

(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  
2018年3月8日(08.03.2018)



(10) 国際公開番号

WO 2018/043453 A1

- (51) 国際特許分類:  
C22C 38/00 (2006.01) C22C 18/04 (2006.01)  
C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/06 (2006.01)  
C22C 18/00 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2017/030846
- (22) 国際出願日: 2017年8月29日(29.08.2017)
- (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 2016-168116 2016年8月30日(30.08.2016) 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: ▲高▼坂 典晃(KOHSAKA Noriaki); 〒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). 鈴木 克一(SUZUKI Yoshikazu); 〒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). 菊池 健夫(KIKUCHI Takeo); 〒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). 姫井 善正(HIMEI 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).
- (74) 代理人: 熊坂 晃, 外(KUMASAKA Akira et al.); 〒1000004 東京都千代田区大手町二丁目7番1号 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, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国(表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

- 一 国際調査報告 (条約第21条(3))

(54) Title: THIN STEEL SHEET AND PROCESS FOR PRODUCING SAME

(54) 発明の名称: 薄鋼板およびその製造方法

(57) Abstract: Provided are: a thin steel sheet having a tensile strength of 950 MPa or higher and satisfactory toughness; and a process for producing the thin steel sheet. The thin steel sheet is characterized by having a specific composition and a metallographic structure that comprises up to 30% (including 0%) by area ferrite, at least 70% (including 100%) by area tempered martensite, and up to 4.5% (including 0%) by area retained austenite, the tempered martensite grains containing iron-based carbide grains precipitated therein, wherein 10% of the iron-based carbide grains ranging from the largest in grain diameter have an average aspect ratio of 3.5 or higher.

(57) 要約: 引張強さが950MPa以上を有し、かつ良好な靱性を有する薄鋼板およびその製造方法を提供する。特定の成分組成と、フェライト面積率が30%以下(0%を含む)、焼き戻されたマルテンサイトの面積率が70%以上(100%含む)、残留オーステナイトの面積率が4.5%以下(0%を含む)であり、焼き戻されたマルテンサイト粒内に析出した鉄系炭化物の粒子径が大きい方から10%の鉄系炭化物の平均アスペクト比が3.5以上である金属組織とを有することを特徴とする薄鋼板とする。



WO 2018/043453 A1

## 明 細 書

発明の名称：薄鋼板およびその製造方法

### 技術分野

[0001] 本発明は、薄鋼板およびその製造方法に関する。本発明の薄鋼板は、引張強さ（TS）：950MPa以上の強度で、優れた靱性を兼備する。このため、本発明の薄鋼板は、自動車用骨格部材の素材に適する。

### 背景技術

[0002] 近年、地球環境保全の観点から、CO<sub>2</sub>排出量の規制を目的として自動車業界全体で自動車の燃費改善が指向されている。自動車の燃費改善には、使用部品の薄肉化による自動車の軽量化が最も有効であるため、近年、自動車部品用素材としての高強度鋼板の使用量が増加しつつある。

[0003] 一方、鋼板の靱性は高強度化にともない悪化する傾向にある。そのため、高強度に加え、靱性を兼備した鋼板が望まれている。これら特性を満足しない鋼板では、自動車部材成形時に割れといった欠陥が生じたり、成形後の耐衝撃性が著しく低下したりするため、自動車部品等への適用ができない。自動車部品等を軽量化するうえでは、高強度と靱性とを兼備した鋼板開発が必須であり、これまでも高強度の冷延鋼板および溶融めっき鋼板について、様々な技術が提案されている。

[0004] 例えば、特許文献1では、質量%で、C：0.10～0.5%、Si：1.0～3.0%、Mn：1.5～3%、Al：0.005～1.0%、P：0%超0.1%以下、およびS：0%超0.05%以下を満足し、ポリゴナルフェライトが10～50%、残留オーステナイトが5%以上、EBSDで得られるI<sub>Q</sub>分布を制御することで低温靱性に優れた高強度鋼板が得られるとしている。

[0005] 特許文献2では、質量%で、C：0.05～0.15%、Si：0.01～1.00%、Mn：1.5～4.0%、P：0.100%以下、S：0.02%以下、Al：0.01～0.50%、Cr：0.010～2.000

%、Nb：0.005～0.100%、Ti：0.005～0.100%、B：0.0005～0.0050%を、Si、Mn、CrおよびBを規定の範囲内で含有させ、面積率でフェライト：10%以下、ベイニティックフェライト：2～30%、マルテンサイト：60～98%を含み、X線回折法により求めた残留オーステナイトの割合が2%未満からなる金属組織としたうえで、ベイナイトのみに隣接する塊状マルテンサイトの全組織に占める割合が10%以下とし、表面から板厚方向に100 $\mu$ mの位置と20 $\mu$ mの位置との硬度差を規定することで、耐衝撃性及び曲げ加工性に優れる高強度溶融亜鉛めっき鋼板が得られるとしている。

### 先行技術文献

### 特許文献

[0006] 特許文献1：特開2015-200006号公報

特許文献2：特許5858199号公報

### 発明の概要

### 発明が解決しようとする課題

[0007] 特許文献1で提案された技術では、残留オーステナイトを多く含み、曲げ加工時に残留オーステナイトが加工誘起変態することでマルテンサイトへと変化する。このマルテンサイトが曲げ加工後の靱性を低下させるため、特許文献1で提案された技術では、本発明で求める曲げ加工後の靱性が得られない。

[0008] 特許文献2で提案された技術では、マルテンサイトを主体とする組織で強度を得ている。マルテンサイトは曲げ加工後の靱性を低下させるため、特許文献2で提案された技術では、求める鋼板が得られない。

[0009] 本発明はかかる事情に鑑みてなされたものであって、引張強さ：950MPa以上を有し、かつ良好な靱性を有する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。

### 課題を解決するための手段

[0010] 本発明者らは上記課題を解決するために、引張強さ950MPaかつ良好な靱性を兼備する薄鋼板の要件について鋭意検討した。本件で対象とする薄鋼板の板厚は、0.4mm以上3.2mm以下である。実際の自動車用部材の多くは曲げ加工がなされる。その曲げ加工部の靱性について鋭意検討を重ねた結果、焼入れままマルテンサイトおよび残留オーステナイトが一定量存在すると靱性が劣化する結果が得られた。特に残留オーステナイトから曲げ加工で塑性誘起変態したマルテンサイトは非常に硬度が高いために靱性におよぼす悪影響が顕著と考えられた。そこで、焼き戻しマルテンサイトを主体としたうえで、残留オーステナイトを低減した結果、良好な靱性が得られた。加えて、粗大な介在物は球状よりも偏平のものが適することが判明した。粗大な介在物は主に鉄系の炭化物（セメントイト（ $Fe_3C$ ）、 $\eta$ 炭化物（ $Fe_2C$ ）、 $\chi$ 炭化物（ $Fe_{2.2}C$ ）、 $\epsilon$ 炭化物（ $Fe_{2.4}C$ ））であり、これらの形態制御をするには低温域で析出を促進させることが有効であることを知見した。

[0011] 本発明は上記の知見に基づき完成されたものであり、その要旨は次のとおりである。

[0012] [1] 質量%で、C：0.07%以上0.20%以下、Si：0.01%以上2.0%以下、Mn：1.8%以上3.5%以下、P：0.05%以下、S：0.005%以下、Al：0.01%以上2.0%以下、N：0.0060%以下、Si+Al：0.7%以上、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成と、フェライト面積率が30%以下（0%を含む）、焼き戻されたマルテンサイト面積率が70%以上（100%含む）、残留オーステナイト面積率が4.5%以下（0%を含む）であり、焼き戻されたマルテンサイト粒内に析出した鉄系炭化物の粒子径が大きい方から10%の鉄系炭化物の平均アスペクト比が3.5以上である金属組織とを有する薄鋼板。

