

(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
2012年3月1日(01.03.2012)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2012/026419 A1

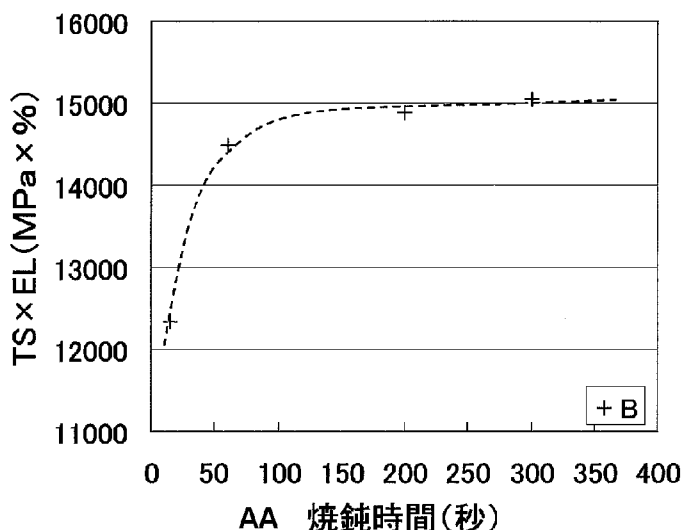
- (51) 国際特許分類:
C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2011/068854
- (22) 国際出願日: 2011年8月22日(22.08.2011)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願 2010-186146 2010年8月23日(23.08.2010) JP
- (71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 住友金属工業株式会社 (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) [JP/JP]; 〒5410041 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号 Osaka (JP).
- (72) 発明者; および
- (75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 畑 顕吾 (HATA Kengo) [JP/JP]; 〒5410041 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号 住友金属工業株式会社内 Osaka (JP). 富田 俊郎 (TOMIDA Toshiro) [JP/JP]; 〒5410041 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号 住友金属工業株式会社内 Osaka (JP). 今井 規雄 (IMAI Norio) [JP/JP]; 〒5410041 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号 住友金属工業株式会社内 Osaka (JP).
- (74) 代理人: 広瀬 章一 (HIROSE Shoichi); 〒1030023 東京都中央区日本橋本町4丁目4番2号東山ビル 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, 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, JP, 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, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, 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, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, 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

[続葉有]

(54) Title: COLD-ROLLED STEEL SHEET AND PROCESS FOR PRODUCTION THEREOF

(54) 発明の名称: 冷延鋼板およびその製造方法

[図3]



AA TIME OF ANNEALING (sec)

(57) Abstract: A cold-rolled steel sheet in which the growth of crystal grains can be prevented during annealing and which has a fine structure. The cold-rolled steel sheet has a chemical composition comprising, in % by mass, 0.01-0.3% of C, 0.01-2.0% of Si, 0.5-3.5% of Mn, 0-0.03% of Nb, 0-0.06% of Ti, 0-0.3% of V, 0-2.0% of sol. Al, 0-1.0% of Cr, 0-0.3% of Mo, 0-0.003% of B, 0-0.003% of Ca and 0-0.003% of an REM, contains 50% by area or more of a ferrite as the main phase, 10% by area or more of a low-temperature transformation phase as the second phase and 0-3% by area of a retained austenite, has a micro-structure fulfilling formulae (1)-(3), and has a specific texture. $d_m < 2.7 + 10000/$

$(5+300 \times C + 50 \times Mn + 4000 \times Nb + 2000 \times Ti + 400 \times V)^2$ (1) $d_m < 4.0$... (2) $d_s \leq 1.5$... (3) d_m : the average particle diameter of a ferrite defined by a high-angle grain boundary having a tilt angle of 15° or more (unit: μm); and d_s : the average particle diameter of the second phase (unit: μm).

(57) 要約:

[続葉有]

WO 2012/026419 A1



(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))

焼鈍中の結晶粒の成長を抑えた微細組織を有する冷延鋼板は、質量%で、C : 0.01~0.3%、Si : 0.01~2.0%、Mn : 0.5~3.5%、Nb : 0~0.03%、Ti : 0~0.06%、V : 0~0.3%、sol. Al : 0~2.0%、Cr : 0~1.0%、Mo : 0~0.3%、B : 0~0.003%、Ca : 0~0.003%およびREM : 0~0.003%以下を含有する化学組成を有し、主相としてフェライト 50 面積%以上、第 2 相として低温変態相を 10 面積%以上ならびに残留オーステナイトを 0~3 面積%含有し、かつ下記式(1)~(3)を満足するマイクロ組織を有し、そして特定の集合組織を有する。 $d_m < 2.7 + 10000 / (5 + 300 \times C + 50 \times Mn + 4000 \times Nb + 2000 \times Ti + 400 \times V)^2$ (1) $d_m < 4.0$. . . (2) $d_s \leq 1.5$. . . (3) d_m : 傾角 15°以上の大角粒界で規定されるフェライトの平均粒径 (単位: μm) ; d_s : 第 2 相の平均粒径 (単位: μm) 。

明 細 書

発明の名称：冷延鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、冷延鋼板およびその製造方法に関する。より詳しくは、本発明は、高い強度を有しながら優れた加工性を有する冷延鋼板、および材質安定性に優れる冷延鋼板の製造方法に関する。

背景技術

[0002] 従来から、冷延鋼板の機械特性を向上させるために鋼板の組織を微細化する方法について多くの検討がなされている。

それらの方法は下記（１）～（３）に大別できる。

[0003] （１）第１の方法は、Ti、Nb、Moなどの粒成長を抑制する元素を多量に添加することによって、冷間圧延後の焼鈍時に生成するオーステナイト粒を微細化し、その後の冷却によりオーステナイトから変態して生成するフェライト粒を微細化する方法である。

[0004] （２）第２の方法は、前記焼鈍におけるオーステナイト単相域での加熱を急速加熱と極短時間保持により行い、組織の粗大化を防ぐ方法である。

（３）第３の方法は、熱間圧延の直後に急冷して得た熱延鋼板に、冷間圧延および焼鈍を施す方法である。以下、この熱延鋼板の製造方法を直後急冷法と呼ぶこともある。

[0005] 上記第１の方法に関して、例えば、特許文献１は、平均粒径 $3.5\mu\text{m}$ 以下のフェライトを主体とする鋼組織を有する冷延鋼板を開示している。特許文献２は、フェライトと、マルテンサイト、ベイナイトおよび残留 γ （残留オーステナイト）の１種または２種以上からなる低温変態相とを有する組織を有し、この低温変態相の平均結晶粒径が $2\mu\text{m}$ 以下で体積率が $10\sim 50\%$ である冷延鋼板を開示している。

[0006] 上記第２の方法に関して、例えば、特許文献３には、 500°C 以上で巻き取った熱延鋼板を冷間圧延した後、焼鈍するに際して、室温から 750°C ま

でを30℃/秒以上で急速加熱し、750～900℃の範囲の焼鈍温度の保持時間を制限することで、未再結晶フェライトから微細なオーステナイトへ変態させ、冷却時に生成するフェライトを微細化する方法が示されている。特許文献4には、焼付け硬化性高強度冷延鋼板の製造方法に関して、通常の熱間圧延により得られた熱延鋼板を冷間圧延した後、連続焼鈍にて500℃以上の温度域を300～2000℃/秒で730～830℃に加熱し、その温度域に2秒以下滞在させて焼鈍を行うことが記載されている。

[0007] 上記第3の方法に関して、特許文献5には、熱間圧延後に短時間で冷却を開始する直後急冷法により製造される熱延鋼板を用いて冷間圧延する方法が示されている。例えば、熱間圧延後0.4秒以内に400℃/秒以上の冷却速度で720℃以下まで冷却することにより、平均結晶粒径の小さいフェライトを主相とする、微細組織を有する熱延鋼板を製造し、これを冷間圧延の母材として、通常の冷間圧延と焼鈍とを行う。

[0008] 特許文献5では、結晶方位差 (misorientation, 傾角<tilt angle>ともいう) が15°以上の大角粒界 (high angle grain boundary) で囲まれた領域を1つの結晶粒と見なすと定義する。従って、特許文献5に開示された微細組織を有する熱延鋼板は多数の大角粒界を有することを特徴とする。

先行技術文献

特許文献

- [0009] 特許文献1：特開2004-250774号公報
- 特許文献2：特開2008-231480号公報
- 特許文献3：特開2007-92131号公報
- 特許文献4：特開平7-34136号公報
- 特許文献5：WO2007/015541号公報

発明の概要

[0010] 上述したように、従来技術において、冷延鋼板の機械特性の向上を目的として、鋼板の組織を微細化する方法について多くの検討がなされてきた。しかし、次に述べるように、従来の方法はいずれも完全に満足できるものでは

なかった。

[0011] 特許文献1および特許文献2に開示された方法では、TiやNb等の添加を必須としているため、省資源性という観点において課題を残している。

特許文献3に開示された方法は、実施例に示されているように、微細な結晶粒、たとえば平均粒径 $3.5\mu\text{m}$ 未満のフェライト結晶粒からなる組織を得るために、焼鈍時の保持時間を10秒間以下程度の短時間としなければならない。焼鈍の保持時間を30秒間または200秒間とした実施例も示されているが、焼鈍後の平均粒径は $3.8\mu\text{m}$ または $4.4\mu\text{m}$ となり、急激な粒成長が起こっている。焼鈍工程においては鋼板の製造安定性を高めるために数十秒間以上の保持時間が通常は必要とされているので、特許文献3に開示された方法では製造安定性と $3.5\mu\text{m}$ 未満の非常に微細な組織とを両立させることは困難である。

[0012] 同様に、特許文献4に開示された方法も焼鈍時の保持時間は2秒以下と規定され、焼鈍を極短時間で行う必要があるので、特許文献3と同じ問題を有する。

特許文献5に開示された直後急冷を利用した方法は、冷延鋼板のミクロ組織を微細化する手段として優れている。しかし、冷延鋼板のフェライト粒径は、その母材である熱延鋼板のフェライト粒径とほぼ同じか、それより $1\sim 3\mu\text{m}$ 大きくなるので、冷延鋼板のミクロ組織の微細化には限界がある。

