された鋼素材は、まず熱延工程で、粗圧延を施される。粗圧延の終了温度は1000℃以上とする。

[0069] 粗圧延終了温度：1000℃以上

粗圧延の終了温度が1000℃未満の低温では、オーステナイトの結晶粒

が小さくなる。このため、粗圧延終了から仕上圧延終了までの間に、結晶粒界が析出物の析出サイトとなり、粗大な炭化物の析出が促進される。そこで、粗圧延終了温度は 1000°C 以上とした。なお、粗圧延終了温度は、好ましくは 1050°C 以上、さらに好ましくは 1100°C 以上である。

[0070] 次いで、鋼素材は、粗圧延後、仕上圧延を施される。仕上圧延は、 1000°C 以下の温度域での圧下率が 96% 以下、 950°C 以下の温度域での圧下率が 80% 以下で、仕上圧延終了温度が 850°C 以上とする圧延とする。

[0071] 1000°C 以下の温度域での圧下率： 96% 以下

1000°C 以下の温度域での圧下率が 96% を超えて大きくなると、オーステナイト (γ) 粒の平均粒径は小さくなるが、その後の粒成長により γ 粒は粗大化しやすい。その結果、得られる γ 粒の粒径分布は大きな粒径側となりやすい。そして圧延後の冷却において、大きな γ 粒からのフェライト (α) 変態は抑制され低温側で生じるため、微細な炭化物が析出し、小さな粒径の炭化物が多くなる。一方、小さな γ 粒からのフェライト (α) 変態はより高温側から生じるため、粗大な炭化物が析出しやすくなる。このようなことから、 1000°C 以下の温度域での圧下率が 96% を超えて大きくなると、析出物のサイズ分布が大きくなりやすい。そこで、 1000°C 以下の温度域での圧下率は 96% 以下に限定した。なお、 1000°C 以下の温度域での圧下率は 90% 以下が好ましく、より好ましくは 70% 以下、さらに好ましくは 50% 以下である。

[0072] 950°C 以下の温度域での圧下率： 80% 以下

950°C 以下の温度域での圧下率が 80% を超えて大きくなると、未再結晶オーステナイト (γ) 粒からの α 変態が促進されやすい。仕上圧延終了後の冷却中に、高温で未再結晶 γ 粒が α に変態することにより、炭化物の析出温度が高くなり、炭化物 (析出物) が大きくなる。このようなことから、析出物 (炭化物) のサイズ分布が大きくなりやすい。このため、 950°C 以下の温度域での圧下率は 80% 以下に限定した。なお、 950°C 以下の温度域での圧下率は 70% 以下が好ましく、より好ましくは 50% 以下、さらに好

ましくは25%以下である。なお、950℃以下の温度域での圧下率が80%以下には、圧下率が0%の場合を含む。

[0073] 仕上圧延終了温度：850℃以上

仕上圧延の終了温度が低温となるにしたがい、転位が蓄積されるため、圧延後の冷却時に α 変態が促進され、炭化物析出温度が高くなり、炭化物（析出物）が大きく析出しやすくなる。また、仕上圧延終了温度が α 域となると、歪誘起析出により粗大な炭化物が析出する。このようなことから、仕上圧延終了温度は850℃以上に限定した。なお、仕上圧延終了温度は880℃以上が好ましく、より好ましくは920℃以上、さらに好ましくは940℃以上である。

[0074] 仕上圧延（熱間圧延）終了後、鋼板は冷却を施され、所定の巻取温度でコイル状に巻き取られる。

[0075] 炭化物の析出は、V量が多いほど影響が顕著となることから、本発明では冷却、巻取温度は、V含有量[V]に関連して、調整する。

[0076] 熱間圧延終了後の冷却は、V含有量[V]に関連して、仕上圧延終了温度から750℃までの温度域を $(30 \times [V])^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上の平均冷却速度で、750℃から巻取温度までの温度域を $(10 \times [V])^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上の平均冷却速度で行う。

[0077] 仕上圧延終了温度から750℃までの温度域での平均冷却速度： $(30 \times [V])^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上

仕上圧延終了温度から750℃までの温度域における平均冷却速度が、 $(30 \times [V])^\circ\text{C}/\text{s}$ 未満の場合には、フェライト変態が促進されるため、炭化物（析出物）の析出温度が高く炭化物が大きく析出しやすくなる。このようなことから、仕上圧延終了温度から750℃までの冷却を、V含有量[V]に関連して、平均冷却速度で $(30 \times [V])^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上に限定した。なお、上記平均冷却速度は $(50 \times [V])^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上が好ましく、より好ましくは $(100 \times [V])^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上、さらに好ましくは $(150 \times [V])^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上である。なお、仕上圧延終了温度から750℃までの冷却の平均

冷却速度の上限はとくに限定する必要はない。上記平均冷却速度の上限は、設備制約の観点から、 $(500 \times [V])^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下とすることが好ましい。

[0078] 750°C から巻取温度までの温度域での平均冷却速度： $(10 \times [V])^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上

750°C から巻取温度までの温度域での平均冷却速度が、平均で $(10 \times [V])^\circ\text{C}/\text{s}$ 未満の場合、フェライト変態が徐々に進行するため、場所によって変態開始温度が異なることになり、炭化物の粒径が大きくばらつき、炭化物のサイズ分布が大きくなる。このようなことから、 750°C から巻取温度までの平均冷却速度は $(10 \times [V])^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上に限定した。なお、上記平均冷却速度は $(20 \times [V])^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上が好ましく、より好ましくは $(30 \times [V])^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上、さらに好ましくは $(50 \times [V])^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上である。 750°C から巻取温度までの温度域での平均冷却速度の上限は、とくに限定する必要はないが、巻取温度の制御の容易さという観点から、 $1000^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下程度とすることが好ましく、より好ましくは平均で $300^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下である。

[0079] 巻取温度： $500 \sim (700 - 50 \times [V])^\circ\text{C}$

巻取温度によって、生成する炭化物粒径が変化する。巻取温度が高いと、粗大な炭化物が析出しやすい。また、巻取温度が低いと炭化物の析出が抑制され、ベイナイト、マルテンサイト等の低温変態相が生成する傾向が強くなる。このような傾向は、V含有量 $[V]$ に関連して顕著になるため、V含有量 $[V]$ に関連して、巻取温度を限定した。