[0013] [2] 前記成分組成は、さらに、質量%で、V：0.001%以上1%以下、Ti：0.001%以上0.3%以下、Nb：0.001%以上0.3

%以下の1種または2種以上を含有する〔1〕に記載の薄鋼板。

[0014] 〔3〕前記成分組成は、さらに、質量%で、Cr：0.001%以上1.0%以下、Mo：0.001%以上1.0%以下、Ni：0.001%以上1.0%以下、B：0.0001%以上0.0050%以下、Sb：0.001%以上0.050%以下の1種または2種以上を含有する〔1〕または〔2〕に記載の薄鋼板。

[0015] 〔4〕前記成分組成は、さらに、質量%で、REM、Mg、Caのいずれか1種または2種以上を合計で0.0001%以上0.1%以下含有する〔1〕～〔3〕のいずれかに記載の薄鋼板。

[0016] 〔5〕表面にめっき層を備える〔1〕～〔4〕のいずれかに記載の薄鋼板。

[0017] 〔6〕前記めっき層の組成がFe：20.0%以下、Al：0.001%以上3.5%以下、Pb、Sb、Si、Sn、Mg、Mn、Ni、Cr、Co、Ca、Cu、Li、Ti、Be、Bi、REMから選択する1種または2種以上を合計：0%以上3.5%以下を含有し、残部がZn及び不可避不純物からなる〔5〕に記載の薄鋼板。

[0018] 〔7〕前記めっき層が合金化溶融めっき層である〔5〕または〔6〕に記載の薄鋼板。

[0019] 〔8〕〔1〕から〔4〕のいずれかに記載の成分組成を有する鋼素材を、1150℃以上1350℃以下で加熱し、粗圧延と仕上げ圧延からなる熱間圧延を施すにあたり、820℃以上で仕上げ圧延終了後、350℃以上680℃以下で巻き取り、冷間圧延を施し、820℃以上で焼鈍した後、冷却開始温度からMs点までの平均冷却速度が20℃/s以上で冷却し、300℃から冷却停止温度である220℃以下までを平均冷却速度が12℃/s以下で冷却した後、加熱し、250℃以上440℃以下で30秒以上滞留させる薄鋼板の製造方法。

[0020] 〔9〕前記滞留後、めっき処理を施す〔8〕に記載の薄鋼板の製造方法。

[0021] 〔10〕前記めっき処理は、前記滞留後の鋼板をめっき浴に浸漬させ、必

要に応じて500℃以上600℃以下の合金化処理を施す処理である〔9〕に記載の薄鋼板の製造方法。

### 発明の効果

[0022] 本発明によると、本発明の薄鋼板は、引張強さ(TS)：950MPa以上の高強度と、優れた靱性を兼ね備える。本発明の薄鋼板を自動車部品に適用すれば、自動車部品のさらなる軽量化が実現される。

### 発明を実施するための形態

[0023] 以下、本発明の実施形態について説明する。なお、本発明は以下の実施形態に限定されない。

[0024] <薄鋼板>

本発明の薄鋼板は、特定の成分組成と、特定の金属組織とを有する。以下、成分組成、金属組織の順で説明する。

[0025] 本発明の薄鋼板の成分組成は、質量%で、C：0.07%以上0.20%以下、Si：0.01%以上2.0%以下、Mn：1.8%以上3.5%以下、P：0.05%以下、S：0.005%以下、Al：0.01%以上2.0%以下、N：0.0060%以下、Si+Al：0.7%以上を含有する。

[0026] 上記成分組成は、さらに、質量%で、V：0.001%以上1%以下、Ti：0.001%以上0.3%以下、Nb：0.001%以上0.3%以下の1種または2種以上を含有してもよい。

[0027] 上記成分組成は、さらに、質量%で、Cr：0.001%以上1.0%以下、Mo：0.001%以上1.0%以下、Ni：0.001%以上1.0%以下、B：0.0001%以上0.0050%以下、Sb：0.001%以上0.050%以下の1種または2種以上を含有してもよい。

[0028] 上記成分組成は、さらに、質量%で、REM、Mg、Caのいずれか1種または2種以上を合計で0.0001%以上0.1%以下含有してもよい。

[0029] 上記以外の残部は、Feおよび不可避免的不純物からなる。以下、各成分について説明する。以下の説明において成分の含有量の単位である「%」は「

質量%」を意味する。

[0030] C : 0.07%以上0.20%以下

Cは、本発明鋼の主たる金属組織である焼き戻しマルテンサイトの硬度に関係し、鋼板の強度を上昇させるために有効な元素である。引張強さ：950MPa以上を得るには、少なくともC含有量を0.07%以上とする必要がある。一方、C含有量が0.20%を上回ると、残留オーステナイトが生成し、靱性が低下する。そのため、C含有量の範囲を0.07%以上0.20%以下とした。下限について好ましいC含有量は0.09%以上である。より好ましくは0.10%以上、さらに好ましくは0.12%以上である。上限について好ましいC含有量は0.19%以下である。より好ましくは0.17%以下、さらに好ましくは0.15%以下である。最も好ましくは0.14%以下である。

[0031] Si : 0.01%以上2.0%以下

Siは、鉄系炭化物の粗大化を抑制するのに効果がある元素である。鉄系炭化物の粗大化を抑制することで靱性を良好なものとすることができる。この効果を得るには、少なくともSi含有量を0.01%以上にする必要がある。一方、Si含有量が2.0%を上回ると、化成処理性やめっき性への悪影響が顕在化し、自動車用部材として適用が困難となる。以上から、Si含有量範囲を0.01%以上2.0%以下とした。下限について好ましいSi含有量は0.05%以上である。より好ましくは0.10%以上、さらに好ましくは0.20%以上である。上限について好ましいSi含有量は1.65%以下である。より好ましくは1.60%以下、さらに好ましくは1.55%以下である。

[0032] Mn : 1.8%以上3.5%以下

Mnはフェライトからオーステナイトへの変態点を低下させ、本発明鋼の主たる金属組織である焼き戻しマルテンサイト生成を促す元素である。Mnによる所望の効果を得るためには、Mn含有量を1.8%以上にする必要がある。一方、Mn含有量が3.5%を上回ると、残留オーステナイトが過度

に生成されるため、靱性が悪化する。そのため、Mn含有量は1.8%以上3.5%以下とした。下限について好ましいMn含有量は1.9%以上である。より好ましくは2.1%以上、さらに好ましくは2.3%以上である。上限について好ましいMn含有量は3.0%以下である。より好ましくは2.9%以下、さらに好ましくは2.8%以下である。

[0033] P : 0.05%以下

Pは、低温脆性を発生させる元素である。したがって、靱性の観点から、P含有量は極力低減することが好ましく、本発明では、P含有量は0.05%まで許容できる。好ましくは0.03%以下である。さらに好ましくは0.02%以下である。P含有量を極力低減する方が望ましいが、製造上、0.002%は不可避免的に混入する場合がある。