[0013] 本発明は、微細化された組織を有する冷延鋼板に関する従来技術の上述した問題点を解消することを課題とする。より具体的には、本発明は、TiやNb等の添加を行わなくても、また焼鈍時の保持時間を安定した材質が得られる程度に長くしても、微細組織が得られ、しかも、冷延鋼板のフェライト粒径が熱延鋼板のフェライト粒径と同等またはそれ以下である、微細組織を有する冷延鋼板とその製造方法とを提供することを目的とする。

[0014] 本発明者らは、上記課題を解決すべく詳細な検討を行った。

まず、冷延鋼板のミクロ組織を微細化する手段として優れている特許文献5に開示された冷延鋼板について、冷延鋼板のフェライト粒径が熱延鋼板の

フェライト粒径とほぼ同じか、それより1～3 μm大きくなることの原因について検討を行い、以下の(a)～(c)の知見を得た。

[0015] (a) 特許文献5に開示された方法は、多数の大角粒界を含むとともに熱的に安定な細粒組織を有する、直後急冷法により得られた熱延鋼板に冷間圧延および焼鈍を施すと、熱延鋼板の粒界上に多くの再結晶核が発生し、冷延焼鈍後の組織が微細化すると技術思想に基づく。

[0016] (b) しかし、焼鈍時に熱延鋼板の粒界上に発生した再結晶核から成長する再結晶粒の粒成長速度は、熱延鋼板の組織の微細化に伴って顕著に増加する。

(c) この再結晶粒の活発な粒成長により、特許文献5に開示された方法による冷延鋼板の組織の微細化効果が減衰し、冷延鋼板のフェライト粒径は、熱延鋼板のフェライト粒径とほぼ同じか、それより1～3 μm大きくなってしまう。

[0017] そこで、本発明者らは、上記再結晶粒の活発な粒成長を抑制することについて検討を行い、以下の(d)～(i)の新たな知見を得た。

(d) 微細な組織を有する熱延鋼板に、冷間圧延してから焼鈍を施す際に、冷間圧延により加工組織となったフェライトが再結晶を完了する前にフェライトとオーステナイトとが共存する温度となるように急速加熱焼鈍を行うことにより、熱延鋼板のフェライト粒径と同等以下のフェライト粒径を有する微細な組織が得られる。

[0018] (e) これは、急速加熱焼鈍により、未再結晶フェライトが残存した状態で熱延鋼板の大角粒界であった位置(旧粒界)から多数の微細なオーステナイトが生成し、この多数の微細なオーステナイト粒のために、再結晶フェライト粒が熱延鋼板の旧粒界を超えて成長することが抑制されることによる。

[0019] (f) 熱延鋼板の組織を微細化することで冷間圧延後の焼鈍時における微細化が可能になるが、熱延鋼板の組織を微細化すればするほど再結晶粒の粒成長速度も増加するので、焼鈍後に微細な組織を得るには、昇温速度をより一層高めた急速加熱焼鈍が必要となる。

[0020] (g) このような粒成長抑制機構を用いると、焼鈍時の保持時間を例えば30秒以上～数百秒と長くしても粒成長が抑制され、微細な組織が維持される。その結果、通板速度等の製造条件の変動に起因する材質の変動を抑制することができ、安定した材質を有する冷延鋼板を得ることができる。

[0021] (h) このような製造方法により得られる冷延鋼板は、板厚の1/2深さ位置において、 $\{111\} \langle 145 \rangle$ 、 $\{111\} \langle 123 \rangle$ 、 $\{554\} \langle 225 \rangle$ のX線強度の平均が、集合組織を持たないランダムな組織のX線強度の平均の4.0倍以上であるということによって特徴づけられる集合組織を有する。そして、そのような集合組織を有する冷延鋼板は伸びフランジ性（穴拡げ性）に優れる。

[0022] (i) 冷間圧延に供する熱延鋼板は、微細な組織を有するものであればよいが、熱的安定性に優れるものであることが好ましい。

これらの新たな知見に基づく本発明は以下のとおりである。

[0023] (1) 質量%で、C：0.01～0.3%、Si：0.01～2.0%、Mn：0.5～3.5%、P：0.1%以下、S：0.05%以下、Nb：0～0.03%、Ti：0～0.06%、V：0～0.3%、sol. Al：0～2.0%、Cr：0～1.0%、Mo：0～0.3%、B：0～0.003%、Ca：0～0.003%およびREM：0～0.003%以下を含有し、残部がFeおよび不純物からなる化学組成を有し、

主相としてフェライト：50面積%以上、第2相として、マルテンサイト、ベイナイト、パーライトおよびセメンタイトの1種または2種以上を含む低温変態相を合計で10面積%以上ならびに残留オーステナイトを0～3面積%含有し、かつ下記式(1)～(3)を満足するマイクロ組織を有し、そして

板厚の1/2深さ位置において、 $\{111\} \langle 145 \rangle$ 、 $\{111\} \langle 123 \rangle$ 、 $\{554\} \langle 225 \rangle$ のX線強度の平均が、集合組織を持たないランダムな組織のX線強度の平均の4.0倍以上である集合組織を有する、ことを特徴とする冷延鋼板。

$$[0024] \quad d_m < 2.7 + 10000 / (5 + 300 \times C + 50 \times Mn + 4000 \times Nb + 2000 \times Ti + 400 \times V)^2 \quad \dots \quad (1)$$

$$d_m < 4.0 \quad \dots \quad (2)$$

$$d_s \leq 1.5 \quad \dots \quad (3)$$

ここで、

C、Mn、Nb、TiおよびVはそれぞれ該元素の含有量（単位：質量%）であり；

d_m は傾角（結晶方位差） 15° 以上の大角粒界で規定されるフェライトの平均粒径（単位： μm ）であり、そして

d_s は第2相の平均粒径（単位： μm ）である。

[0025] (2) 上記化学組成が、質量%で、Nb：0.003%以上、Ti：0.005%以上およびV：0.01%以上からなる群から選択される1種または2種以上を含有し、上記マイクロ組織が、下記式（4）を満足する、上記（1）に記載の冷延鋼板。

$$[0026] \quad d_m < 3.5 \quad \dots \quad (4)$$

ここで、 d_m は上記の通りである。

(3) 上記化学組成が、質量%で、sol. Al：0.1質量%以上を含有する、上記（1）または（2）に記載の冷延鋼板。

[0027] (4) 上記化学組成が、質量%で、Cr：0.03%以上、Mo：0.01%以上およびB：0.0005%以上からなる群から選択される1種または2種以上を含有する、上記（1）ないし（3）のいずれかに記載の冷延鋼板。

[0028] (5) 前記化学組成が、質量%で、Ca：0.0005%以上およびREM：0.0005%以上からなる群から選択される1種または2種を含有する、上記（1）ないし（4）のいずれかに記載の冷延鋼板。

[0029] (6) 鋼板表面にめっき層を有する、上記（1）ないし（5）のいずれかに記載の冷延鋼板。

(7) 下記工程（A）および（B）を有することを特徴とする冷延鋼板の製造方法：

(A) 上記 (1) ないし (5) のいずれかに記載の化学組成を有し、かつ下記式 (5) および (6) を満足するミクロ組織を有する熱延鋼板に冷間圧延を施して冷延鋼板とする冷間圧延工程；および

(B) 工程 (A) において得られた冷延鋼板に、(A_{e1}点 + 10°C) に到達した時点でのフェライト未再結晶率が30面積%以上となる条件で(A_{e1}点 + 10°C) 以上、(0.95 × A_{e3}点 + 0.05 × A_{e1}点) 以下の温度域まで昇温した後、この温度域に30秒間以上保持することにより焼鈍を施す焼鈍工程。

$$[0030] \quad d < 2.5 + 6000 / (5 + 350 \times C + 40 \times Mn)^2 \dots (5)$$

$$d < 3.5 \dots (6)$$

ここで、

CおよびMnはそれぞれ該元素の含有量(単位:質量%)であり；

dは傾角15°以上の大角粒界で規定されるフェライトの平均粒径(単位:μm)である。

[0031] (8) 前記熱延鋼板が、前記化学組成を有するスラブに、A_{r3}点以上で圧延を完了する熱間圧延を施し、圧延完了後0.4秒間以内に400°C/秒以上の平均冷却速度で750°C以下の温度域まで冷却する熱間圧延工程により得られたものである、上記(7)に記載の冷延鋼板の製造方法。

[0032] (9) 前記工程(B)の後に、冷延鋼板にめっき処理を施す工程をさらに有する上記(7)または(8)に記載の冷延鋼板の製造方法。

本明細書において、主相とは体積率(本発明では実際には断面の面積率で体積率を評価)が最大である相または組織を意味し、第二相とは主相以外の相および組織を意味する。

[0033] フェライトは、ポリゴナルフェライトおよびベイニティックフェライトを包含する意味である。低温変態相は、マルテンサイト、ベイナイト、パーライトおよびセメンタイトを含む。ここで、マルテンサイトには焼戻しマルテンサイトが含まれ、ベイナイトには焼戻しベイナイトが含まれる。

[0034] 本発明に係る冷延鋼板は、母材となる熱延鋼板と同等以上に微細化された

組織を有するため、高い強度を有しながら加工性にも優れており、自動車用鋼板として好適である。また、NbやTiなどの希少金属の多量添加を必要としないので、省資源性に優れる。この冷延鋼板は、焼鈍時間を短時間としない本発明に係る方法により製造されるので、安定した材質を有する。

図面の簡単な説明

[0035] [図1]実施例で用いた鋼種A, B, Cについて、種々の昇温速度で750℃に加熱し、その温度に60秒間保持することにより焼鈍を実施した冷延鋼板の平均粒径と昇温速度との関係を示すグラフである。