[0080] 巻取温度が 500°C 未満の場合、炭化物の析出が抑制され、ベイナイト、マルテンサイト等の低温変態相が生成する。一方、巻取温度が $(700 - 50 \times [V])^\circ\text{C}$ を超えると、炭化物が粗大となる。このようなことから、巻取温度は $500^\circ\text{C} \sim (700 - 50 \times [V])^\circ\text{C}$ の範囲に限定した。なお、上記巻取温度は 530°C 以上、 $(700 - 100 \times [V])^\circ\text{C}$ 以下が好ましく、より好ましくは 530°C 以上、 $(700 - 150 \times [V])^\circ\text{C}$ 以下、さ

らに好ましくは 530°C 以上、 $(700 - 200 \times [V])^{\circ}\text{C}$ 以下である。

[0081] 上記した熱延工程後に、熱延板にさらに、酸洗とめっき焼鈍処理からなるめっき焼鈍工程を施し、鋼板表面に溶融亜鉛めっき層を形成してもよい。

[0082] めっき焼鈍処理は、C含有量 $[C]$ （質量％）に関連して、 500°C から均熱温度までの温度域を平均加熱速度が $(5 \times [C])^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上、均熱温度が $(800 - 200 \times [C])^{\circ}\text{C}$ 以下の条件で、熱延板を加熱し、該均熱温度で均熱時間が 1000 s 以下の条件で保持したのち、平均冷却速度： $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上でめっき浴温度まで冷却し、該めっき浴温度が $420 \sim 500^{\circ}\text{C}$ である亜鉛めっき浴に浸漬する処理とする。なお、めっき焼鈍処理における炭化物の粒径変化は、C含有量 $[C]$ （質量％）の影響が顕著となる。このため、本発明ではめっき焼鈍処理における平均加熱速度、平均冷却速度、均熱温度は、C含有量 $[C]$ に関連して、調整することとした。

[0083] 500°C から均熱温度までの平均加熱速度： $(5 \times [C])^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上
溶融亜鉛めっきを施す場合には、 500°C から均熱温度までの平均加熱速度が、 $(5 \times [C])^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満の場合、熱延工程で微細に析出した炭化物（析出物）が粗大化する。このため、 500°C から均熱温度までの平均加熱速度は $(5 \times [C])^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上に限定した。なお、上記平均加熱速度は、好ましくは $(10 \times [C])^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上である。また、平均加熱速度の上限はとくに限定しないが、平均加熱速度が大きくなるにしたがい、均熱温度の制御が難しくなるため、 $1000^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下程度とすることが好ましい。なお、上記平均加熱速度の上限は、好ましくは $300^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下、より好ましくは $100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下、さらに好ましくは $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下である。

[0084] 均熱温度： $(800 - 200 \times [C])^{\circ}\text{C}$ 以下

均熱温度が高くなると、微細に析出している析出物（炭化物）が粗大化する。このような傾向はC含有量が多くなるほど顕著になるため、C含有量 $[C]$ に関連して、均熱温度は $(800 - 200 \times [C])^{\circ}\text{C}$ 以下に限定した。なお、均熱温度は、好ましくは $(800 - 300 \times [C])^{\circ}\text{C}$ 以下、より好ましくは $(800 - 400 \times [C])^{\circ}\text{C}$ 以下である。また、均熱温度の下

限はとくに限定しないが、亜鉛めっき浴に浸漬する関係から、亜鉛めっき浴温度である420～500℃とすれば十分である。なお、皮膜の表面性状が要求される用途には、均熱温度を600℃以上とすることが好ましく、より好ましくは650℃以上である。

[0085] 均熱時間：1000 s 以下

焼鈍時の均熱時間が1000 sを超えて長くなると、微細に析出している析出物（炭化物）が粗大化する。このため、均熱時間は1000 s以下に限定した。なお、均熱時間は、好ましくは500 s以下、より好ましくは300 s以下、さらに好ましくは150 s以下である。なお、均熱保持時間の下限はとくに限定しないが、1 s以上保持すれば、所期の目的は達成できる。

[0086] 上記した温度、時間で均熱した熱延板を、ついで亜鉛めっき浴に浸漬し、溶融亜鉛めっき層を鋼板表面に形成する。

[0087] 均熱温度から亜鉛めっき浴までの平均冷却速度：1℃/s 以上

均熱温度から亜鉛めっき浴までの平均冷却速度が1℃/s未満の場合には、微細に析出した析出物（炭化物）が粗大化する。このため、均熱温度から亜鉛めっき浴までの平均冷却速度を1℃/s以上に限定した。なお、上記平均冷却速度は、好ましくは3℃/s以上、より好ましくは5℃/s以上、さらに好ましくは10℃/s以上である。また、めっき浴までの冷却における平均冷却速度の上限はとくに限定しないが、設備制約の観点から、100℃/s以下であれば十分である。

[0088] なお、めっき浴の温度、浸漬時間は、めっき厚等に応じて、適宜調整すればよい。

[0089] 再加熱処理条件：460～600℃で1 s 以上保持

再加熱処理は、めっき皮膜のZnとFeの合金化のために行う。めっき皮膜の合金化のためには、460℃以上で保持する必要がある。一方、再加熱温度が600℃を超えて高くなると、合金化が進行しすぎてめっき皮膜が脆くなる。このようなことから、再加熱処理の温度は460～600℃の範囲に限定した。なお、再加熱処理の温度は、好ましくは570℃以下である。

また、保持時間は1 s以上とする必要がある。しかし、長時間保持すると析出物が粗大化するため、10 s以下程度保持すれば十分に目的を達成できる。なお、保持時間は、好ましくは5 s以下である。

[0090] なお、めっきは、上記した亜鉛以外に、亜鉛とAlの複合めっき、亜鉛とNiの複合めっき、Alめっき、AlとSiの複合めっきなどとしてもよい。

[0091] また、熱延工程後あるいはめっき焼鈍工程を施した後に、調質処理を施しても良い。

[0092] 熱延工程後あるいはめっき焼鈍工程後に、鋼板に、軽加工を付与する調質処理を施すことにより、可動転位が増加し、形状凍結性を向上させることができる。このような目的のために、調質処理は、0.1%以上の板厚減少率（圧下率）で加工を付与する処理とすることが好ましい。なお、好ましくは板厚減少率は0.3%以上である。板厚減少率が3.0%を超えて大きくなると、転位の相互作用で転位が移動しにくくなり、形状凍結性が低下する。このため、調質処理を行う場合には、板厚減少率が0.1～3.0%の加工を付与する処理に限定することが好ましい。なお、調質処理を行う場合の板厚減少率は、好ましくは2.0%以下、さらに好ましくは1.0%以下である。また、加工は、圧延ロールによる加工、あるいは引張りによる加工、あるいは、圧延（冷間圧延）と引張りとの複合加工としてもよい。