[0034] S : 0.005%以下

Sは、鋼中で粗大な硫化物を形成し、これが熱間圧延時に伸展し楔状の介在物となることで、靱性に悪影響をもたらす。そのため、S含有量は極力低減することが好ましい。本発明では、S含有量は0.005%まで許容できるため、S含有量の上限を0.005%とした。好ましくは、0.003%以下である。さらに好ましくは0.002%以下である。S含有量は極力低減する方が望ましいが、製造上、0.0002%までは不可避免的に混入する場合がある。

[0035] Al : 0.01%以上2.0%以下

AlはSiと同様、鉄系炭化物の粗大化を抑制し、靱性改善に効果のある元素である。一方、2.0%を上回ると、粗大な酸化物生成により靱性に悪影響をもたらす。以上から、Al含有量は0.01%以上2.0%以下とした。下限について好ましいAl含有量は0.03%以上である。より好ましくは0.04%以上、さらに好ましくは0.05%以上である。上限について好ましいAl含有量は1.60%以下である。より好ましくは1.40%以下、さらに好ましくは1.20%以下である。また、所望の平均アスペクト比を得る観点から、SiとAlは合計で0.7%以上含有させる必要がある。

る。好ましくは上記合計が0.8%以上である。より好ましくは上記合計が1.0%以上、さらに好ましくは1.2%以上である。また、上限について、上記合計は2.0%以下が好ましく、より好ましくは1.8%以下、さらに好ましくは1.6%以下である。

[0036] N : 0.0060%以下

Nは、常温時効性を悪化させ曲げ加工時に予期せぬ割れを発生させる。そのため、N含有量は出来る限り低減することが望ましいが、本発明では0.0060%まで許容できる。好ましくは0.0050%以下である。さらに好ましくは0.0040%以下である。N含有量は極力低減する方が望ましいが、製造上、0.0005%は不可避免的に混入する場合がある。

[0037] 以上が本発明の薄鋼板の成分組成の基本成分であるが、さらに、以下の成分を含有してもよい。

[0038] V : 0.001%以上1%以下、Ti : 0.001%以上0.3%以下、Nb : 0.001%以上0.3%以下の1種または2種以上

V、TiおよびNbは、Cと結合し微細な炭化物を形成することで鋼板の高強度化に寄与する元素である。一方、過度に含有させると粗大な炭化物として析出するため、靱性を悪化させる。以上の観点から、V : 0.001%以上1%以下、Ti : 0.001%以上0.3%以下、Nb : 0.001%以上0.3%以下とした。下限について好ましいV含有量は0.005%以上である。より好ましくは0.050%以上である。さらに好ましくは0.100%以上である。上限について好ましいV含有量は0.6%以下である。より好ましくは0.5%以下、さらに好ましくは0.4%以下である。下限について好ましいTi含有量は0.005%以上である。より好ましくは0.010%以上、さらに好ましくは0.020%以上である。上限について好ましいTi含有量は0.1%以下である。より好ましくは0.08%以下、さらに好ましくは0.06%以下である。下限について好ましいNb含有量は0.005%以上である。より好ましくは0.010%以上、さらに好ましくは0.020%以上である。上限について好ましいNb含有量は0

、1%以下である。より好ましくは0.08%以下、さらに好ましくは0.04%以下である。

[0039] Cr: 0.001%以上1.0%以下、Mo: 0.001%以上1.0%以下、Ni: 0.001%以上1.0%以下、B: 0.0001%以上0.0050%以下、Sb: 0.001%以上0.050%以下の1種または2種以上

Cr、MoおよびNiは鋼板の高強度化に寄与する元素である。一方、これらの元素を過度に添加すると、変態点が大きく変化することで所望の金属組織が得られなくなり、靱性が悪化する。Bは焼鈍後のマルテンサイト変態以外のフェライト変態やベイナイト変態進行を遅延させ、所望の金属組織を安定的に得るために効果のある元素である。Sbは表層に偏析することで脱炭を抑制し、表層組織の変質を防ぐ効果のある元素である。BやSbは過度に添加しても効果は飽和するため、添加元素の浪費につながる。以上の観点から、Cr: 0.001%以上1.0%以下、Mo: 0.001%以上1.0%以下、Ni: 0.001%以上1.0%以下、B: 0.0001%以上0.0050%以下、Sb: 0.001%以上0.050%以下とした。下限について好ましいCr含有量は0.010%以上である。より好ましくは0.030%以上である。さらに好ましくは0.100%以上である。上限について好ましいCr含有量は0.8%以下である。より好ましくは0.7%以下、さらに好ましくは0.6%以下である。下限について好ましいMo含有量は0.010%以上である。より好ましくは0.030%以上、さらに好ましくは0.100%以上である。上限について好ましいMo含有量は0.6%以下である。より好ましくは0.5%以下、さらに好ましくは0.4%以下である。下限について好ましいNi含有量は0.010%以上である。より好ましくは0.020%以上、さらに好ましくは0.030%以上である。上限について好ましいNi含有量は0.5%以下である。より好ましくは0.3%以下、さらに好ましくは0.1%以下である。下限について好ましいB含有量は0.0003%以上である。より好ましくは0.000

6%以上、さらに好ましくは0.0009%以上である。上限について好ましいB含有量は0.0030%以下である。より好ましくは0.0025%以下、さらに好ましくは0.0020%以下である。下限について好ましいSb含有量は0.005%以上である。より好ましくは0.006%以上、さらに好ましくは0.007%以上である。上限について好ましいSb含有量は0.030%以下である。より好ましくは0.020%以下、さらに好ましくは0.010%以下である。

[0040] REM、Mg、Caのいずれか1種または2種以上を合計で0.0001%以上0.1%以下

REM、MgおよびCaは、鋼中の硫化物を球状化させることで靱性を向上させる元素である。一方、過度に添加しても効果は飽和するため、添加元素の浪費につながる。以上の観点から、REM、Mg、Caのいずれか1種または2種以上を合計で0.0001%以上0.1%以下とした。下限について好ましい合計含有量は0.0005%以上である。より好ましくは0.0010%以上である。上限について好ましい合計含有量は0.02%以下である。より好ましくは0.0050%以下である。

[0041] 上記成分以外の残部は、Feおよび不可避的不純物である。なお、上記任意成分の含有量が下限値未満の場合には、その任意元素を不可避的不純物として含むものとする。

[0042] 続いて、本発明の薄鋼板の金属組織について説明する。本発明の薄鋼板の金属組織は、フェライト面積率が30%以下（0%を含む）、焼き戻されたマルテンサイト（焼戻しマルテンサイト）面積率が70%以上（100%含む）、残留オーステナイト面積率が4.5%以下（0%を含む）であり、焼き戻されたマルテンサイト粒内に析出した鉄系炭化物の粒子径が大きい方から10%の鉄系炭化物の平均アスペクト比が3.5以上である。面積率や粒径や平均アスペクト比については、実施例に記載の方法で測定して得られる値を採用する。

[0043] フェライト面積率が30%以下（0%を含む）

フェライトの生成によりMs点が減少することで焼き戻されていないマルテンサイト（焼入れままマルテンサイト）や残留オーステナイトが増加し、韌性に悪影響をもたらす。本発明鋼においてフェライト面積率30%までは許容できるため、上限を30%とした。好ましくは、25%以下である。より好ましくは22%以下、さらに好ましくは17%以下である。また、フェライト面積率は0%でもよいが、1%以上含むことも多い。また、3%以上含む場合もある。