[図2]実施例で用いた鋼種B, Cについて、種々の昇温速度で750℃に加熱し、その温度に60秒間保持することにより焼鈍を実施した冷延鋼板の引張強度と昇温速度との関係を、昇温速度が10℃/秒の場合を基準とした引張強度の上昇率を縦軸として示すグラフである。

[図3]実施例で用いた鋼種Bについて、500℃/秒で750℃へ加熱した後、15秒間から300秒間の均熱保持を行った後、50℃/秒で室温まで冷却することにより焼鈍を実施した冷延鋼板のTS×EL（引張強度×全伸び）値と焼鈍時の保持時間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

[0036] 以下、本発明に係る冷延鋼板およびその製造方法について述べる。以下の説明において、化学組成に関する「%」は「質量%」である。

1. 冷延鋼板

1.1 化学組成

C : 0.01~0.3%

Cは、鋼の強度を高める作用を有する。また、熱間圧延工程および焼鈍工程においてミクロ組織を微細化する作用を有する。すなわち、Cは変態点を低下させる作用を有するので、熱間圧延工程においては、熱間圧延をより低温域で完了させることが可能となり、これにより、熱延鋼板のミクロ組織を微細化することが可能となる。また、焼鈍工程においては、Cによる昇温過程におけるフェライトの再結晶抑制作用と相俟って、急速加熱によってフェ

ライトの未再結晶率が高い状態を保ったまま ($A e_1$ 点 + 10°C) 以上の温度域とすることが容易となり、これにより、冷延鋼板のミクロ組織を微細化することが可能となる。C含有量が0.01%未満では、上記作用による効果を得ることが困難である。したがって、C含有量は0.01%以上とする。好ましくは0.03%以上、より好ましくは0.05%以上である。一方、C含有量が0.3%超では、加工性や溶接性の低下が著しくなる。したがって、C含有量は0.3%以下とする。好ましくは0.2%以下、より好ましくは0.15%以下である。

[0037] Si : 0.01~2.0%

Siは、鋼の延性および強度を向上させる作用を有する。また、Mnと同時に添加されると、マルテンサイトなどの硬質第2相（主相をなすフェライトよりも硬質な相）の生成を促進し、鋼を高強度化させる作用を有する。Si含有量が0.01%未満では、上記作用による効果を得ることが困難である。したがって、Si含有量は0.01%以上とする。好ましくは0.03%以上、より好ましくは0.05%以上である。一方、Si含有量が2.0%超では、熱間圧延工程や焼鈍工程などにおいて、鋼の表面に酸化物を生成して表面性状を損なう場合がある。したがって、Si含有量は2.0%以下とする。好ましくは1.5%以下、より好ましくは0.5%以下である。

[0038] Mn : 0.5~3.5%

Mnは、鋼の強度を高める作用を有する。また、変態温度を低下させる作用を有するので、焼鈍工程において、急速加熱によりフェライトの未再結晶率が高い状態を保ったまま ($A e_1$ 点 + 10°C) 以上の温度域とすることが容易となり、これにより、冷延鋼板のミクロ組織を微細化することが可能となる。Mn含有量が0.5%未満では上記作用による効果を得ることが困難である。したがって、Mn含有量は0.5%以上とする。好ましくは0.7%以上、より好ましくは1%以上である。一方、Mn含有量が3.5%超では、フェライト変態が過度に遅延してしまい、目的とするフェライト面積率を確保できない場合がある。したがって、Mn含有量は3.5%以下とする。好ましく

は3.0%以下、より好ましくは2.8%以下である。

[0039] P : 0.1%以下

Pは、不純物として含有され、粒界に偏析して材料を脆化させる作用を有する。P含有量が0.1%を超えると、上記作用により脆化が著しくなる。したがって、P含有量は0.1%以下とする。好ましくは0.06%以下である。P含有量は低い程好ましいので下限は限定する必要はない。コストの観点からは0.001%以上とすることが好ましい。

[0040] S : 0.05%以下

Sは、不純物として含有され、鋼中に硫化物系介在物を形成して鋼の延性を低下させる作用を有する。S含有量が0.05%超では、上記作用により延性の低下が著しくなる場合がある。したがって、S含有量は0.05%以下とする。好ましくは0.008%以下、さらに好ましくは0.003%以下である。S含有量は低い程好ましいので下限を限定する必要はない。コストの観点からは0.001%以上とすることが好ましい。

[0041] Nb : 0~0.03%、Ti : 0~0.06%、V : 0~0.3%

Nb、TiおよびVは、炭化物や窒化物として鋼中に析出し、焼鈍工程の冷却中におけるオーステナイトからフェライトへの変態を抑制することによって、硬質第2相の面積率を高め、鋼の強度を高める作用を有する。したがって、鋼の化学組成に、これらの元素の1種または2種以上を含有させてもよい。しかし、各元素の含有量が上記上限値を超えると、延性の低下が著しくなる場合がある。したがって、各元素の含有量は上記のとおりとする。ここで、Ti含有量は0.03%以下とすることが好ましい。また、NbおよびTiの合計含有量は0.06%以下とすることが好ましく、0.03%以下とすることがさらに好ましい。また、Nb、TiおよびVの含有量は下記式(7)を満足することが好ましい。なお、上記作用による効果をより確実に得るには、Nb : 0.003%以上、Ti : 0.005%以上およびV : 0.01%以上のいずれかを満足させることが好ましい。

[0042] $(Nb + 0.5 \times Ti + 0.01 \times V) \leq 0.02 \quad \dots \quad (7)$

ここで、Nb、TiおよびVはそれぞれ該各元素の含有量（単位：質量％）である。

sol. Al : 0~2.0%

Alは、延性を高める作用を有する。したがって、Alを含有させてもよい。しかし、Alは変態点を上昇させる作用を有するので、sol. Al含有量が2.0%超では、熱間圧延をより高温域で完了させざるをえなくなる。その結果、熱延鋼板の組織を微細化することが困難となり、そのため、冷延鋼板の組織を微細化することも困難となる。また、連続鋳造が困難となる場合がある。したがって、sol. Al含有量は2.0%以下とする。なお、上記作用による効果をより確実に得るには、sol. Al含有量を0.1%以上とすることが好ましい。

[0043] Cr : 0~1.0%、Mo : 0~0.3%、B : 0~0.003%

Cr、MoおよびBは、鋼の焼入れ性を高め、低温変態相の生成を促進することによって、鋼の強度を高める作用を有する。したがって、これらの元素の1種または2種以上を含有させてもよい。しかし、各元素の含有量が上記上限値を超えると、フェライト変態が過度に抑制されてしまい、目的とするフェライト面積率を確保できない場合がある。したがって、各元素の含有量は上記のとおりとする。ここで、Mo含有量は0.2%以下とすることが好ましい。なお、上記作用による効果をより確実に得るには、Cr : 0.03%以上、Mo : 0.01%以上およびB : 0.0005%以上のいずれかを満足させることが好ましい。

[0044] Ca : 0~0.003%、REM : 0~0.003%

CaおよびREMは、溶鋼の凝固過程において析出する酸化物や窒化物を微細化して、鋳片の健全性を高める作用を有する。したがって、これらの元素の1種または2種を含有させてもよい。しかし、いずれの元素も高価であるため、それぞれの元素の含有量は0.003%以下とする。これらの元素の合計含有量は0.005%以下とすることが好ましい。上記作用による効果をより確実に得るには、いずれかの元素を0.0005%以上含有させることが

好ましい。ここで、REMとは、Sc、Y及びランタノイドの合計17元素を指し、ランタノイドの場合、工業的にはミッシュメタルの形で添加される。本発明におけるREMの含有量はこれらの元素の合計含有量を指す。

[0045] 1.2-マイクロ組織および集合組織

主相：50面積%以上のフェライトであり、かつ上記式(1)および(2)を満足する

軟質なフェライトを主相とすることによって、冷延鋼板の延性を高めることができる。さらに、主相であるフェライトが微細であって、傾角15°以上の大角粒界で規定されるフェライトの平均粒径 d_m が上記式(1)および(2)を満たすことにより、鋼板を加工した際に微細なクラックの発生と進展が抑制され、冷延鋼板の伸びフランジ性が向上する。また、細粒強化によって鋼の強度が向上する。なお、上記式(1)はC、Mn、Nb、TiおよびVによる組織の微細化作用を考慮したうえでフェライトの微細化の程度を規定する指標である。

[0046] フェライト面積率が50%未満では、優れた延性を確保することが困難になる。したがって、フェライト面積率は50%以上とする。フェライト面積率は好ましくは60%以上であり、より好ましくは70%以上である。

[0047] また、前記フェライトの平均粒径 d_m が上記式(1)および(2)の少なくとも一方を満足しない場合には、主相が十分に微細ではないために、優れた伸びフランジ性を確保することが困難になり、または細粒強化による強度向上作用を十分に得られない。したがって、前記フェライト平均粒径 d_m は上記式(1)および(2)を満足するようにする。

[0048] 傾角15°以上の大角粒界で囲まれたフェライトの平均粒径を指標とするのは、傾角15°未満の小角粒界は隣接する結晶粒間の方位差が小さく、転位を堆積させる効果が小さいため、強度増加への寄与が少ないからである。以下では、傾角15°以上の大角粒界で規定されるフェライトの平均粒径を単にフェライトの平均粒径という。