[0093] 以下、実施例に基づき、さらに本発明について説明する。

実施例 1

[0094] 表1（表1-1、表1-2）に示す組成の溶鋼を、転炉で溶製し、連続鋳造法でスラブ（鋼素材肉厚が250 mm）とし、表2（表2-1、表2-2）に示す条件の熱延工程、あるいはさらにめっき焼鈍工程を施し、表3（表3-1、表3-2）に示す板厚の薄鋼板とした。

[0095] 得られた薄鋼板から、試験片を採取し、組織観察、引張試験、形状凍結性評価試験を行った。試験方法は次のとおりとした。

（1）組織観察

得られた薄鋼板から、組織観察用試片を採取し、圧延方向断面（L断面）を研磨し、ナイトール腐食して光学顕微鏡（倍率が500倍）で組織観察を行った。観察は、300 μm × 300 μm 範囲の領域とし、組織の種類、およびその面積率を求めた。

[0096] また、得られた薄鋼板から、薄膜用試験片を採取し、研磨して薄膜試料としたのち、透過型電子顕微鏡（TEM）により、粒径10 nm未満の析出物の数密度、およびそれぞれの析出物径を測定した。10 nm未満析出物の数密度（個/ μm^3 ）は、100 × 100 nm² 範囲の領域10箇所において10 nm未満析出物の個数を数えるとともに、収束電子回折法により測定視野の膜厚を求めて、算出した。また、析出物の粒径は、同じ薄膜試料を用いて10 nm未満の析出物500個について、その径 d_i をそれぞれ測定し、それらを算術平均し平均粒径 d_m を求めるとともに、粒径 d_i の自然対数 $\ln d_i$ を求め、それらの標準偏差 σ を算出した。なお、析出物は球形ではないことから、各析出物の粒径は、当該析出物の最大径とした。標準偏差 σ は次（1）式で算出した。

$$\text{標準偏差 } \sigma = \sqrt{\{\sum_i (\ln d_m - \ln d_i)^2\} / n} \quad \cdots (1)$$

ここで、 $\ln d_m$ ：平均析出物粒径（nm）の自然対数、

$\ln d_i$ ：各析出物の粒径（nm）の自然対数、

n ：データ数

（2）引張試験

得られた薄鋼板から、引張方向が圧延方向に直角な方向となるように、JIS 5号引張試験片を切り出し、JIS Z 2241の規定に準拠して引張試験を実施し、降伏強さY_P、引張強さT_S、全伸びE_Lを求めた。

（3）形状凍結性評価試験

得られた薄鋼板から、試験材（大きさ：80 mm × 360 mm）を採取し、プレス成形して図1に示す形状のハット部材とした。なお、プレス成形時のしわ押さえ圧は20 t o n、ダイ肩Rは5 mmとした。成形後、図1に示す要領で、口開き量を測定した。なお、一部の試験材では、試験材を表3に示

スプレス成形温度まで加熱してプレス成形を行う、温間プレス成形とした。
得られた結果を表3に示す。

[0097] [表1]

【表1-1】

化 学 成 分 (質量%)	備考													
鋼 No.	C	Si	Mn	P	S	Al	N	V	A群 Ti	B群 Nb,Mo,Ta,W	C群 B	D群 Cr,Ni,Cu	E群 Sb	F群 Ca,REM
1	0.14	0.01	1.5	0.01	0.001	0.04	0.003	0.30	0.10	—	—	—	—	—
2	0.07	0.02	1.3	0.01	0.001	0.04	0.004	0.35	0.09	—	—	—	—	—
3	0.08	0.02	0.5	0.01	0.002	0.05	0.005	0.35	0.14	—	—	—	—	—
4	0.10	0.01	0.4	0.02	0.010	0.06	0.005	0.40	0.12	—	—	—	—	—
5	0.12	0.01	0.6	0.01	0.002	0.01	0.004	0.45	—	—	—	—	—	—
6	0.16	0.05	0.8	0.03	0.003	0.02	0.004	0.35	0.08	—	—	Cr<0.02	—	—
7	0.18	0.03	1.0	0.02	0.001	0.08	0.007	0.25	0.05	—	—	Ni<0.02	—	—
8	0.20	0.01	1.2	0.01	0.001	0.04	0.005	0.20	—	—	—	—	—	—
9	0.21	0.01	0.9	0.01	0.002	0.05	0.006	0.40	0.11	—	—	—	—	—
10	0.13	0.30	1.2	0.01	0.001	0.04	0.008	0.45	0.005	—	—	—	—	—
11	0.15	0.10	0.4	0.02	0.004	0.10	0.005	0.38	0.09	—	—	—	—	—
12	0.16	0.05	0.5	0.01	0.030	0.08	0.006	0.42	—	—	—	Cu<0.02	—	—
13	0.15	0.01	0.1	0.01	0.010	0.05	0.004	0.50	0.11	—	—	Cr<0.02,Ni<0.02	—	—
14	0.15	0.02	0.3	0.01	0.003	0.06	0.010	0.60	0.09	—	—	—	—	—
15	0.14	0.02	0.5	0.05	0.002	0.03	0.003	0.80	0.11	—	—	—	—	—
16	0.12	0.03	1.0	0.10	0.010	0.04	0.004	0.45	0.12	—	—	Cr<0.02,Ni<0.02,Cu<0.02	—	—
17	0.16	0.01	2.0	0.01	0.020	0.04	0.003	0.33	0.15	—	—	—	—	—
18	0.18	0.02	2.0	0.02	0.008	0.03	0.005	0.38	0.20	—	—	—	—	—
19	0.15	0.01	3.1	0.01	0.005	0.04	0.004	0.41	0.11	—	—	—	—	—
20	0.11	0.01	1.5	0.02	0.002	0.05	0.004	0.19	—	—	—	—	—	—
21	0.09	0.02	1.2	0.01	0.001	0.04	0.003	0.81	0.10	—	—	—	—	—
22	0.14	0.01	1.2	0.01	0.001	0.05	0.003	0.35	—	Nb<0.25	—	—	—	—
23	0.13	0.02	0.9	0.02	0.002	0.04	0.004	0.40	0.10	Mo<0.40	—	—	—	—
24	0.15	0.01	0.8	0.01	0.001	0.05	0.005	0.41	0.11	Ta<0.35	—	—	—	—
25	0.16	0.01	1.1	0.03	0.012	0.05	0.004	0.38	0.12	W<0.15	—	—	—	—
26	0.15	0.01	0.8	0.01	0.013	0.06	0.003	0.35	0.08	Nb<0.05,Mo<0.35	—	—	—	—
27	0.14	0.02	0.5	0.01	0.008	0.04	0.005	0.30	0.10	Nb<0.005,Mo<0.35,Ta<0.01,W<0.05	—	—	—	—
28	0.14	0.01	0.2	0.01	0.001	0.05	0.004	0.45	0.12	—	0.0015	—	—	—
29	0.12	0.01	0.5	0.01	0.002	0.04	0.005	0.29	—	—	0.0030	—	—	—
30	0.15	0.02	0.6	0.01	0.001	0.04	0.004	0.36	—	Mo<0.40	0.0005	—	—	—