[0044] 焼き戻されたマルテンサイト面積率が70%以上（100%を含む）

焼き戻されたマルテンサイト（焼き戻しマルテンサイト）はラス構造を有するミクロ組織内部に鉄系の炭化物が析出した組織である。焼き戻しマルテンサイトは焼き戻されていないマルテンサイトよりも強度および韌性のバランスに優れる。そのため、本発明では、主たる金属組織として焼き戻しマルテンサイトを選択した。引張強さ950MPa以上を得るには、焼き戻しマルテンサイトは70%以上とする必要がある。好ましくは、75%以上である。より好ましくは80%以上、さらに好ましくは85%以上である。また、焼き戻しマルテンサイト面積率が100%でもよい。焼き戻しマルテンサイトは98%以下であることが多い。

[0045] 焼き戻されたマルテンサイトのパケットの平均粒径は韌性の観点から、3.5 $\mu\text{m}$ 以下とすることが好ましい。より好ましくは3.3 $\mu\text{m}$ 以下、さらに好ましくは3.1 $\mu\text{m}$ 以下である。パケットは、ほぼ平行な晶癖面を共有するラスの集団を一つの単位としているので、焼き戻されたマルテンサイトの場合、炭化物の配向が同じ結晶粒をパケットサイズとすればよい。上記平均粒径の下限は特に限定されないが、通常、1.5 $\mu\text{m}$ 以上である。また、2.0 $\mu\text{m}$ 以上であることも多い。

[0046] 焼き戻されたマルテンサイト粒内に析出した鉄系炭化物の粒子径が大きい上位10%の平均アスペクト比が3.5以上

粗大な炭化物は韌性に悪影響をもたらす。生成した鉄系炭化物の個々の粒子径を測定し、粒子径が上位10%の炭化物のアスペクト比（平均アスペク

ト比)が靱性に対し影響が大きい。この鉄系炭化物のアスペクト比が3.5以上であれば、所望の特性が得られる。好ましい上記アスペクト比は4.0以上である。より好ましくは4.5以上である。アスペクト比の上限は特に限定されないが、10.0以下や9.0以下であることが多い。また、上位10%の平均炭化物径は0.4  $\mu\text{m}$ 以下とすることが好ましく、0.3  $\mu\text{m}$ 以下がより好ましい。上記平均炭化物径の下限は特に限定されないが、0.05  $\mu\text{m}$ 以上や0.1  $\mu\text{m}$ 以上になることが多い。

[0047] 残留オーステナイト面積率が4.5%以下

残留オーステナイトは曲げ加工後の靱性を著しく低下させるため、可能な限り低減する必要がある。本発明鋼において残留オーステナイトは4.5%までは許容できる。好ましくは、3.8%以下である。より好ましくは4.0%以下、さらに好ましくは3.5%以下である。下限は0%まで含まれるが、実際には0.2%は生成することが多い。

[0048] 上記フェライト、焼戻されたマルテンサイト、残留オーステナイト以外の相を含んでもよい。上記以外のその他の相としては、焼入れままマルテンサイト、ベイナイト、パーライト等を例示できる。これらの相の合計面積率は5%以下が好ましい。

[0049] 本発明では、靱性の観点から残留オーステナイトや焼き戻されていないマルテンサイト（焼入れままマルテンサイト）を可能な限り低減している。残留オーステナイトや焼き戻されていないマルテンサイトはマルテンサイト変態開始温度（ $M_s$ 点）の低温化により増加する傾向にある。そのため、 $M_s$ 点は350°C以上とすることが好ましい。上限は特に限定されないが500°C以下になることが多い。 $M_s$ 点は、(1)式によって計算できる。(1)式は参考文献1 (William C. Leslie著、幸田 成康監訳、レスリー鉄鋼材料学、丸善、東京、1987年、231頁)に焼鈍中のC分配の影響を考慮した $M_s$ 点の予測式である。ここで、 $[M]$  ( $M=C, Mn, Ni, Cr, Mo$ )は各元素の含有量(質量%)であり、 $V_f$ は焼鈍中のフェライト面積率である。焼鈍中のフェライト面積率は、熱膨張測定装置

によって求める。求めるにあたっては、昇温速度および焼鈍温度および焼鈍時の保持時間を模擬した熱処理を施したうえで、急冷すればよい。急冷速度は可能な限り高いことが好ましく、冷却開始からM<sub>s</sub>点までの平均冷却速度は50℃/s以上がより好ましい。

$$M_s \text{ 点 } (^\circ\text{C}) = 561 - 474 \times [C] / (1 - V_f / 100) - 33 \times [Mn] - 17 \times [Ni] - 17 \times [Cr] - 21 \times [Mo] \dots \dots \dots (1)$$

なお、(1) 式中の元素記号は、各元素の含有量(質量%)を意味する。

[0050] 続いて、めっき層について説明する。本発明の薄鋼板は表面にめっき層を有する薄鋼板でもよい。めっき層を構成する成分(めっき層の組成)は特に限定されず、一般的な成分であればよい。例えば、めっき層は、質量%で、Fe:20.0%以下、Al:0.001%以上3.5%以下を含有し、さらに、Pb、Sb、Si、Sn、Mg、Mn、Ni、Cr、Co、Ca、Cu、Li、Ti、Be、Bi、REMから選択する1種または2種以上を合計で0%以上3.5%以下含有し、残部がZn及び不可避免的不純物からなる。また、めっき層は、合金化されためっき層(合金化溶融めっき層)であってもよい。

[0051] 本発明の薄鋼板は、実施例に記載の方法で測定した引張強さが950MPa以上である。また、通常、本発明の薄鋼板の引張強さは1300MPa以下である。また、本発明にとって、課題解決のために必須ではないが、実施例に記載の方法で測定した降伏強さは600MPa以上1000MPa以下であることが多い。また、本発明にとって、課題解決のために必須ではないが、実施例に記載の方法で測定した伸びは、10%以上20%以下であることが多い。

[0052] <薄鋼板の製造方法>

次に、本発明の高強度めっき鋼板の製造方法について説明する。本発明の薄鋼板の製造方法は、鋼素材を、1150℃以上1350℃以下で加熱し、粗圧延と仕上げ圧延からなる熱間圧延を施すにあたり、820℃以上で仕上

げ圧延終了後、 $350^{\circ}\text{C}$ 以上 $680^{\circ}\text{C}$ 以下で巻き取り（熱間圧延工程）、冷間圧延を施し（冷間圧延工程）、 $820^{\circ}\text{C}$ 以上で焼鈍した後、冷却開始温度から $M_s$ 点までの平均冷却速度が $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上で冷却し、 $300^{\circ}\text{C}$ から冷却停止温度である $220^{\circ}\text{C}$ 以下までを平均冷却速度が $12^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下で冷却した後、加熱し、 $250^{\circ}\text{C}$ 以上 $440^{\circ}\text{C}$ 以下で30秒以上滞留させる（焼鈍工程）。

[0053] 熱間圧延工程とは、上記成分組成を有する鋼素材を、 $1150^{\circ}\text{C}$ 以上 $1350^{\circ}\text{C}$ 以下で加熱し、粗圧延と仕上げ圧延からなる熱間圧延を施すにあたり、 $820^{\circ}\text{C}$ 以上で仕上げ圧延終了後、 $350^{\circ}\text{C}$ 以上 $680^{\circ}\text{C}$ 以下で巻き取る工程である。