[0049] Nb：0.003%以上、Ti：0.005%以上およびV：0.01%以上

からなる群から選択される1種または2種以上を含有する化学組成を有する場合には、フェライトの平均粒径 d_m は上記式(4)を満足することが好ましい。

- [0050] 第2相：マルテンサイト、ベイナイト、パーライトおよびセメンタイトを含む低温変態相を合計で10面積%以上ならびに残留オーステナイトを0～3面積%を含み、かつ上記式(3)を満足する。
- [0051] マルテンサイト、ベイナイト、パーライトおよびセメンタイトを含む低温変態で生成する硬質な相または組織を第2相に含有させることにより、鋼の強度を高めることが可能となる。また、残留オーステナイトは鋼板の伸びフランジ性を低下させる作用を有するので、残留オーステナイト面積率を制限することにより、優れた伸びフランジ性を確保することが可能となる。さらに、第2相が上記式(3)を満たすように微細であることによって、鋼板を加工した際に微細なクラックの発生と進展が抑制され、鋼板の伸びフランジ性が向上する。また、細粒強化によって鋼の強度が向上する。
- [0052] マルテンサイト、ベイナイト、パーライトおよびセメンタイトを含む低温変態相の合計面積率が10%未満では、高い強度を確保することが困難である。したがって、低温変態相の合計面積率は10%以上とする。なお、低温変態相はマルテンサイト、ベイナイト、パーライトおよびセメンタイトの全部を含んでいる必要はなく、その少なくとも1種を含んでいればよい。
- [0053] また、残留オーステナイト面積率が3%超になると、優れた伸びフランジ性を確保することが困難である。したがって、残留オーステナイト面積率は0～3%とする。好ましくは2%以下である。
- [0054] また、第2相の平均粒径 d_s が上記式(3)を満足しないと、第2相が十分に微細ではないため、優れた伸びフランジ性を確保することが困難になる。また、細粒強化による鋼の強度向上作用を十分に得られない。したがって、第2相の平均粒径 d_s は上記式(3)を満足するようにする。
- [0055] 主相であるフェライトの平均粒径は、実施例でより詳しく説明するように、SEM-EBSDを用いて、傾角15°以上の大角粒界で囲まれるフェラ

イトを対象にその平均粒径を求める。SEM-EBSDとは、走査電子顕微鏡（SEM）の中で電子線後方散乱回折（EBSD）により微小領域の方位測定を行う方法である。得られた方位マップから結晶粒径を測定することができる。

[0056] 第2相の平均粒径はSEM断面観察により第2相の粒子数 N を測定し、さらに第2相の面積率 A を用いて、 $r = (A / N \pi)^{1/2}$ で求めることができる。

主相および第2相の面積率はSEM断面観察により測定できる。また、残留オーステナイトの面積率は、X線回折法により求めた体積分率をそのまま面積率とする。こうして求めた残留オーステナイトの面積率を前記第2相の面積率から差し引くことにより、第2相のうちの低温変態相の合計面積率を求めることができる。

[0057] 本発明では、以上のいずれの平均粒径および面積率についても、鋼板の板厚 $1/4$ 深さにおける測定値を採用する。

集合組織：板厚の $1/2$ 深さ位置において、 $\{111\} \langle 145 \rangle$ 、 $\{111\} \langle 123 \rangle$ および $\{554\} \langle 225 \rangle$ 方位のX線強度の平均が、集合組織を持たないランダムな組織のX線強度の平均の4.0倍以上

板厚の $1/2$ 深さ位置において $\{111\} \langle 145 \rangle$ 、 $\{111\} \langle 123 \rangle$ および $\{554\} \langle 225 \rangle$ の集積度を上記のように増加させることにより、伸びフランジ性が向上する。板厚の $1/2$ 深さ位置において、 $\{111\} \langle 145 \rangle$ 、 $\{111\} \langle 123 \rangle$ および $\{554\} \langle 225 \rangle$ 方位のX線強度の平均が、集合組織を持たないランダムな組織のX線強度の平均の4.0倍未満では、優れた伸びフランジ性を確保することが困難になる。したがって、冷延鋼板は上記の集合組織を有するようにする。

[0058] この特定方位のX線強度は、鋼板をフッ酸により板厚 $1/2$ 深さまで化学研磨した後、その板面において、フェライト相の $\{200\}$ 、および $\{110\}$ 、 $\{211\}$ 面の正極点図を測定し、その測定値を用いて、級数展開法により方位分布関数（ODF）を解析することで得られる。

[0059] 集合組織を持たないランダムな組織のX線強度は、粉末状にした鋼を用い

て、上記と同様の測定を行うことにより求める。

上記ミクロ組織および集合組織を満足することによって、引張強度（TS）が800MPa未満の鋼板では、下記式（8）を満足する高い加工性が得られる。また、引張強度（TS）が800MPa以上の鋼板では、下記式（9）を満足する高い加工性が得られる。

$$[0060] \quad 3 \times TS \times EI + TS \times \lambda > 105000 \quad \dots \quad (8)$$

$$3 \times TS \times EI + TS \times \lambda > 85000 \quad \dots \quad (9)$$

ここで、TSは引張強度（MPa）、EIは全伸び（＝破断伸び、%）、λは日本鉄鋼連盟規格JFST 1001-1996で規定される穴拡げ率（%）である。

[0061] 1.3-めっき層

上述した冷延鋼板の表面に、耐食性の向上等を目的としてめっき層を設け、表面処理鋼板としてもよい。めっき層は電気めっき層であってもよく溶融めっき層であってもよい。電気めっき層としては、電気亜鉛めっき、電気Zn-Ni合金めっき等が例示される。溶融めっき層としては、溶融亜鉛めっき、合金化溶融亜鉛めっき、溶融アルミニウムめっき、溶融Zn-Al合金めっき、溶融Zn-Al-Mg合金めっき、溶融Zn-Al-Mg-Si合金めっき等が例示される。めっき付着量は特に制限されず、従来と同様でよい。また、めっき表面に適当な化成処理皮膜を形成（例えば、シリケート系のクロムフリー化成処理液の塗布と乾燥により）して、耐食性をさらに高めることも可能である。さらに、有機樹脂皮膜で被覆することもできる。

[0062] 2. 冷延鋼板の製造方法

2.1-化学組成

化学組成は上記1.1に記載した通りである。

[0063] 2.2-冷間圧延工程

上記式（5）および（6）を満たす、大角粒界が多量に存在する微細組織を有する熱延鋼板に、冷間圧延後に急速加熱焼鈍を施すと、未再結晶フェライトが残存した状態で熱延鋼板の大角粒界であった位置から多数の微細なオ

ーステナイトが生成する。生成した多数の微細なオーステナイト粒は、再結晶フェライト粒が熱延鋼板の旧粒界を超えて成長するのを抑制するので、微細な組織を有する冷延鋼板を得ることができる。

[0064] 冷間圧延に供する熱延鋼板において大角粒界で規定されるフェライトの平均粒径 d が上記式 (5) または (6) を満足しない場合には、冷間圧延後に急速加熱焼鈍を施しても、核生成サイトが少ないため、加工組織から生成するのは粗大な少数のオーステナイト粒となる。この粗大な少数のオーステナイト粒は、再結晶フェライトの粒成長の抑制にほとんど寄与しないため、冷延鋼板の組織は粗大なものとなる。

[0065] したがって、冷間圧延に供する熱延鋼板の組織は上記式 (5) および (6) を満足するものとする。

式 (5) において、C および Mn の含有量によりフェライト平均粒径 d を規定しているのは、C および Mn の含有量が高くなるにつれて冷延鋼板の延性が低下するため、冷間圧延に供する熱延鋼板をより微細な組織を有するものとすることによって冷延鋼板の組織をより微細なものとし、優れた延性を確保するためである。

[0066] 熱延鋼板のフェライト平均粒径 d は小さいほど好ましいため、下限を規定する必要は特にないが、通常は $1.0 \mu\text{m}$ 以上である。冷延鋼板についても同様に、フェライト平均粒径 d_m は通常は $1.0 \mu\text{m}$ 以上となる。

[0067] 冷間圧延は常法に従って行えばよい。冷間圧延における圧下率（冷間圧延率）は特に規定しないが、焼鈍工程における再結晶を促進して冷延鋼板の加工性を向上させる観点からは、30%以上とすることが好ましい。また、冷間圧延設備の負荷を軽減する観点からは、85%以下とすることが好ましい。

[0068] 摩擦による表面への過度の歪みの蓄積を抑制し、焼鈍時の表面での異常粒成長を防止する観点から、冷間圧延は潤滑油を用いて行ってもよい。

2.3 - 焼鈍工程

上記冷間圧延工程により得られた冷延鋼板に、 $(A e_1 \text{点} + 10^\circ\text{C})$ に到達

した時点でのフェライト未再結晶率が30面積%以上となる条件で (A_{e_1} 点 + 10°C) 以上、 ($0.95 \times A_{e_3}$ 点 + $0.05 \times A_{e_1}$ 点) 以下の温度域まで昇温した後、この温度域に30秒間以上保持することにより焼鈍を施す。

[0069] 焼鈍温度が (A_{e_1} 点 + 10°C) より低いと、再結晶粒の成長を抑制するためのオーステナイト粒が多量に生成しないため、本発明が目的とする微細な組織を有する冷延鋼板を得ることが困難である。したがって、焼鈍温度は (A_{e_1} 点 + 10°C) 以上とする。好ましくは (A_{e_1} 点 + 30°C) 以上である。

[0070] 一方、焼鈍温度が ($0.95 \times A_{e_3}$ 点 + $0.05 \times A_{e_1}$ 点) より高くなると、オーステナイト粒の急激な粒成長が生じて、最終組織が粗大化する場合がある。特に、製造安定性を確保するために30秒間以上の焼鈍を施すと、組織の粗大化が進みやすい。したがって、焼鈍温度は ($0.95 \times A_{e_3}$ 点 + $0.05 \times A_{e_1}$ 点) 以下とする。好ましくは ($0.8 \times A_{e_3}$ 点 + $0.2 \times A_{e_1}$ 点) 以下である。

[0071] この焼鈍温度への昇温は急速加熱により行う。この時の昇温条件は、前述した新知見に基づくものであるが、後述する実施例2の結果から導かれたものであるので、この点について次に詳述する。

[0072] 図1は、表5に記載の鋼種A~Cの冷延鋼板の一部について、そのフェライトの平均粒径 d_m を焼鈍時の昇温速度に対して図示したものである。図1に示すように、昇温速度の増加に伴って冷延鋼板のフェライト平均粒径が減少していく。そして、冷延鋼板のフェライト平均粒径が小さくなると引張強度が上昇することは前述のとおりである。