[0098]

[表2]

【表1-2】															
鋼 No.	化 学 成 分 (質量%)											備考			
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	V	A群 Ti	B群 Nb,Mo,Ta,W	C群 B		D群 Cr,Ni,Cu	E群 Sb	F群 Ca,REM
31	0.16	0.03	1.0	0.02	0.005	0.05	0.003	0.35	0.11	—	—	—	—	—	適合例
32	0.15	0.01	1.1	0.01	0.001	0.05	0.004	0.38	0.12	—	—	—	0.01	—	適合例
33	0.15	0.01	0.9	0.02	0.001	0.06	0.005	0.30	—	—	—	—	—	Ca:0.0005	適合例
34	0.16	0.01	0.8	0.01	0.001	0.05	0.004	0.42	0.10	Nb:0.02,Mo:0.10,Ta:0.10,W:0.10	0.0005	Cr:0.02,Ni:0.02,Cu:0.01	—	Ca:0.0005,REM:0.0005	適合例
35	0.14	0.01	0.9	0.01	0.001	0.04	0.003	0.35	0.11	—	—	—	—	—	適合例
36	0.13	0.02	1.2	0.02	0.001	0.05	0.004	0.30	—	—	—	—	—	—	適合例
37	0.11	0.01	0.5	0.01	0.002	0.04	0.003	0.28	—	—	—	—	—	—	適合例
38	0.15	0.02	0.6	0.02	0.008	0.03	0.005	0.36	—	—	—	—	—	—	適合例
39	0.18	0.01	0.8	0.01	0.005	0.06	0.006	0.38	—	—	—	—	—	—	適合例
40	0.19	0.02	0.7	0.01	0.006	0.07	0.003	0.60	0.11	—	—	—	—	—	適合例
41	0.11	0.01	1.3	0.01	0.001	0.04	0.004	0.55	0.12	—	—	—	—	—	適合例
42	0.12	0.01	1.5	0.01	0.002	0.05	0.005	0.35	—	—	—	—	—	—	適合例
43	0.18	0.02	1.5	0.01	0.007	0.03	0.002	0.31	—	—	—	—	—	—	適合例
44	0.09	0.01	0.6	0.01	0.011	0.05	0.003	0.42	—	—	—	—	—	—	適合例
45	0.13	0.02	0.5	0.02	0.015	0.06	0.004	0.45	—	—	—	—	—	—	適合例
46	0.09	0.01	0.3	0.03	0.012	0.04	0.002	0.35	0.11	—	—	—	—	—	適合例
47	0.08	0.02	1.5	0.01	0.005	0.05	0.006	0.36	0.12	—	—	—	—	—	適合例
48	0.12	0.01	1.5	0.01	0.006	0.02	0.005	0.35	0.10	—	—	—	—	—	適合例
49	0.14	0.01	1.1	0.02	0.008	0.04	0.007	0.40	0.10	—	—	—	—	—	適合例
50	0.13	0.01	0.6	0.01	0.004	0.06	0.005	0.41	0.10	—	—	—	—	—	適合例
51	0.15	0.01	0.5	0.01	0.001	0.05	0.003	0.36	0.09	—	—	—	—	—	適合例

[0099]

[表3]

鋼板 No.		熱間圧延工程					めっき焼鈍工程							調質 圧下率 (%)	備 考	
		加熱 温度 (℃)	保持時 間(min)	終了温 度(℃)	仕上圧延		冷却 速度 (℃/s)	巻取 温度 (℃)	加熱 速度*** (℃/s)	均熱 温度 (℃)	保持 時間 (s)	冷却速 度**** (℃/s)	再加熱処理 温度 (℃)			保持時 間 (a)
					1000℃ 以下	950℃ 以下										
1	1	1250	30	1150	90	20	30	570	2.0	650	100	10	550	3	0.5	本発明例
2	2	1220	60	1120	88	30	35	560	1.5	660	30	2	560	2	0.2	比較例
3	3	1230	50	1100	80	40	25	553	3.5	711	30	8	540	3	0.1	本発明例
4	4	1220	60	1160	50	0	15	540	—	—	—	—	—	—	0.5	本発明例
5	5	1100	10	1140	60	30	27	672	—	—	—	—	—	—	0.6	本発明例
6	6	1250	10	1120	94	80	68	632	1.7	750	50	5	—	—	—	本発明例
7	7	1250	60	1110	92	43	12	595	1.1	732	180	9	500	1	1.0	本発明例
8	8	1150	30	1050	94	50	25	570	3.5	680	120	7	560	4	0.8	本発明例
9	9	1230	50	1150	90	45	26	550	5.5	693	90	8	530	3	0.5	比較例
10	10	1250	300	1130	91	70	5	500	7.8	641	90	12	530	2	1.3	本発明例
11	11	1240	150	1120	92	80	18	523	16.2	627	60	5	520	3	1.5	本発明例
12	12	1210	80	1090	70	25	42	545	6.8	606	210	13	—	—	—	本発明例
13	13	1240	30	1120	90	52	19	584	21.2	663	500	7	520	5	0.5	本発明例
14	14	1260	50	1130	91	61	17	565	5.4	638	1000	8	530	3	3.0	本発明例
15	15	1280	120	1100	88	33	28	542	—	—	—	—	—	—	0.5	本発明例
16	16	1250	100	1120	92	20	26	625	8.5	669	120	1	520	2	2.0	本発明例
17	17	1270	30	1090	58	25	34	675	6.1	715	130	3	530	1	0.8	本発明例
18	18	1220	80	1120	80	50	16	635	9.2	705	155	15	550	2	0.5	本発明例
19	19	1240	90	1100	85	31	28	615	5.5	685	120	5	540	2	0.6	比較例
20	20	1230	60	1110	91	62	51	521	—	—	—	—	—	—	—	比較例
21	21	1220	60	1090	86	29	80	564	3.8	695	160	6	530	2	0.5	比較例
22	22	1100	30	1000	96	56	29	532	1.2	745	230	13	520	3	0.5	本発明例
23	23	1200	20	1130	93	46	36	536	0.7	689	80	3	530	1	0.6	本発明例
24	24	1220	30	1120	87	35	48	534	3.9	645	300	6	—	—	0.8	本発明例
25	25	1230	50	1130	68	21	27	593	17.6	658	60	8	540	2	0.4	本発明例
26	26	1200	60	1080	78	35	18	615	13.5	692	50	5	525	2	1.2	本発明例
27	27	1260	100	1170	90	50	4	621	22.1	736	90	12	535	1	1.2	本発明例
28	28	1240	120	1130	85	35	28	558	14.6	751	135	5	550	2	0.3	本発明例
29	29	1220	60	1150	40	0	24	542	8.2	775	160	8	545	4	0.2	本発明例
30	30	1220	300	1140	85	32	28	562	—	—	—	—	—	—	0.2	本発明例