[0054] 上記鋼素材製造のための、溶製方法は特に限定されず、転炉、電気炉等、公知の溶製方法を採用することができる。また、真空脱ガス炉にて2次精錬を行ってもよい。その後、生産性や品質上の問題から連続鑄造法によりスラブ（鋼素材）とするのが好ましい。また、造塊一分塊圧延法、薄スラブ連鑄法等、公知の鑄造方法でスラブとしてもよい。

[0055] 鋼素材の加熱温度： $1150^{\circ}\text{C}$ 以上 $1350^{\circ}\text{C}$ 以下

本発明においては、粗圧延に先立ち鋼素材を加熱して、鋼素材の金属組織を実質的に均質なオーステナイト相とする必要がある。また、粗大な介在物の生成を抑制するためには加熱温度の制御が重要となる。加熱温度が $1150^{\circ}\text{C}$ を下回ると所望の仕上げ完了圧延温度を得ることができない。一方、加熱温度が $1350^{\circ}\text{C}$ を上回ると、スケールロスが増大し、加熱炉の炉体への損傷が大きくなる。そのため、鋼素材の加熱温度は $1150^{\circ}\text{C}$ 以上 $1350^{\circ}\text{C}$ 以下とした。望ましくは $1180^{\circ}\text{C}$ 以上 $1320^{\circ}\text{C}$ 以下である。なお、上記加熱後の粗圧延の粗圧延条件については特に限定されない。

[0056] 仕上げ圧延温度： $820^{\circ}\text{C}$ 以上

仕上げ圧延温度が $820^{\circ}\text{C}$ を下回ると、圧延中にオーステナイトからフェライトへの変態が開始してしまい、鋼板の局所的な強度が変動するため、次工程の冷間圧延の板厚精度が悪化する。そのため、仕上げ圧延温度は $820$

℃以上とした。好ましくは840℃以上である。仕上げ圧延温度の上限は特に限定されないが、通常、1060℃以下である。

[0057] 巻取温度：350℃以上680℃以下

巻取温度が350℃を下回ると熱延板の形状が悪化し、冷間圧延後の板厚精度が悪化する。巻取温度が680℃を上回ると、熱延板表面に酸洗で除去しきれない酸化皮膜が生成し、冷延後の表面外観を損ねる。以上から、巻取温度の範囲を350℃以上680℃以下とした。好ましい下限は380℃以上である。好ましい上限は650℃以下である。

[0058] 続いて行う冷間圧延工程とは、上記熱間圧延工程後に熱延板を冷間圧延する工程である。所望の板厚を得るため、熱間圧延工程後の熱延板に冷間圧延を施す必要がある。通常、酸洗後に冷間圧延するが、酸洗条件は通常の場合であればよい。

[0059] 上記冷間圧延における、圧延率は特に限定されないが、通常、20～80%である。

[0060] 続いて行う焼鈍工程とは、冷間圧延工程後に、820℃以上で焼鈍した後、冷却開始温度からMs点までの平均冷却速度が20℃/s以上で冷却し、300℃から冷却停止温度である220℃以下までを平均冷却速度が12℃/s以下で冷却した後、加熱し、250℃以上440℃以下で30秒以上滞留させる工程である。

[0061] 820℃以上で焼鈍

(1) 式から、フェライトが焼鈍時に多量に残存した状態であると、Ms点が低下し所望の鋼板組織（金属組織）が得られなくなる。フェライトからオーステナイトへの変態を進行させる観点から、820℃以上で焼鈍する必要がある。好ましくは、830℃以上である。上限は特に設けないが、実質900℃以下である。また、焼戻しマルテンサイトのパケットサイズを小さくする観点から、加熱中転位の回復を抑制させながらフェライトからオーステナイトへ変態させることが望ましい。そのため、回復の影響が顕著となる400℃から700℃までの平均加熱速度は50℃/s以上とすることが望

ましい。400℃から700℃までの平均加熱速度の上限は、特に限定されないが、通常、100℃/s以下である。また、オーステナイトの粒成長を抑制し上記パケットを微細化させつつ、フェライトからオーステナイトへ変態を促進させる観点から、700℃から最高到達温度までの平均加熱速度は、7℃/s以上とし、最高到達温度は焼鈍温度+10℃以上とし、最高到達温度以降は、20℃/s以上での冷却までの平均冷却速度が0.05℃/s以上で冷却することが好ましい。また、700℃から最高到達温度までの平均加熱速度は、通常、20℃/s以下である。また、最高到達温度は、通常、焼鈍温度+15℃以下である。また、20℃/s以上での冷却までの平均冷却速度は、通常、2.0℃/s以下である。ここで、焼鈍温度とは、焼鈍終了直後の温度とする。温度計の位置は、焼鈍炉出口から3m以内に温度計があることが好ましい。また、冷間圧延後の加熱条件である、加熱開始からの平均加熱速度等は特に限定されず、適宜設定すればよい。

- [0062] 冷却開始温度からMs点までの平均冷却速度が20℃/s以上で冷却  
オーステナイトからマルテンサイト変態させ、次工程以降で所望の焼き戻しマルテンサイトを生成させる必要があるため、本工程での冷却ではフェライト変態やベイナイト変態を抑制する必要がある。このため、冷却開始温度からMs点までの平均冷却速度は20℃/s以上で冷却する必要がある。好ましくは30℃/s以上である。また、上記平均冷却速度は、通常、300℃/s以下である。ここで冷却開始温度とは焼鈍の終了直後の温度である。また、本冷却において、冷却停止温度はMs点以下であればよく、通常140℃以上280℃以下である。

- [0063] 300℃から冷却停止までの平均冷却速度が12℃/s以下で冷却  
300℃から140℃までの温度域は鉄系炭化物がマルテンサイト中に顕著に析出する温度域である。本冷却で析出した鉄系炭化物は本発明で求めるアスペクト比の大きいものであるため、低温靱性を上昇させるために重要な工程となる。所望の組織を得るには、300℃から冷却停止までの平均冷却速度が12℃/s以下で冷却させる必要があり、好ましくは9℃/s以下で

ある。また、上記平均冷却速度は、通常、 $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上である。

[0064] 冷却停止温度  $220^{\circ}\text{C}$ 以下

上記冷却では、マルテンサイト変態をほぼ完了させ、残留オーステナイトをさせないようにするには、冷却停止温度は  $220^{\circ}\text{C}$ 以下とする必要がある。好ましくは  $200^{\circ}\text{C}$ 以下である。下限温度は特に設けないが、生産設備の制約上、 $120^{\circ}\text{C}$ 程度が下限である。

[0065]  $250^{\circ}\text{C}$ 以上  $440^{\circ}\text{C}$ 以下で30秒以上滞留

上記冷却後、加熱し、 $250^{\circ}\text{C}$ 以上  $440^{\circ}\text{C}$ 以下で30秒以上滞留させる。炭化物のアスペクト比を制御する等して、靱性を向上させる効果がある。所望の鋼板組織を得るには、 $250^{\circ}\text{C}$ 以上  $440^{\circ}\text{C}$ 以下で30秒以上滞留させる必要がある。好ましい滞留時間は250秒以下である。より好ましくは、 $330^{\circ}\text{C}$ 以上  $430^{\circ}\text{C}$ 以下で45秒以上200秒以下である。

[0066] めっき鋼板（めっき層を有する薄鋼板）および合金化めっき鋼板（合金化めっき層を有する薄鋼板）を製造する場合、上記工程後、めっき浴に浸漬する等し、めっき鋼板としたり、合金化めっき処理をさらに施し合金化めっき鋼板とできる。なお、合金化処理温度は、 $500^{\circ}\text{C}$ 以上  $600^{\circ}\text{C}$ 以下とする。