[0073] この点に関し、昇温速度が10°C/秒である時の引張強度を基準とする引張強度の上昇率と焼鈍時の昇温速度との関係を図2に示す。図2に示すように、昇温速度が50°C/秒以上となると、2%以上の引張強度の上昇率が安定的に達成されるようになる。すなわち、昇温速度を50°C/秒とすると、昇温速度を増加させることに基づく効果を安定的に享受できるようになる。

[0074] 冷延鋼板の焼鈍時の昇温速度が増大するほど、焼鈍温度に到達した時点で再結晶していないフェライトの割合 (フェライト未再結晶率) が高くなる。

そこで、昇温速度と（ A_{e1} 点+10℃）の温度でのフェライト未再結晶率との関係を調査したところ、昇温速度が50℃/秒以上であるとフェライト未再結晶率が30面積%以上となった。換言すると、（ A_{e1} 点+10℃）の温度でフェライト未再結晶率が30面積%以上となる条件で上記焼鈍温度域まで昇温することにより、微細な組織を有する熱延鋼板に冷間圧延および急速加熱焼鈍を施した場合の組織を微細化の作用効果を安定的に享受することができる。

[0075] したがって、上記冷間圧延工程により得られた冷延鋼板に、（ A_{e1} 点+10℃）の温度でのフェライト未再結晶率が30面積%以上となる条件を満たす急速加熱により、（ A_{e1} 点+10℃）以上の焼鈍温度域まで昇温させる。この時のフェライト未再結晶率の上限は特に限定されない。（ A_{e1} 点+10℃）の温度に達した際のフェライト未再結晶率が30%未満では、微細な組織を有する熱延鋼板に冷間圧延および急速加熱焼鈍を施した場合の組織を微細化の作用効果を安定的に享受することが困難となる。急速加熱は、フェライトとオーステナイトが共存し始める（ A_{e1} 点+10℃）の温度まで行えばよく、それ以降は徐加熱や等温保持としてよい。

[0076] 昇温速度は、（ A_{e1} 点+10℃）でのフェライト未再結晶率を調整するための手段であるので、特に規定する必要はないが、50℃/秒以上とすることが好ましく、80℃/秒以上とすることがさらに好ましく、150℃/秒以上とすることが特に好ましく、300℃/秒とすることが最も好ましい。昇温速度の上限も特に規定されないが、焼鈍温度の温度制御の観点から1500℃/秒以下とすることが好ましい。

[0077] 上記の急速加熱は、再結晶開始温度に到達する前の温度から開始すればよい。具体的には、10℃/秒の昇温速度で測定した軟化開始温度を T_s とし、（ $T_s - 30℃$ ）から急速加熱を開始すればよい。実際は600℃から急速加熱を開始すればよく、それまでの昇温速度は任意とすることができる。室温から急速加熱を開始しても、焼鈍後の冷延鋼板に悪影響をもたらすことはない。

- [0078] 加熱方法は必要な昇温速度を達成できれば特に制限されない。通電加熱や誘導加熱を用いることが好ましいが、上記昇温条件を満たす限り、ラジアントチューブによる加熱も採用できる。このような加熱装置の適用により、鋼板の加熱時間大幅に短縮され、焼鈍設備をよりコンパクトにすることが可能となり、設備への投資費を低減するなどの効果も期待できる。また既存の連続焼鈍ラインまたは溶融めっきラインに加熱装置を増設することも可能である。
- [0079] 焼鈍温度が ($A e_1$ 点 + 10°C) 以上、($0.95 \times A e_3$ 点 + $0.05 \times A e_1$ 点) 以下の温度域である場合、焼鈍時間が30秒間未満では、再結晶が完了せず、組織中の結晶粒界の大部分が15°以下の小角粒界で構成されているか、あるいは、冷間圧延によって導入された転位が残留した状態となっている。この場合、冷延鋼板の加工性は著しく劣化する、したがって、再結晶を十分に進行させるために、焼鈍時間は30秒間以上とする。好ましくは45秒以上、より好ましくは60秒以上である。
- [0080] 焼鈍時間の上限は特に規定する必要はないが、フェライト再結晶粒の粒成長をより確実に抑制する観点からは、10分間未満とすることが好ましい。
- 図3は、表5に記載の実施例2のうち、特に鋼種Bの冷延鋼板を500°C/秒の昇温速度で750°Cへ加熱し、15秒間~300秒間保持した冷延鋼板について、 $TS \times E$ 値の変化を焼鈍保持時間に対して図示したものである。この結果から、本発明による冷延鋼板は、焼鈍時間を300秒間程度の長時間としても、粒成長が抑制され、安定した材質が得られることがわかる。一方、焼鈍時間が30秒間未満であると、鋼板の組織は再結晶を完了しておらず、結晶粒径が増加の途上にあたり、相変態が平衡状態に至らずに組織変態が中途の状態であったりする。そのため、加工性（伸び）に劣るほか、実機操業においては安定して均一な組織を得ることが困難となる。
- [0081] 焼鈍後の冷却は、任意の速度で行うことができ、冷却速度の制御により、鋼中にパーライトやベイナイト、マルテンサイトといった第2相を析出させてもよい。冷却方法は任意の方法で行うことができるが、例えばガス、ミス

ト、水による冷却が可能である。また、焼鈍温度から任意の温度まで冷却後、必要ならば付加的な再加熱を行い、200℃以上、600℃以下の任意の温度に保持し、過時効処理を行ってもよい。あるいは、焼鈍後の鋼板を任意の温度まで冷却後、めっきなどの表面処理を施してもよい。具体的には焼鈍を行った鋼板に対し、熔融亜鉛めっきや合金化熔融亜鉛めっき、電気亜鉛めっきを施して亜鉛めっき鋼板としてもよい。

[0082] 2.4 熱間圧延工程

冷間圧延工程に供する熱延鋼板は、冷間圧延工程の項において述べた条件、すなわち、前記化学組成と(5)および(6)式を満たすマイクロ組織とを有する。その製造方法は特に規定されないが、使用する熱延鋼板は熱的安定性に優れていることが好ましい。好ましい熱延鋼板は、上記化学組成を有するスラブに、 A_{r3} 点以上で圧延を完了する熱間圧延を施し、圧延完了後0.4秒間以内に400℃/秒以上の平均冷却速度で750℃以下の温度域まで冷却する熱間圧延工程により製造することができる。

[0083] このような熱間圧延工程を採用することにより、圧延によりオーステナイトに歪みを導入し、導入された歪みが回復・再結晶によって消費されるのを極力抑制することができる。その結果、鋼中に蓄積させた歪みエネルギーをオーステナイトからフェライトへの変態駆動力として最大限に利用して、オーステナイトからフェライトへの変態核生成の数を増加させ、熱延鋼板の組織を微細化するとともに熱的安定性に優れた組織にすることができる。

[0084] このようにして製造された熱延鋼板を冷間圧延に供し、その後で上述した焼鈍を施すことにより、効果的に冷延鋼板の微細粒化を達成することができる。

熱間圧延に供するスラブは、生産性の観点から連続鋳造により作製することが好ましい。スラブは、連続鋳造後の高温状態にあるものを用いてもよく、一旦室温まで冷却されたものを再加熱して用いてもよい。圧延設備の負荷を軽減し、圧延完了温度の確保を容易にする観点からは、熱間圧延に供するスラブの温度は1000℃以上とすることが好ましい。また、スケールロス

による歩留まり低下を抑制する観点からは、熱間圧延に供するスラブの温度は1400℃以下とすることが好ましい。

[0085] 熱間圧延は、レバースミルもしくはタンデムミルを用いて行えばよい。工業生産性の観点からは、少なくとも最終の数段はタンデムミルを用いることが好ましい。

圧延中は鋼板をオーステナイト温度域に維持する必要があるため、圧延完了温度は A_{r3} 点以上とする。オーステナイトに導入された加工歪みが熱により回復するのを極力抑制するため、圧延完了温度は A_{r3} 点直上、具体的には(A_{r3} 点+50℃)以下とすることが好ましい。

[0086] 熱間圧延の圧下量は、スラブの温度が A_{r3} 点から(A_{r3} 点+100℃)までの温度範囲にあるときの板厚減少率が40%以上であることが好ましい。この温度範囲での板厚減少率はより好ましくは60%以上である。

[0087] 圧延は1パスで行う必要はなく、連続した複数パスの圧延であってもよい。圧下量を大きくすることは、より多くの歪みエネルギーがオーステナイトへ導入され、フェライト変態の駆動力を増大させることができ、フェライトをより微細粒化することができるので好ましい。しかし、圧延設備の負荷を増加させることにもなるため、1パスあたりの圧下量の上限は60%とすることが好ましい。

[0088] 圧延完了後の冷却は、上述したように、圧延完了後0.4秒間以内に400℃/秒以上の平均冷却速度で750℃以下の温度域まで冷却することが好ましい。

圧延完了から750℃以下への冷却に要する時間をより短時間とし、冷却速度をより大きくし、かつより低温まで冷却することが、熱延鋼板の組織をより微細にすることができるので、さらに好ましい。具体的には、圧延完了から750℃以下の温度域まで冷却する時間は0.2秒間以内とすることがさらに好ましい。圧延完了後0.4秒間以内に750℃以下の温度域まで冷却する時の平均冷却速度は600℃/秒以上とすることがさらに好ましく、800℃/秒以上とすることが特に好ましい。圧延完了後0.4秒間以内に400

℃/秒以上の平均冷却速度で720℃以下の温度域まで冷却することがさらに好ましい。冷却する温度域は M_s 点以上とすることが好ましい。冷却方法は、水冷が好ましい。

[0089] 上記冷却を行った後、600～720℃の温度に鋼板を任意の時間保持することにより、フェライト変態を進行させて組織中のフェライト面積率を制御することができる。熱延鋼板中に等軸粒フェライトを十分に生成させるには、鋼板を600～720℃の温度に3秒間以上滞留させることが好ましい。