*)仕上圧延終了温度から750℃までの平均冷却速度

**)750℃から巻取温度までの平均冷却速度

***)500℃からの均熱温度までの平均均熱速度

****)均熱温度からめっき浴温度までの平均冷却速度

[0100]

[表4]

【表 2 - 2】

鋼板 No.		熱間圧延工程		めっき焼鈍工程		調質 圧下率 (%)	備 考										
No.		加熱	粗圧延	仕上圧延	冷却	巻取	均熱	冷却	再加熱処理								
		温度 (℃)	保持時 間 (min)	終了温 度 (℃)	圧下率 (%)	終了温 度 (℃)	750℃ まで*	巻取速度 (℃/ s)	巻取 温度 (℃)	加熱速 度*** (℃/s)	均熱 温度 (℃)	保持 時間 (s)	冷却速 度**** (℃/s)	加熱 温度 (℃)	保持時 間 (s)		
					1000℃ 以下	950℃ 以下											
31	31	1230	180	1130	88	28	34	15	573	2.8	685	125	12	535	2	0.5	本発明例
32	32	1230	120	1120	92	36	33	13	562	—	—	—	—	—	—	0.6	本発明例
33	33	1220	50	1130	90	42	36	16	558	—	—	—	—	—	—	0.2	本発明例
34	34	1250	60	1120	92	39	38	21	586	2.8	698	130	11	—	—	0.8	本発明例
35	35	1090	30	1000	95	36	32	25	547	—	—	—	—	—	—	0.6	比較例
36	36	1220	50	990	83	50	28	23	529	8.5	685	125	8	565	3	0.5	比較例
37	37	1230	80	1090	97	36	36	15	556	—	—	—	—	—	—	1.1	比較例
38	38	1250	30	1150	95	81	39	12	584	—	—	—	—	—	—	1.2	比較例
39	39	1230	50	1140	91	75	52	26	591	—	—	—	—	—	—	0.3	比較例
40	40	1220	30	1130	90	30	17	15	608	—	—	—	—	—	—	0.8	比較例
41	41	1230	60	1120	88	40	30	4	625	5.5	672	130	7	525	2	0.5	比較例
42	42	1250	50	1140	85	20	30	15	635	—	—	—	—	—	—	0.5	比較例
43	43	1230	40	1130	75	23	32	15	495	—	—	—	—	—	—	0.6	比較例
44	44	1240	80	1120	86	50	32	3	550	13.5	658	155	5	535	1	0.8	比較例
45	45	1230	70	1100	91	36	12	14	560	15.2	673	120	6	525	2	0.4	比較例
46	46	1210	60	1090	86	54	35	13	572	0.4	682	110	11	530	1	0.5	比較例
47	47	1250	50	1120	84	61	41	15	549	0.3	674	100	12	—	—	0.5	比較例
48	48	1260	50	1150	87	54	29	15	563	3.3	778	125	5	525	3	0.6	比較例
49	49	1250	60	1130	92	25	30	14	582	5.2	775	135	4	520	2	0.8	比較例
50	50	1260	80	1120	89	26	31	13	549	2.4	666	1100	2	—	—	0.7	比較例
51	51	1250	90	1140	75	38	29	17	555	8.5	672	75	0.4	535	2	0.8	比較例

*仕上圧延終了温度から750℃までの平均冷却速度

**750℃から巻取温度までの平均冷却速度

***1000℃から均熱温度までの平均加熱速度

****均熱温度からめっき浴温度までの平均冷却速度

[表5]

【表 3-1】

鋼板		板厚 (mm)		組織					引張特性			形状・凍結性		備 考	
No.	No.		(mm)	基 地		析 出 物**			降伏強さ YP (MPa)	引張強さ TS (MPa)	伸び El (%)	プレス成 形温度 (℃)	口開き 量 (mm)		
				種類*	F相分率 (面積%)	数密度 ($\times 10^5$ 個/ μm^3)	平均径 (nm)	標準 偏差							
1	1	1	1.4	F	100	4.1	3.1	0.4	1150	1210	15	600	120	本発明例	
2	2	2	1.4	F	100	0.9	3.5	0.6	980	1060	18	RT	126	比較例	
3	3	3	2.0	F	100	3.9	3.5	0.3	1120	1180	16	500	118	本発明例	
4	4	4	1.4	F	100	4.2	2.9	0.3	1160	1220	15	600	114	本発明例	
5	5	5	1.3	F	100	4.5	6.2	1.5	1130	1210	15	700	125	本発明例	
6	6	6	1.8	F	100	3.5	5.6	1.2	1085	1150	16	RT (室温)	129	本発明例	
7	7	7	1.6	F+B	98	2.1	5.4	1.0	1060	1110	17	RT	127	本発明例	
8	8	8	1.4	F+B	95	1.0	3.5	0.6	1000	1050	18	600	121	本発明例	
9	9	9	1.6	F+B	93	4.5	3.5	0.5	990	1150	16	650	120	比較例	
10	10	10	1.2	F	100	4.0	2.5	0.3	1160	1230	14	700	116	本発明例	
11	11	11	1.4	F	100	3.6	2.6	0.3	1140	1200	15	650	115	本発明例	
12	12	12	1.6	F+B	99	3.5	3.2	0.4	1150	1220	15	700	118	本発明例	
13	13	13	1.4	F	100	3.8	3.3	0.3	1140	1200	14	550	115	本発明例	
14	14	14	1.8	F	100	4.1	3.2	0.3	1165	1220	15	RT	121	本発明例	
15	15	15	2.0	F	100	5.2	2.9	0.2	1250	1330	13	600	114	本発明例	
16	16	16	1.5	F	100	3.8	3.2	0.3	1140	1230	15	700	115	本発明例	
17	17	17	1.4	F	100	2.9	5.1	0.7	1080	1170	16	700	122	本発明例	
18	18	18	1.2	F	100	3.2	4.6	0.6	1100	1180	16	650	123	本発明例	
19	19	19	1.4	F+B	93	2.1	4.5	0.6	985	1250	15	650	121	比較例	
20	20	20	1.6	F	100	0.9	4.1	0.5	970	1060	16	650	122	比較例	
21	21	21	1.2	F	100	0.8	6.4	0.8	960	1060	17	700	121	比較例	
22	22	22	1.2	F	100	3.2	2.6	0.4	1120	1180	15	700	121	本発明例	
23	23	23	1.2	F	100	3.3	2.8	0.5	1130	1200	15	650	123	本発明例	
24	24	24	1.4	F	100	3.6	3.3	0.5	1120	1200	15	650	122	本発明例	
25	25	25	1.9	F+B	99	4.1	3.9	0.4	1165	1230	14	700	121	本発明例	
26	26	26	1.4	F+B	99	3.8	3.4	0.3	1150	1210	14	550	118	本発明例	
27	27	27	1.7	F	100	2.9	3.6	0.4	1080	1150	16	500	122	本発明例	
28	28	28	1.4	F	100	4.1	3.3	0.3	1150	1200	15	RT	128	本発明例	
29	29	29	1.4	F	100	2.5	3.0	0.3	1040	1110	16	600	122	本発明例	
30	30	30	1.6	F	100	3.1	3.1	0.3	1115	1180	15	650	121	本発明例	