## 実施例

[0067] 表1に示す成分組成を有する肉厚250mmの鋼素材に、表2に示す熱延条件で熱間圧延工程を施して熱延板とし、冷間圧延率が28%以上65%以下の冷間圧延工程を施して冷延板とし、表2に示す条件の焼鈍を連続焼鈍ラインもしくは連続溶融めっきラインで施した。Vfは(2)式で計算、もしくは熱膨張測定装置を用いて計測した。その後、めっき処理、必要に応じて合金化処理を施した。ここで、連続溶融めっきラインで浸漬するめっき浴（めっき組成： $\text{Zn}-0.13$ 質量% $\text{Al}$ ）の温度は $460^{\circ}\text{C}$ であり、めっき付着量はG1材（溶融めっき鋼板）、GA材（合金化溶融めっき鋼板）ともに片面当たり $45\sim 65\text{g}/\text{m}^2$ とし、GA材のめっき層中に含有するFe量は6~14質量%の範囲とした。

[0068] [表1]

鋼 No.	化学成分(質量%)														Ac <sub>3</sub> 点 (°C)	備考		
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	V	Ti	Nb	Cr	Mo	Ni	B			Others	Si+Al
A	0.10	1.57	2.54	0.01	0.003	0.03	0.0035	—	—	—	—	—	—	—	—	1.60	887	発明例
B	0.11	0.50	2.42	0.01	0.002	0.74	0.0035	—	—	0.35	0.15	—	—	—	—	1.24	842	発明例
C	0.12	1.20	2.15	0.01	0.003	0.04	0.0031	—	—	—	0.35	—	—	—	—	1.24	884	発明例
D	0.15	1.50	2.95	0.02	0.003	0.03	0.0029	0.34	—	—	0.20	—	—	—	—	1.53	868	発明例
E	0.13	1.45	2.77	0.02	0.002	0.03	0.0030	—	0.03	0.02	0.04	—	—	0.0012	—	1.48	872	発明例
F	0.14	0.20	2.74	0.02	0.001	1.02	0.0024	—	0.02	—	0.52	0.31	—	0.0010	Ca: 0.001 Sb: 0.008	1.22	815	発明例
G	0.12	1.15	2.25	0.02	0.003	0.03	0.0022	—	—	—	0.61	—	0.03	—	—	1.18	851	発明例
H	0.13	1.48	2.75	0.01	0.001	0.05	0.0034	0.15	0.02	0.02	0.03	0.03	0.02	0.0011	Mg: 0.001 REM: 0.001	1.53	872	発明例
I	0.06	1.44	2.85	0.01	0.002	0.05	0.0023	—	—	—	—	—	—	—	—	1.49	886	比較例
J	0.13	0.23	2.75	0.01	0.002	0.05	0.0026	—	—	—	0.34	—	—	—	—	0.28	833	比較例
K	0.12	1.06	1.55	0.01	0.001	0.04	0.0028	—	—	—	—	—	—	—	—	1.10	886	比較例

※下線は本発明範囲外を意味する。

[0069]

[表2]

鋼板 No.	鋼表面	熱間圧延工程				焼鈍工程										Ms点 (°C)	Vf (%)	備考	
		スラブ加熱温度 (°C)	仕上げ圧延終了温度 (°C)	巻取温度 (°C)	冷間圧延率 (%)	一次加熱速度*1 (°C/s)	二次加熱速度*2 (°C/s)	最高到達温度 (°C)	一次冷却速度*3 (°C/s)	焼鈍温度 (°C)	二次冷却速度*4 (°C/s)	三次冷却速度*5 (°C/s)	冷却停止温度 (°C)	冷却後保持温度 (°C)	冷却後保持時間 (s)				
1	CR	1260	890	590	51	62	8	886	0.2	871	28	5	162	344	34	6	427	本発明例	
2	GI	1230	870	570	54	54	11	872	0.1	858	26	6	190	426	113	18	420	本発明例	
3	GA	1240	850	570	65	63	8	865	0.2	854	33	9	197	346	44	23	416	本発明例	
4	CR	1270	910	640	51	35	8	872	0.2	861	21	6	169	374	96	14	422	本発明例	
5	CR	1230	880	600	56	67	4	864	0.2	854	35	5	173	370	76	23	416	本発明例	
6	CR	1230	910	630	51	77	10	854	-	854	26	6	185	422	82	23	416	本発明例	
7	CR	1240	880	610	52	79	10	828	0.2	875	21	6	166	345	74	74	295	比較例	
8	CR	1260	920	540	59	71	10	861	0.1	851	12	8	184	335	33	27	412	比較例	
9	GA	1230	920	630	62	64	12	870	0.1	856	33	15	183	415	94	20	418	比較例	
10	CR	1260	860	510	49	53	12	872	0.4	861	31	5	169	440	97	14	422	本発明例	
11	CR	1270	870	560	61	76	7	867	0.3	857	33	7	197	480	56	19	419	比較例	
12	GI	1270	890	630	30	59	10	845	0.2	835	30	9	172	396	107	1	419	本発明例	
13	GA	1270	900	590	48	80	12	854	0.2	843	30	5	186	374	57	0	420	本発明例	
14	GI	1230	920	630	61	68	8	870	0.3	858	27	5	197	399	42	14	416	本発明例	
15	GA	1250	860	500	51	56	7	866	0.2	852	30	7	167	391	117	21	410	本発明例	
16	GI	1230	890	500	45	81	8	871	0.1	861	32	9	173	348	74	1	387	本発明例	
17	GA	1260	910	550	35	54	7	873	0.1	858	25	7	171	363	77	2	387	本発明例	
18	GI	1240	930	560	57	71	12	871	0.1	859	37	9	196	347	75	4	405	本発明例	
19	GA	1260	850	590	28	71	11	866	0.2	854	33	6	193	363	63	7	402	本発明例	
20	GI	1260	930	490	39	57	7	837	0.2	825	31	8	182	330	107	0	389	本発明例	
21	GA	1260	910	560	37	74	12	836	0.4	826	36	9	194	344	102	0	389	本発明例	
22	GI	1250	930	520	38	54	8	871	0.2	861	21	9	194	342	51	1	418	本発明例	
23	GA	1240	920	610	60	79	9	863	0.4	853	36	9	165	398	81	0	419	本発明例	
24	GI	1240	860	510	61	54	8	872	0.1	853	21	9	187	382	30	8	402	本発明例	
25	GA	1240	880	470	60	77	11	872	0.1	853	24	6	161	430	106	8	402	本発明例	
26	I	GA	1270	870	550	51	78	8	873	0.3	861	26	7	168	363	621	13	434	比較例
27	J	GA	1270	880	590	29	61	869	0.4	858	34	7	181	396	780	0	403	比較例	
28	K	GA	1270	910	620	34	59	870	0.1	859	38	5	197	397	188	15	443	比較例	

\*1)一次加熱速度=400°Cから700°Cまでの平均加熱速度  
 \*2)二次加熱速度=700°Cから最高到達温度までの平均加熱速度  
 \*3)一次冷却速度=最高到達温度から焼鈍後冷開始直前までの平均冷却速度  
 \*4)二次冷却速度=焼鈍後の冷却開始からMs点までの平均冷却速度  
 \*5)三次冷却速度=300°Cから冷却停止までの平均冷却速度  
 ※下線は本発明範囲外を意味する。