[0090] その後、鋼板の巻き取りを行うまでに、水冷却、ミスト冷却またはガス冷却により、任意の冷却速度で冷却を行うことができる。また、鋼板の巻き取りは任意の温度で行うことができる。

[0091] 冷延鋼板に供する熱延鋼板の組織は、フェライトを主相とするものが好ましく、パーライト、ベイナイトおよびマルテンサイトから選ばれる1種類以上の硬質相を第2相として含有していてもよい。

[0092] 2.5-めっき処理

上記製造方法により得られた冷延鋼板の表面には、耐食性の向上等を目的として上述したようなめっき層を備えさせて表面処理鋼板としてもよい。めっきは常法により実施すればよい。また、めっき後に適当な化成処理を施してもよい。

実施例 1

[0093] 本例は、本発明に係る冷延鋼板について例示する。

表1に示す化学組成を有する鋼種AA～ANの鋼塊を真空誘導炉で溶製した。表1には各鋼種の A_{e1} 点および A_{e3} 点も示す。これらの変態温度は、後述の製造条件に従って冷間圧延まで行った鋼板を、5℃/秒の昇温速度で1000℃まで昇温した時に測定した熱膨張曲線から求めた。表1にはさらに(A_{e1} 点+10℃)の値および($0.05A_{e1}+0.95A_{e3}$)の数値、ならびに前記式(1)および式(5)の右辺の計算値も示す。

[0094] 式(1)右辺= $2.7+10000/(5+300\times C+50\times Mn+40$

$$00 \times Nb + 2000 \times Ti + 400 \times V)^2$$

$$\text{式 (5) 右辺} = 2.5 + 6000 / (5 + 350 \times C + 40 \times Mn)^2$$

[0095]

[表1]

鋼種	化学組成 (質量%)											式(1) 右辺	式(5) 右辺	Ae ₁ (°C)	Ae ₃ (°C)	Ae ₁₊₁₀ (°C)	0.95Ae ₃ +0.05Ae ₁ (°C)
	C	Si	Mn	P	S	Ti	Nb	sol. Al	その他								
AA	0.108	0.05	1.48	0.005	0.001	-	-	-	-	-	-	3.5	3.1	703	838	713	831.25
AB	0.102	0.05	1.27	0.005	0.001	-	-	-	0.3Cr	-	-	3.7	3.2	698	841	708	833.85
AC	0.148	0.05	0.78	0.015	0.002	-	-	-	-	-	-	4.0	3.3	707	845	717	838.1
AD	0.059	0.51	2.51	0.01	0.001	-	-	-	-	0.010	-	3.0	2.9	701	821	711	815
AE	0.038	0.51	2.49	0.01	0.001	-	-	-	-	-	0.0022Ca	3.2	2.9	695	835	705	828
AF	0.059	0.5	1.98	0.013	0.002	-	-	-	-	0.010	-	3.1	3.0	703	827	713	820.8
AG	0.068	0.04	0.37	0.017	0.002	-	-	-	-	-	-	7.9	5.7	715	872	725	864.15
AH	0.062	1.47	3.15	0.004	0.001	0.03	-	-	-	-	-	2.9	2.8	712	872	722	864
AI	0.073	0.51	2.76	0.004	0.001	-	-	-	-	0.003	-	2.9	2.8	701	845	711	837.8
AJ	0.077	0.50	2.78	0.004	0.001	-	-	-	-	-	0.1V	2.9	2.8	695	839	705	831.8
AK	0.059	0.50	3.34	0.004	0.001	-	-	-	-	0.009	-	2.9	2.7	702	882	712	873
AL	0.078	0.51	2.95	0.002	0.001	-	-	-	0.492	0.052	-	2.8	2.8	712	880	722	871.6
AM	0.081	0.49	2.88	0.002	0.001	-	-	-	-	0.010	-	2.9	2.8	704	872	714	863.6
AN	0.121	0.51	1.92	0.006	0.001	0.015	-	-	-	-	0.0009B	3.1	2.9	702	852	712	844.5

下線:本発明の範囲外であることを意味する

[0096] 得られた鋼塊を熱間鍛造した後、熱間圧延に供するため、スラブ状の鋼片

に切断した。これらのスラブを1000℃以上の温度で約1時間加熱した後、試験用小型ミルを用いて、表2に示す完了温度、圧延完了から750℃までの冷却時間、冷却速度（水冷）、巻取り温度の条件で熱間圧延と冷却を行い、板厚1.5～3.0mmの熱延鋼板を作製した。

[0097] この熱延鋼板のフェライト平均粒径dを表2に示す。熱延鋼板のフェライト結晶粒径の測定は、鋼板の板厚1/4深さの幅方向の断面組織を、SEM-EBSD装置（日本電子株式会社製、JSM-7001F）を用いて、傾角15°以上の大角粒界からなる結晶粒を解析することにより求めた。

[0098] 得られた熱延鋼板を塩酸で酸洗し、表2に示す冷間圧延率（いずれも30%以上）で冷間圧延を行い、鋼板の板厚を0.6mm～1.0mmとした後、実験室規模の焼鈍設備を利用して、表2に示す加熱速度（昇温速度）、焼鈍温度（均熱温度）および焼鈍保持時間（均熱時間）で焼鈍を行い、冷延鋼板を得た。均熱後の冷却はヘリウムガスにより行った。

[0099]

[表2]

鋼板 No.	鋼 種	熱間圧延条件				d (μ m)	冷間圧延・焼鈍条件			
		完了 温度 ($^{\circ}$ C)	圧延完了 ~750 $^{\circ}$ C 冷却時間 (秒)	水冷 速度 ($^{\circ}$ C/秒)	巻取 温度 ($^{\circ}$ C)		冷間 圧延率 (%)	加熱 速度 ($^{\circ}$ C/秒)	焼鈍 温度 ($^{\circ}$ C)	焼鈍 保持 時間 (秒)
A1	AA	840	0.070	1300	RT	2.0	60	10	800	30
A2	AA	840	0.070	1300	RT	2.0	60	300	800	30
A3	AA	840	0.070	1300	RT	2.0	60	300	740	30
A4	AB	840	0.070	1300	RT	1.9	60	10	800	30
A5	AB	840	0.070	1300	RT	1.9	60	100	800	30
A6	AC	850	0.123	885	RT	2.1	50	10	800	60
A7	AC	850	0.123	885	RT	2.1	50	100	800	60
A8	AC	860	8.000	130	RT	<u>6.4</u>	50	10	800	60
A9	AC	860	8.000	130	RT	<u>6.4</u>	50	500	800	60
A10	AD	810	0.065	930	RT	2.3	55	500	800	30
A11	AE	810	0.065	930	550	1.9	55	10	800	30
A12	AE	810	0.065	930	550	1.9	55	500	800	30
A13	AF	810	0.065	930	RT	2.5	55	10	800	60
A14	AF	810	0.065	930	RT	2.5	55	500	800	60
A15	<u>AG</u>	850	0.123	885	RT	3.2	50	10	800	60
A16	<u>AG</u>	850	0.123	885	RT	3.2	50	100	800	60
A17	AH	820	0.076	920	RT	1.8	55	10	820	30
A18	AH	820	0.076	920	RT	1.8	55	100	820	30
A19	AI	810	0.072	840	RT	2.1	55	10	800	30
A20	AI	810	0.072	840	RT	2.1	55	500	800	30
A21	AJ	810	0.072	840	RT	2.3	55	10	800	30
A22	AJ	810	0.072	840	RT	2.3	55	500	800	30
A23	AK	810	0.072	840	RT	2.0	55	10	800	30
A24	AK	810	0.072	840	RT	2.0	55	500	800	30
A25	AK	810	0.072	840	550	2.0	55	10	800	30
A26	AK	810	0.072	840	550	2.0	55	500	800	30
A27	<u>AL</u>	810	0.072	840	550	2.2	55	10	760	30
A28	<u>AL</u>	810	0.072	840	550	2.2	55	500	760	30
A29	AM	810	0.072	840	RT	2.2	55	10	800	30
A30	AM	810	0.072	840	RT	2.2	55	500	800	30
A31	AN	820	0.084	840	RT	2.1	55	10	780	30
A32	AN	820	0.084	840	RT	2.1	55	500	780	30

下線:本発明の範囲外であることを意味する; RT=室温

[0100] こうして製造された冷延鋼板のミクロ組織および機械的特性を次のように調べた。

冷延鋼板のフェライト平均粒径 d_m は、熱延鋼板について述べたのと同じように、鋼板の板厚 $1/4$ 深さの幅方向の断面組織において SEM-EBSD を用いて求めた。第2相の平均粒径 d_s は、鋼板の板厚 $1/4$ 深さの幅方向の断面組織において、第2相の粒子数 N と、第2相の面積率 A から、 $r = (A/N\pi)^{1/2}$ により求めた。

[0101] フェライト面積率およびフェライト以外の相である第2相の面積率は、鋼板の板厚 $1/4$ 深さにおいて幅方向から撮影した SEM 断面組織写真上でポイントカウント法により求めた。また、オーステナイト相の体積率を X 線回折法により求め、これを残留オーステナイト（残留 γ ）の面積率とし、この面積率を上記の第2相の面積率から差し引くことにより、硬質第2相である低温変態相の面積率を求めた。この低温変態相は、マルテンサイト、ベイナイト、パーライトおよびセメンタイトの少なくとも1種を含む。

[0102] 冷延鋼板の集合組織の測定は、板厚 $1/2$ 深さ平面における X 線回折により行った。 $\{111\} \langle 145 \rangle$ 、 $\{111\} \langle 123 \rangle$ および $\{554\} \langle 225 \rangle$ の3方位の X 線強度の平均を、フェライトの $\{200\}$ 、 $\{110\}$ 、 $\{211\}$ の正極点図の測定結果から解析した ODF（方位分布関数）を利用して求めた。別に粉末状の鋼の X 線回折により、集合組織を持たないランダムな組織の X 線強度の平均を求め、このランダム組織の平均 X 線強度に対する上記3方位の X 線強度の平均の比を求めて、この比を平均 X 線強度とした。使用装置はリガク電子社製 RINT-2500HL/PC であった。