*) F: フェライト、B: ペイナイト

**) 10nm 未満の析出物

[0102]

[表6]

【表3-2】

鋼板 No.	鋼 No.	板厚 (mm)	組織				引張特性			形状凍結性		備考	
			基体		析出物**		降伏強さ YP (MPa)	引張強さ TS (MPa)	伸び El (%)	プレス成形温度 (℃)	口開き 量(mm)		
			種類*	F相分率 (面積%)	数密度 ($\times 10^{-5}$ 個/ μm^3)	平均径 (nm)	標準 偏差						
31	31	1.6	F+B	99	3.2	3.3	0.4	1120	1190	15	650	119	本発明例
32	32	1.6	F	100	3.6	3.2	0.5	1110	1210	15	700	118	本発明例
33	33	1.2	F	100	1.5	3.1	0.3	1040	1140	17	750	116	本発明例
34	34	1.4	F+B	98	4.2	3.8	0.6	1170	1250	14	700	119	本発明例
35	35	1.8	F	100	0.9	6.5	1.4	980	1050	17	600	128	比較例
36	36	2.0	F	100	0.8	6.3	1.2	965	1060	17	650	125	比較例
37	37	1.8	F	100	1.1	6.3	1.6	1020	1080	16	600	136	比較例
38	38	1.6	F	100	1.0	5.5	1.7	1025	1100	16	RT	142	比較例
39	39	1.4	F	100	0.6	7.2	1.3	920	990	18	RT	130	比較例
40	40	1.6	F	100	0.9	6.8	1.1	985	950	18	RT	129	比較例
41	41	1.6	F	100	1.0	5.9	1.6	1005	1085	16	700	135	比較例
42	42	1.4	F	100	0.9	7.6	1.3	955	1050	16	650	129	比較例
43	43	1.8	F+B	94	1.2	3.5	0.5	995	1200	14	600	126	比較例
44	44	2.0	F	100	1.1	5.8	1.7	1015	1105	15	750	136	比較例
45	45	1.8	F	100	0.8	6.2	1.3	960	1035	16	700	125	比較例
46	46	1.6	F	100	0.8	6.7	1.1	965	1040	16	600	128	比較例
47	47	1.6	F	100	0.7	6.8	1.2	955	1035	16	RT	130	比較例
48	48	1.4	F	100	0.5	7.8	1.1	855	960	18	650	123	比較例
49	49	1.4	F	100	0.4	8.1	1.4	835	965	18	600	122	比較例
50	50	1.4	F	100	0.8	7.1	1.2	950	1025	17	RT	126	比較例
51	51	1.2	F	100	0.9	6.2	0.9	985	1040	16	600	124	比較例

*F : フェライト、B : ペイナイト

**) 10nm未満の析出物

[0103] 本発明例はいずれも、降伏強さYPが1000MPa以上で、かつハット型部材の口開き量が130mm以下と、形状凍結性に優れた高強度薄鋼板となっている。一方、本発明の範囲を外れる比較例は、降伏強さYPが1000MPa未満と低強度であるか、ハット型部材の口開き量が130mmを超えて形状凍結性が低下しているかであり、高強度と形状凍結性とを兼備した高強度薄鋼板が得られていない。

[0104] なお、本発明薄鋼板を用いて部品をプレス成形する際には、500～700℃程度に再加熱して成形する温間プレス成形も可能であることがわかる。

請求の範囲

- [請求項1] 質量%で、C：0.08～0.20%、Si：0.3%以下、Mn：0.1～3.0%、P：0.10%以下、S：0.030%以下、Al：0.10%以下、N：0.010%以下、V：0.20～0.80%を含み、残部Feおよび不可避免の不純物からなる組成を有し、
- 面積率で95%以上のフェライト相を含み、
- 粒径10nm未満の析出物が 1.0×10^5 個/ μm^3 以上の数密度で、かつ粒径10nm未満の析出物についての析出物粒径(nm)の自然対数値の標準偏差が1.5以下となる分布で分散析出した組織を有し、
- 降伏強さ：1000MPa以上の高強度を有することを特徴とする高強度薄鋼板。
- [請求項2] 前記組成に加えてさらに、質量%で、下記A群～F群のうちから選ばれた1群または2群以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の高強度薄鋼板。
- A群：Ti：0.005～0.20%、
- B群：Nb：0.005～0.50%、Mo：0.005～0.50%、Ta：0.005～0.50%、W：0.005～0.50%のうちから選ばれた1種または2種以上、
- C群：B：0.0002～0.0050%、
- D群：Cr：0.01～1.0%、Ni：0.01～1.0%、Cu：0.01～1.0%のうちから選ばれた1種または2種以上、
- E群：Sb：0.005～0.050%、
- F群：Ca：0.0005～0.01%、REM：0.0005～0.01%のうちから選ばれた1種または2種
- [請求項3] 鋼板表面にめっき層を有することを特徴とする請求項1または2に記載の高強度薄鋼板。