[0070] 上記により得られた冷延鋼板（CR材）、溶融めっき鋼板もしくは合金化

溶融めっき鋼板から試験片を採取し、以下の手法で評価した。

[0071] (i) 組織観察

各相の面積率は以下の手法により評価した。鋼板から、圧延方向に平行な断面が観察面となるよう切り出し、板厚中心部を1%ナイトールで腐食現出し、走査電子顕微鏡で2000倍に拡大して鋼板表面から板厚方向に $1/4t$  ( $t$ は厚み)位置を10視野分撮影した。フェライト相は粒内に腐食痕やセメンタイトが観察されない形態を有する組織であり、焼き戻しマルテンサイトは粒内に配向性を有する多数の微細なセメンタイトおよび腐食痕が認められる組織である。フェライト相、焼き戻しマルテンサイトとこれら以外の焼入ままマルテンサイト、ベイナイトといった組織の面積率を求め、結果を表3に示した。

[0072] 残留オーステナイト面積率は、鋼板を板厚方向に対して $1/4$ を研削加工し、 $200\mu\text{m}$ 以上の化学研磨を施した板面を対象にX線回折強度により定量した。入射線源は $\text{MoK}\alpha$ 線を用い、 $(200)_\alpha$ 、 $(211)_\alpha$ 、 $(200)_\gamma$ 、 $(220)_\gamma$ 、 $(311)_\gamma$ のピークから測定した。

[0073] 焼き戻しマルテンサイトのパケット粒径は、画像解析ソフト (Image-Pro Plus ver. 7.0, 株式会社日本ローパー製) を用いてパケット粒界を決定した後、画像解析により等価円直径を求めた。表3には粒径の平均値を示した。パケットは、ほぼ同じ晶癖面を持つバリエーションの集団である (参考文献2: 宮本 吾郎, 金下 武士, 知場 三周, 古原 忠, 日本金属学会誌, vol. 79, p. 339 (2015) )。焼き戻しマルテンサイト中の鉄系炭化物の粒子径も同様に、画像解析ソフト (Image-Pro Plus ver. 7.0, 株式会社日本ローパー製) を用いて炭化物の輪郭を決定した後、画像解析により等価円直径を求めた。個々の等価円直径のヒストグラムを作成し、粒子径が大きい上位10%の炭化物群を対象に平均粒子径および平均アスペクト比を求めた。アスペクト比は (長軸長さ) / (短軸長さ) から求めた。なお、上記画像解析には、撮影数、倍率を面積率測定条件と同一とし、電子線後方散乱回折法 (EBSD法) によ

って撮影した画像（走査型顕微鏡画像）を用いた。

[0074] (i i) 引張試験

得られた鋼板から圧延方向に対して垂直方向にJIS 5号引張試験片を作製し、JIS Z 2241 (2011)の規定に準拠した引張試験を5回行い、平均の降伏強さ(YS)、引張強さ(TS)、全伸び(El)を求めた。引張試験のクロスヘッドスピードは10mm/minとした。表3において、引張強さ:950MPa以上を本発明鋼で求める鋼板の機械的性質とした。

[0075] (i i i) 靱性評価

靱性の評価には、幅100mm、長さ35mmの端面研削加工した試験片を用い、(ポンチ半径)/(板厚)が3.0のV曲げ試験を行った。ストローク速度は50mm/minとし、最大荷重80kN、最大荷重保持時間を5秒とした。目視により曲げ稜線の欠陥有無を調査した。目視観察で割れが認められたものは不合格として「×」とした。なお、この曲げ試験の時点で割れが認められたのは、No. 27であった。この曲げ試験後サンプルを用いて、-120℃もしくは-80℃の不凍液に5分浸漬し、ポンチ半径1.0mmでただちにU曲げ試験を行った。ポンチがサンプルに接触してから5mm押し込んだ時点で割れ(目視観察で判断)が生じなかったものは、本発明で求める靱性を持つ鋼板として「○」、脆性破壊した鋼板を不合格として「×」とし、結果を表3に示した。

[0076]

[表3]

鋼板 No.	金属組織					鋼板の機械的性質					靱性評価		備考	
	フェライト面積率 (%)	焼き戻しマルテンサイト面積率 (%)	残留オーステナイト (%)	その他の相の種類*5	その他の相の面積率 (%)	ハケット粒径 (μm)	炭化物粒子径*1 (μm)	炭化物アスペクト比*2	降伏強さ (MPa)	引張強さ (MPa)	全伸び (%)	評価1*3		評価2*4
1	7.8	89.8	2.4	-	0.0	2.9	0.2	5.0	753	991	15	○	○	本発明例
2	18.7	78.6	2.7	-	0.0	2.3	0.2	7.8	759	961	14	○	○	本発明例
3	24.6	71.6	1.5	FM	2.3	2.1	0.1	5.2	670	957	15	○	○	本発明例
4	14.4	84.3	1.3	-	0.0	3.7	0.2	7.8	678	955	16	○	×	本発明例
5	23.0	76.1	0.9	-	0.0	3.6	0.1	6.9	786	958	15	○	×	本発明例
6	22.6	75.1	2.3	-	0.0	3.8	0.1	4.5	772	965	15	○	×	本発明例
7	75.0	11.0	5.6	FM	8.4	2.6	0.2	7.9	712	925	19	×	×	比較例
8	36.0	52.4	4.9	B, FM	6.7	2.3	0.3	4.3	809	941	18	×	×	比較例
9	21.1	70.5	2.3	FM	6.1	2.8	0.3	3.7	786	958	15	×	×	比較例
10	15.4	82.2	2.4	-	0.0	2.2	0.5	3.7	764	955	15	○	×	本発明例
11	19.9	78.6	1.5	-	0.0	2.2	0.6	3.2	666	952	16	×	×	比較例
12	1.3	97.6	1.1	-	0.0	3.1	0.2	5.4	842	1002	15	○	○	本発明例
13	1.0	98.0	1.0	-	0.0	3.1	0.2	6.4	810	1000	15	○	○	本発明例
14	15.4	81.2	1.3	FM	2.1	3.3	0.2	6.2	790	1039	13	○	○	本発明例
15	21.3	76.5	2.2	-	0.0	3.5	0.1	4.5	806	1033	14	○	○	本発明例
16	1.3	96.9	1.8	-	0.0	2.9	0.1	8.0	1021	1230	13	○	○	本発明例
17	2.5	94.6	2.9	-	0.0	3.1	0.2	7.6	953	1222	12	○	○	本発明例
18	4.0	92.2	2.7	FM	1.1	3.3	0.1	7.5	802	1015	14	○	○	本発明例
19	9.2	88.9	1.0	FM	0.9	3.1	0.2	6.7	833	1016	15	○	○	本発明例
20	1.0	97.7	1.3	-	0.0	3.2	0.3	5.9	806	1008	14	○	○	本発明例
21	0.0	97.3	1.2	FM	1.5	2.9	0.3	6.5	800	1000	15	○	○	本発明例
22	3.3	92.3	3.0	FM	1.4	3.0	0.1	7.3	857	1058	14	○	○	本発明例
23	1.0	95.3	3.7	-	0.0	3.2	0.3	4.8	828	1061	14	○	○	本発明例
24	9.0	89.8	1.2	-	0.0	3.5	0.1	5.3	747	996	15	○	○	本発明例
25	10.0	87.5	2.5	-	0.0	2.8	0.1	4.6	804	992	14	○	○	本発明例
26	13.4	82.6	1.0	B	3.1	2.2	0.2	6.8	647	924	15	○	○	比較例
27	0.0	99.3	0.7	-	0.0	2.7	0.7	2.4	811	989	15	×	×	比較例
28	35.0	55.2	5.3	B	4.5	2.6	0.1	7.9	759	914	17	○	○	比較例