[0103] 焼鈍後の冷延鋼板の機械特性は、引張試験と穴抜き試験により調査した。引張試験は、 $1/2$ サイズ ASTM 引張試験片を用いて行い、降伏強度、引張強度（TS）および破断伸び（全伸び、 E_l ）を求めた。穴抜き試験は、打ち抜き径 d_0 が 10 mm の穴を、頂角 60° の円錐ポンチを用いて抜けることにより行い、打ち抜き穴端面における亀裂が板の両表面に達した時の穴径 d_1 から、穴抜き率 λ （%）を、 $\lambda = (d_1 - d_0) / d_0 \times 100$ により求めた。

[0104] 表3に冷延鋼板の組織および機械特性の調査結果を示す。また、式（1）～式（4）の適合を○（全式に適合する）と×（少なくとも1つの式に適合

しない) で示した。

[0105] [表3]

鋼板 No.	冷延鋼板の組織					冷延鋼板の機械特性							式(1)~式(4)への適合	区分
	フェライト面積率 (%)	低温変態相面積率 (%)	残留γ体積率 (%)	dm (μm)	ds (μm)	{111}<145>, {111}<123>, {554}<225> 方位の平均X線強度	降伏強度 (MPa)	引張強度 (TS) (MPa)	全伸び (EI) (%)	穴げり率 (λ) (%)	TS×EI (MPa×%)	TS×λ (MPa×%)		
A1	83	17	0	3.6	1.7	3.9	446.0	541.5	24.6	105.2	13321	56966	×	比較例
A2	83	17	0	2.9	0.7	4.3	474.0	558.5	25.8	114.4	14409	63892	○	発明例
A3	83	17	0	2.1	0.4	4.6	550.5	595.0	22.8	109.2	13566	64974	○	発明例
A4	87	13	0	3.8	2.1	3.5	452.0	553.0	23.1	106.6	12774	58950	×	比較例
A5	87	13	0	2.9	0.8	4.5	488.0	573.0	24.0	112.3	13752	64348	○	発明例
A6	86	14	0	4.8	1.6	3.5	320.0	458.5	37.0	114.0	16965	52269	×	比較例
A7	87	13	0	3.4	0.9	4.3	404.5	480.0	37.2	123.7	17856	59376	○	発明例
A8	85	15	0	7.3	2.3	2.5	374.5	459.5	36.0	112.5	16542	51694	×	比較例
A9	86	14	0	6.9	2.1	2.6	392.0	466.5	34.8	110.1	16234	51362	×	比較例
A10	81	19	0	2.5	0.9	4.6	474.0	715.0	27.6	92.7	19734	66281	○	発明例
A11	87	13	0	3.3	1.7	3.5	423.0	610.0	26.5	88.2	16165	53802	×	比較例
A12	87	13	0	2.6	0.8	4.7	438.0	628.0	26.6	95.3	16705	59848	○	発明例
A13	78	22	0	3.5	2.1	3.0	449.0	633.0	26.3	73.4	16648	46462	×	比較例
A14	80	20	0	2.5	1.1	4.3	462.0	659.0	26.9	81.2	17727	53511	○	発明例
A15	93	7	0	7.4	2.4	2.9	333.0	412.5	39.8	112.0	16418	46200	×	比較例
A16	92	8	0	6.4	2.3	4.4	337.5	422.0	39.8	113.2	16796	47770	×	比較例
A17	53	46	1	3.6	1.9	3.2	580.0	949.0	14.8	38.0	14045	36062	×	比較例
A18	54	45	1	2.5	0.9	4.9	597.0	981.0	17.1	44.1	16775	43262	○	発明例
A19	68	30	2	3.3	1.6	3.4	741.0	888.0	15.4	48.0	13675	42624	×	比較例
A20	71	27	2	2.4	0.7	5.0	738.5	891.5	17.5	55.1	15566	49122	○	発明例
A21	71	27	2	3.5	1.7	3.6	758.5	895.0	14.8	49.5	13246	44303	×	比較例
A22	73	25	2	2.4	0.9	4.9	758.5	905.5	15.6	58.0	14126	52519	○	発明例
A23	62	37	1	3.1	1.7	3.2	735.5	851.0	15.8	40.3	13446	34295	×	比較例
A24	66	33	1	2.2	1.0	4.9	724.5	874.0	17.3	47.2	15120	41253	○	発明例
A25	53	45	2	3.0	1.8	2.4	701.0	890.0	15.4	45.3	13706	40317	×	比較例
A26	53	45	2	2.2	1.1	5.3	673.5	887.0	16.2	51.0	14369	45237	○	発明例
A27	43	56	1	2.7	1.8	3.8	666.5	1006.0	13.2	25.0	13279	25150	×	比較例
A28	47	52	1	2.4	1.1	4.7	684.5	1027.5	12.0	22.8	12330	23427	○	比較例
A29	76	22	2	3.6	1.9	3.2	608.5	893.5	15.4	47.0	13760	41995	×	比較例
A30	81	17	2	2.4	0.8	4.8	708.5	915.0	16.4	52.3	15006	47855	○	発明例
A31	68	31	1	3.6	1.8	3.1	543.0	812.5	19.8	33.1	16088	26894	×	比較例
A32	65	34	1	2.6	1.1	5.4	568.2	823.1	21.5	41.3	17697	33994	○	発明例

- [0106] 鋼種 A A を用いて製造した鋼板 No. A 1 ~ A 3 のうち、粒径 $3.5 \mu\text{m}$ 未満の熱延鋼板を母材とし、焼鈍時の加熱速度が $50^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上である A 2 および A 3 では、本発明に従ったマイクロ組織を有する冷延鋼板が得られた。一方、A 1 では、焼鈍時の加熱速度が低く、冷延鋼板のフェライトおよび第 2 相の粒径は粗大で、集合組織の指標である上記方位の平均 X 線強度は 4 未満だった。この結果、発明例である A 2 と A 3 では、上記 (8) 式を満たす高い加工性が得られた。
- [0107] 同様の結果が他の鋼種についても得られ、引張強度 (TS) が 800MPa 未満または 800MPa 以上であるかに応じて、式 (8) または式 (9) を満たす高い加工性が得られた。Nb、Ti、V の 1 種または 2 種以上を添加した A 10、A 13、A 14、A 17 ~ A 20、A 23 ~ A 26、A 29 ~ A 32 では、加熱速度が $50^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上であると、フェライト粒径が式 (4) ($3.5 \mu\text{m}$ 未満) を満たす、好ましいマイクロ組織を有する冷延鋼板が得られた。
- [0108] 一方、A 8、A 9 は、母材熱延鋼板の粒径が $6.4 \mu\text{m}$ と粗大だったため、急速加熱により焼鈍を行ったにもかかわらず、冷延鋼板のマイクロ組織は粗大化し、フェライト平均粒径と第 2 相の平均粒径のいずれも本発明で規定する上限を超えた。また、集合組織の X 線強度も 4.0 を下回った。この結果、機械特性が不十分となった。
- [0109] A 15、A 16 は、Mn 含有量が 0.37% であり、焼鈍中の粒成長の抑制が十分に働かず、冷延鋼板は粗大粒となった。その結果、良好な機械特性が得られなかった。
- A 27、A 28 は、Nb 含有量が 0.052% であり、焼鈍中の再結晶の核生成が抑制され、冷延鋼板中に加工組織が残留した。このような加工組織の残留は、焼鈍時の加熱速度を増加させた場合に、より顕著となった。結果として、冷延鋼板の機械特性は加熱速度によらず、低いものとなった。

実施例 2

- [0110] 本例は、本発明に係る冷延鋼板の製造方法について例示する。

表4に示す化学組成を有する鋼種A～Kの鋼塊を真空誘導炉で溶製し、得られた鋼塊を熱間鍛造した後、熱間圧延に供するため、スラブ状の鋼片に切断した。これらのスラブを1000℃以上の温度で約1時間加熱した後、試験用小型ミルを用いて、表5に示す完了温度、圧延完了から750℃までの冷却時間、冷却速度（水冷）、滞留時間、急冷停止温度の条件で熱間圧延を行い、その後室温まで冷却し、板厚1.5mm～3.0mmの熱延鋼板を作製した。

[0111] 表4には、実施例1に記載した方法で求めた各鋼種の A_{e_1} 点および A_{e_3} 点、 $(A_{e_1} + 10^\circ\text{C})$ の値、 $(0.05A_{e_1} + 0.95A_{e_3})$ の値、ならびに式(1)および式(5)の右辺の計算値も併記する。

[0112]

[表4]

鋼種	化学組成 (質量%)										Ae ₁ (°C)	Ae ₃ (°C)	Ae ₁ +10 (°C)	0.95Ae ₃ + 0.05Ae ₁ (°C)	式(1) 右辺	式(5) 右辺
	C	Si	Mn	P	S	Ti	Nb	sol. Al	その他							
A	0.038	0.51	2.49	0.010	0.001	-	-	0.031			659	812	669	804	3.2	2.9
B	0.096	0.04	1.02	0.017	0.002	-	-	0.016			708	849	718	842	4.1	3.5
C	0.097	0.05	1.95	0.015	0.002	-	-	-			685	833	695	826	3.3	2.9
D	0.149	0.05	1.01	0.015	0.002	-	-	0.015			698	827	708	821	3.7	3.1
E	0.201	0.06	1.00	0.015	0.002	-	-	0.017		Mo:0.15	689	816	699	810	3.5	3.0
F	0.059	0.51	2.49	0.010	0.002	-	0.03	0.034		Ca:0.0021 REM:0.0020	687	825	697	818	2.8	2.9
G	0.059	0.50	2.78	0.016	0.002	-	0.009	0.033		V:0.20	692	829	702	822	2.8	2.8
H	0.118	0.51	2.51	0.010	0.002	-	0.01	0.035		B:0.0016	685	835	695	828	2.9	2.8
I	0.021	0.49	2.50	0.010	0.001	0.02	-	0.036			704	841	714	834	3.0	3.0
J	0.175	0.51	1.98	0.018	0.001	-	-	1.480			711	859	721	852	3.1	2.8
K	0.002	0.05	0.09	0.020	0.001	0.05	0.01	0.030			887	912	897	911	3.1	71.9