[請求項4] 質量%で、C : 0.08~0.20%、Si : 0.3%以下、Mn : 0.1~3.0%、P : 0.10%以下、S : 0.030%以下、Al : 0.10%以下、N : 0.010%以下、V : 0.20~0.80%を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有する鋼素材に、加熱、粗圧延および仕上圧延からなる熱間圧延を施したのち、冷却し、所定の巻取温度でコイル状に巻き取る熱延工程を施す高強度薄鋼板の製造方法において、

前記加熱を、1100℃以上の温度で10min以上保持する処理とし、

前記粗圧延を、粗圧延終了温度：1000℃以上とする圧延とし、

前記仕上圧延を、1000℃以下の温度域での圧下率：96%以下、950℃以下の温度域での圧下率：80%以下で、仕上圧延終了温度：850℃以上とする圧延とし、

該仕上圧延終了後の前記冷却を、仕上圧延終了温度から750℃までの温度域を、V含有量[V]（質量%）に関連して、平均冷却速度（ $30 \times [V]$ ）℃/s以上で冷却し、750℃から巻取温度までの温度域を、V含有量[V]（質量%）に関連して、平均冷却速度で（ $10 \times [V]$ ）℃/s以上で冷却する処理とし、

前記巻取温度を、V含有量[V]（質量%）に関連して、巻取温度：500℃以上（ $700 - 50 \times [V]$ ）℃以下とすることを特徴とする高強度薄鋼板の製造方法。

[請求項5] 前記組成に加えてさらに、質量%で、次A群～F群のうちから選ばれた1群または2群以上を含有することを特徴とする請求項4に記載の高強度薄鋼板の製造方法。

A群：Ti : 0.005~0.20%、

B群：Nb : 0.005~0.50%、Mo : 0.005~0.50%、Ta : 0.005~0.50%、W : 0.005~0.50%のうちから選ばれた1種または2種以上、

C群：B：0.0002～0.0050%、

D群：Cr：0.01～1.0%、Ni：0.01～1.0%、Cu：0.01～1.0%のうちから選ばれた1種または2種以上、

E群：Sb：0.005～0.050%、

F群：Ca：0.0005～0.01%、REM：0.0005～0.01%のうちから選ばれた1種または2種

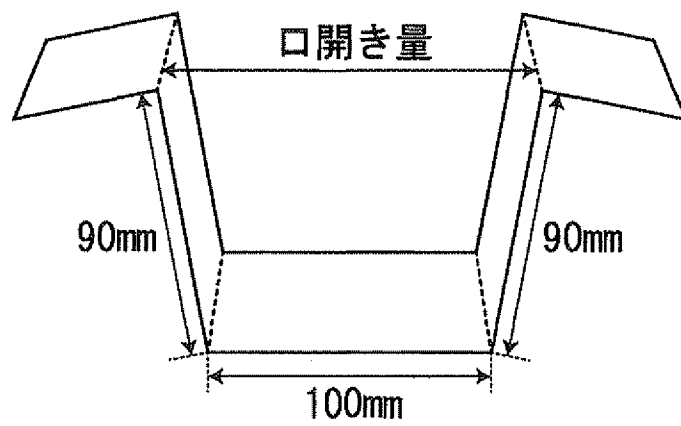
[請求項6] 前記熱延工程に引続き、熱延板に、酸洗とめっき焼鈍処理からなるめっき焼鈍工程を施すに当たり、

前記めっき焼鈍処理をC含有量[C]（質量%）に関連して、500℃から均熱温度までの温度域を、平均加熱速度： $(5 \times [C])$ ℃/s以上で、均熱温度： $(800 - 200 \times [C])$ ℃以下の温度まで加熱し、該均熱温度で均熱時間：1000s以下保持したのち、平均冷却速度：1℃/s以上でめっき浴温度まで冷却し、該めっき浴温度：420～500℃である亜鉛めっき浴に浸漬する処理とすることを特徴とする請求項4または5に記載の高強度薄鋼板の製造方法。

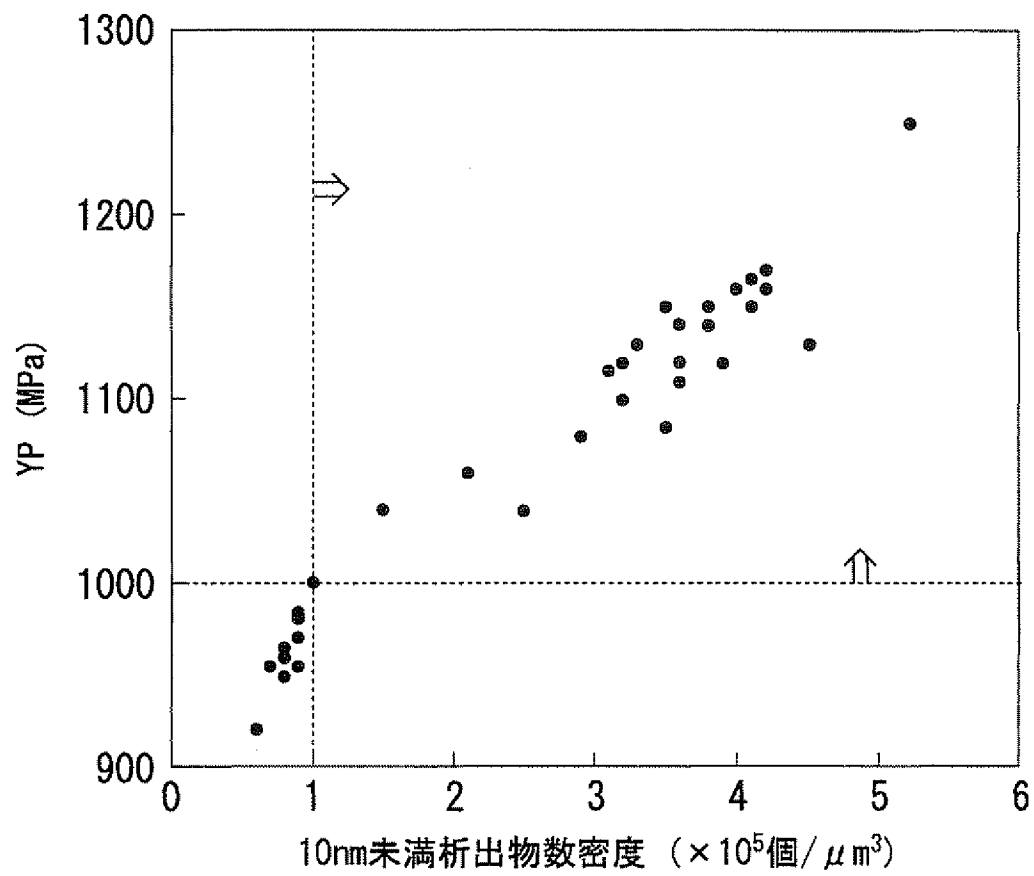
[請求項7] 前記めっき焼鈍工程を施した後、さらに、加熱温度：460～600℃の範囲の温度に再加熱し、該加熱温度で1s以上保持する再加熱処理を施すことを特徴とする請求項6に記載の高強度薄鋼板の製造方法。