\*1) 鉄系炭化物径上位10%の炭化物群の平均粒子径  
 \*2) 鉄系炭化物径上位10%の炭化物群の平均アスペクト比  
 \*3) -80°C浸漬後、U曲げ評価  
 \*4) -120°C浸漬後、U曲げ評価  
 \*5) FM: 焼入ままマルテンサイト、B: ベイナイト  
 ※下線は本発明範囲外を意味する。

[0077] 本発明例はいずれも、引張強さTS : 950MPa以上であり、且つ、良好な靱性が得られたことがわかる。一方、本発明の範囲を外れる比較例は引

張強さ 950 MPa に達していないか、韌性評価で良好なものが得られなかった。

## 請求の範囲

## [請求項1]

質量%で、

C : 0.07%以上0.20%以下、

Si : 0.01%以上2.0%以下、

Mn : 1.8%以上3.5%以下、

P : 0.05%以下、

S : 0.005%以下、

Al : 0.01%以上2.0%以下、

N : 0.0060%以下、

Si + Al : 0.7%以上、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成と、

フェライト面積率が30%以下(0%を含む)、焼き戻されたマルテンサイト面積率が70%以上(100%含む)、残留オーステナイト面積率が4.5%以下(0%を含む)であり、焼き戻されたマルテンサイト粒内に析出した鉄系炭化物の粒子径が大きい方から10%の鉄系炭化物の平均アスペクト比が3.5以上である金属組織とを有する薄鋼板。

## [請求項2]

前記成分組成は、さらに、質量%で、

V : 0.001%以上1%以下、

Ti : 0.001%以上0.3%以下、

Nb : 0.001%以上0.3%以下の1種または2種以上を含有する請求項1に記載の薄鋼板。

## [請求項3]

前記成分組成は、さらに、質量%で、

Cr : 0.001%以上1.0%以下、

Mo : 0.001%以上1.0%以下、

Ni : 0.001%以上1.0%以下、

B : 0.0001%以上0.0050%以下、

Sb : 0.001%以上0.050%以下の1種または2種以上を含有する請求項1に記載の薄鋼板。

有する請求項1または2に記載の薄鋼板。

[請求項4] 前記成分組成は、さらに、質量%で、REM、Mg、Caのいずれか1種または2種以上を合計で0.0001%以上0.1%以下含有する請求項1～3のいずれかに記載の薄鋼板。

[請求項5] 表面にめっき層を備える請求項1～4のいずれかに記載の薄鋼板。

[請求項6] 前記めっき層の組成がFe：20.0%以下、Al：0.001%以上3.5%以下、Pb、Sb、Si、Sn、Mg、Mn、Ni、Cr、Co、Ca、Cu、Li、Ti、Be、Bi、REMから選択する1種または2種以上を合計：0%以上3.5%以下を含有し、残部がZn及び不可避不純物からなる請求項5に記載の薄鋼板。

[請求項7] 前記めっき層が合金化溶融めっき層である請求項5または6に記載の薄鋼板。

[請求項8] 請求項1から4のいずれかに記載の成分組成を有する鋼素材を、1150℃以上1350℃以下で加熱し、粗圧延と仕上げ圧延からなる熱間圧延を施すにあたり、820℃以上で仕上げ圧延終了後、350℃以上680℃以下で巻き取り、冷間圧延を施し、820℃以上で焼鈍した後、冷却開始温度からMs点までの平均冷却速度が20℃/s以上で冷却し、300℃から冷却停止温度である220℃以下までを平均冷却速度が12℃/s以下で冷却した後、加熱し、250℃以上440℃以下で30秒以上滞留させる薄鋼板の製造方法。

[請求項9] 前記滞留後、めっき処理を施す請求項8に記載の薄鋼板の製造方法。

[請求項10] 前記めっき処理は、前記滞留後の鋼板をめっき浴に浸漬させ、必要に応じて500℃以上600℃以下の合金化処理を施す処理である請求項9に記載の薄鋼板の製造方法。

**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**

International application No.  
PCT/JP2017/030846

**A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER**  
C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C18/00(2006.01)i, C22C18/04(2006.01)i, C22C38/06(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, C21D7/00-8/10, C21D9/46, C22C18/00, C22C18/04

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

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2017
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2017	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2017

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

**C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT**

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2016/132680 A1 (JFE Steel Corp.), 25 August 2016 (25.08.2016), & EP 3228722 A1	1-10
A	WO 2016/103534 A1 (JFE Steel Corp.), 30 June 2016 (30.06.2016), & KR 10-2017-0086098 A & CN 107109564 A	1-10
A	WO 2014/185405 A1 (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 20 November 2014 (20.11.2014), & US 2016/0273066 A1	1-10
A	WO 2014/077294 A1 (JFE Steel Corp.), 22 May 2014 (22.05.2014), & US 2015/0274218 A1	1-10

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

* Special categories of cited documents:	"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)	"&" document member of the same patent family
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	

Date of the actual completion of the international search 13 November 2017 (13.11.17)	Date of mailing of the international search report 21 November 2017 (21.11.17)
------------------------------------------------------------------------------------------	-----------------------------------------------------------------------------------

Name and mailing address of the ISA/ Japan Patent Office 3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915, Japan	Authorized officer  Telephone No.
--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------	-----------------------------------------

**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**

International application No.

PCT/JP2017/030846

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 2012-031466 A (JFE Steel Corp.), 16 February 2012 (16.02.2012), (Family: none)	1-10
A	JP 2010-132945 A (Nippon Steel Corp.), 17 June 2010 (17.06.2010), (Family: none)	1-10

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC））

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C18/00(2006.01)i, C22C18/04(2006.01)i, C22C38/06(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（IPC））

Int.Cl. C22C38/00-38/60, C21D7/00-8/10, C21D9/46, C22C18/00, C22C18/04

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1922-1996年
日本国公開実用新案公報	1971-2017年
日本国実用新案登録公報	1996-2017年
日本国登録実用新案公報	1994-2017年

国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	WO 2016/132680 A1（JFEスチール株式会社）2016.08.25 & EP 3228722 A1	1-10
A	WO 2016/103534 A1（JFEスチール株式会社）2016.06.30 & KR 10-2017-0086098 A & CN 107109564 A	1-10
A	WO 2014/185405 A1（新日鐵住金株式会社）2014.11.20 & US 2016/0273066 A1	1-10

☑ C欄の続きにも文献が列挙されている。

☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

\* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの	「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの	「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）	「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献	「&」同一パテントファミリー文献
「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願	

国際調査を完了した日

13.11.2017

国際調査報告の発送日

21.11.2017

国際調査機関の名称及びあて先  
 日本国特許庁（ISA/J P）  
 郵便番号100-8915  
 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官（権限のある職員）

太田 一平

4K

3841

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	WO 2014/077294 A1 (J F E スチール株式会社) 2014. 05. 22 & US 2015/0274218 A1	1-10
A	JP 2012-031466 A (J F E スチール株式会社) 2012. 02. 16 (ファミ リーなし)	1-10
A	JP 2010-132945 A (新日本製鐵株式会社) 2010. 06. 17 (ファミリー なし)	1-10