[請求項8] 前記熱延工程後あるいは前記めっき焼鈍工程後に、さらに、板厚減少率：0.1～3.0%の加工を付与する調質処理を施すことを特徴とする請求項4ないし7のいずれかに記載の高強度薄鋼板の製造方法。

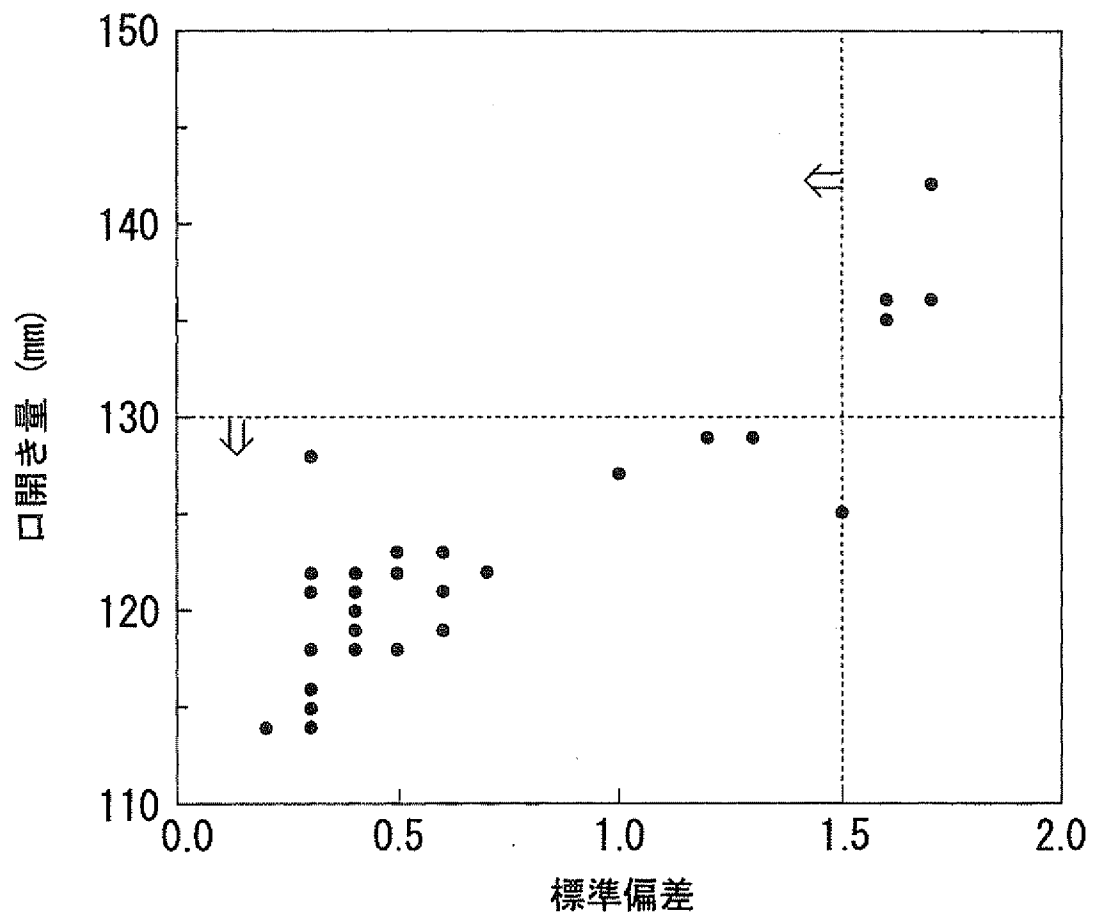
[図1]



[図2]



[図3]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2013/002638

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, B21B3/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/12(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i

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

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C38/00-38/60, B21B3/00, C21D9/46-9/48

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

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2013
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.
Y A	JP 2011-219826 A (JFE Steel Corp.), 04 November 2011 (04.11.2011), claims; paragraphs [0001], [0025]; examples & WO 2011/126154 A1 & EP 2557193 A1 & TW 201215685 A & CA 2795714 A1 & CN 102834539 A & KR 10-2012-0135521 A	1-3 4-8
Y A	JP 2008-240116 A (JFE Steel Corp.), 09 October 2008 (09.10.2008), paragraphs [0046], [0047] (Family: none)	1-3 4-8
A	JP 2006-161112 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 22 June 2006 (22.06.2006), claims (Family: none)	1-8

☐ 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
23 July, 2013 (23.07.13)

Date of mailing of the international search report
30 July, 2013 (30.07.13)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

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, B21B3/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/12(2006.01)i, C22C38/60(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. C22C38/00-38/60, B21B3/00, C21D9/46-9/48		
最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの 日本国実用新案公報 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
Y A	JP 2011-219826 A（J F E スチール株式会社）2011.11.04, 特許請求の範囲, 【0001】, 【0025】, 実施例 & WO 2011/126154 A1 & EP 2557193 A1 & TW 201215685 A & CA 2795714 A1 & CN 102834539 A & KR 10-2012-0135521 A	1-3 4-8
Y A	JP 2008-240116 A（J F E スチール株式会社）2008.10.09, 【0046】, 【0047】（ファミリーなし）	1-3 4-8
☒ 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 2 3 . 0 7 . 2 0 1 3	国際調査報告の発送日 3 0 . 0 7 . 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 1 0 0 - 8 9 1 5 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） 佐藤 陽一 電話番号 0 3 - 3 5 8 1 - 1 1 0 1 内線 3 4 3 5	4 K 9 7 3 1

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリ*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	JP 2006-161112 A (住友金属工業株式会社) 2006.06.22, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-8