下線は本発明の範囲外であることを意味する

[0113] 実施例1に記載したのと同様にして求めた、熱延鋼板の傾角 15° 以上の大角粒界で規定されるフェライトの平均粒径 d の値を表5に示す。

この熱延鋼板を塩酸で酸洗し、30%以上の圧延率（表5に示す）で冷間圧延を行って鋼板の板厚を0.6mm~1.4mmまで減じた後、ラボスケールの焼鈍設備を用いて表5に示す加熱速度（昇温速度）、焼鈍温度および焼鈍時間で焼鈍を実験室規模の焼鈍設備を用いて行い、冷延鋼板を得た。均熱後の冷却は実施例1と同様に行った。

[0114] 表5には、 A_{e1} 点+ 10°C の温度でのフェライト未再結晶率（以下、単にフェライト未再結晶率という）を示す。この値は以下の方法により求めた。各実施例の製造条件に従って冷間圧延までを行った鋼板を用い、各実施例に示されている加熱速度で、 A_{e1} 点+ 10°C 前後の温度（誤差 $\pm 15^\circ\text{C}$ ）まで昇温させた後、直ちに水冷した。その組織をSEMにより撮影し、組織写真上で再結晶フェライトと加工フェライトの分率を測定することにより、加工フェライトの分率に等しいとしてフェライト未再結晶率を求めた。表5からわかるように、フェライト未再結晶率は焼鈍時の加熱速度に相関し、加熱速度が $50^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上であれば、フェライト未再結晶率は40%以上となる。実施例1ではフェライト未再結晶率を測定していないが、実施例2と同じ傾向となることは確実である。

[0115] こうして製造された冷延鋼板を、1/2サイズASTM引張試験片に加工後、引張試験に供して、降伏強度、引張強度および破断伸び（全伸び）を求めた。全伸びは20%を基準として合否を判定した。鋼板強度は組成に大きく依存するため、同一鋼種から製造した異なる製造方法の鋼材同士の強度を比較し、その結果に基づいて製造方法の合否を判定した。また、焼鈍後の冷延鋼板の傾角 15° 以上の大角粒界で規定されるフェライトの平均粒径 d_{f} を実施例1に記載したのと同様に求めた。これらの測定結果を表5に併記する。

[0116]

[表5-1]

鋼板No.	鋼種	熱間圧延条件					熱延鋼板 フェライト 平均粒径 d (μm)	冷間圧延・焼鈍条件				冷延鋼板の特性				区分	
		仕上 温度 ($^{\circ}\text{C}$)	圧延完了 ~750 $^{\circ}\text{C}$ 冷却時間 (秒)	冷却 速度 ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$)	720 $^{\circ}\text{C}$ ~500 $^{\circ}\text{C}$ 滞留時間 (秒)	急冷 停止 温度 ($^{\circ}\text{C}$)		冷間 圧延率 (%)	加熱 速度 ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$)	Ae ₁ 点+10 $^{\circ}\text{C}$ でのフェライト 未再結晶率 (%)	焼鈍 温度 ($^{\circ}\text{C}$)	焼鈍 時間 (秒)	降伏 強度 (MPa)	引張 強度 (MPa)	全 伸び (%)		全 伸び (%)
1	A	810	0.07	1030	9.4	660	2.5	60	30	23	750	60	422	659	27.0	3.2	比較例
2	A	810	0.07	1030	9.4	660	2.5	60	300	87	750	60	524	697	23.4	2.0	発明例
3	A	810	0.07	1030	9.4	660	2.5	60	1000	97	750	60	506	703	22.3	1.7	発明例
4	A	810	0.07	1030	9.4	660	2.5	60	1000	97	720	60	416	710	21.6	1.6	発明例
5	A	810	0.07	1030	9.4	660	2.5	60	10	8	850	60	430	610	27.4	3.5	比較例
6	A	810	0.07	1030	9.4	660	2.5	60	100	87	850	60	454	607	23.0	3.3	比較例
7	A	810	0.07	1030	9.4	660	2.5	60	300	97	850	60	474	626	21.6	3.6	比較例
8	B	840	0.11	920	9.2	660	2.0	60	10	8	750	60	428	487	32.8	3.7	比較例
9	B	840	0.11	920	9.2	660	2.0	60	30	19	750	60	454	497	32.2	3.6	比較例
10	B	840	0.11	920	9.2	660	2.0	60	50	46	750	60	460	502	30.7	3.1	発明例
11	B	840	0.11	920	9.2	660	2.0	60	100	72	750	60	466	499	29.6	2.7	発明例
12	B	840	0.11	920	9.2	660	2.0	60	500	96	750	60	482	516	28.1	2.4	発明例
13	B	840	0.11	920	9.2	660	2.0	60	1000	97	750	60	496	528	28.3	2.3	発明例
14	B	840	0.11	920	9.2	660	2.0	60	500	96	750	15*	530	553	22.3	1.8	比較例
15	B	840	0.11	920	9.2	660	2.0	60	500	96	750	200	475	508	29.3	2.5	発明例
16	B	840	0.11	920	9.2	660	2.0	60	500	96	750	300	468	505	29.8	2.6	発明例
17	B	840	0.11	920	9.2	660	2.1	60	1000	-	650	60	426	462	30.0	4.1	比較例
18	B	840	0.11	920	9.2	660	2.1	60	10	8	850	60	404	482	31.5	4.7	比較例
19	B	840	0.11	920	9.2	660	2.1	60	1000	97	850	60	389	481	31.5	4.5	比較例
20	B	840	2.0	250	9.5	650	4.5	60	10	12	750	60	429	490	32.7	5.2	比較例
21	B	840	2.0	250	9.5	650	4.5	60	500	97	750	60	435	491	30.0	4.5	比較例
22	B	880	3.1	200	12	720	6.1	60	100	81	750	60	418	471	30.2	4.9	比較例
23	B	880	3.1	200	12	720	6.1	60	1000	96	750	60	409	468	35.0	4.8	比較例
24	C	800	0.06	920	9.4	630	2.0	60	10	21	800	60	534	619	25.9	3.8	比較例

下線：本発明の範囲外であることを示す；*焼鈍保持時間が短く、製造が不安定。

[表5-2]

鋼板 No.	鋼種	熱間圧延条件				熱延鋼板 フェライト 平均粒径 d (μm)	冷間圧延・焼鈍条件				冷延鋼板の特性				区分	
		仕上 温度 ($^{\circ}\text{C}$)	圧延完了 ~750 $^{\circ}\text{C}$ 冷却時間 (秒)	冷却 速度 ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$)	720 $^{\circ}\text{C}$ ~500 $^{\circ}\text{C}$ 滞留時間 (秒)		急冷 停止 温度 ($^{\circ}\text{C}$)	冷間 圧延率 (%)	加熱 速度 ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$)	Ae ₁ 点+10 $^{\circ}\text{C}$ でのフェライト み再結晶率 (%)	焼鈍 温度 ($^{\circ}\text{C}$)	焼鈍 時間 (秒)	降伏 強度 (MPa)	引張 強度 (MPa)		全 伸び (%)
25	C	800	0.06	920	9.4	630	60	300	92	800	60	563	681	21.4	1.8	発明例
26	C	800	0.06	920	9.4	630	60	1000	98	800	60	571	692	21.1	1.7	発明例
27	C	850	5.2	100	10.2	700	60	500	87	800	60	473	611	25.9	3.9	比較例
28	D	810	0.07	1130	9.8	640	60	300	84	750	60	511	552	26.5	2.6	発明例
29	D	810	0.07	1130	9.8	640	60	1000	95	750	60	527	565	26.1	2.3	発明例
30	D	810	0.07	1130	9.8	640	60	300	78	850	60	434	539	26.4	5.2	比較例
31	E	810	0.07	1130	9.8	640	60	10	18	750	60	542	628	21.5	3.7	比較例
32	E	810	0.07	1130	9.8	640	60	1000	96	750	60	602	657	20.9	1.9	発明例
33	F	810	0.07	1130	9.8	640	55	10	16	750	60	574	899	19.9	2.5	比較例
34	F	810	0.07	1130	9.8	640	55	500	97	800	60	503	732	23.8	1.7	発明例
35	G	820	0.100	800	9.20	650	50	10	24	800	60	511	921	21.5	3.3	比較例
36	G	820	0.100	800	9.20	650	50	300	87	800	60	532	955	21.2	1.8	発明例
37	H	810	0.075	950	10.00	650	55	10	23	800	60	582	866	22.1	3.4	比較例
38	H	810	0.075	950	10.00	650	55	500	97	800	60	641	896	20.8	1.7	発明例
39	I	820	0.09	880	9.5	650	55	10	22	750	60	332	617	24.4	3.5	比較例
40	I	820	0.09	880	9.5	650	55	100	68	750	60	360	636	25.8	2.6	発明例
41	I	820	0.09	880	9.5	650	55	10	22	840	60	421	593	31.6	3.6	比較例
42	I	820	0.09	880	9.5	650	55	500	97	840	60	470	605	29.4	3.5	比較例
43	J	910	0.22	740	10.2	680	53	10	43	800	60	624	848	28.8	3.2	比較例
44	J	910	0.22	740	10.2	680	53	100	89	800	60	582	876	26.8	1.6	発明例
45	K	910	0.21	780	15	650	80	10	0	750	30	149	333	45.6	10.6	比較例
46	K	910	0.21	780	15	650	80	500	0	750	30	152	334.5	44.6	8.9	比較例
47	K	910	0.21	780	15	650	80	500	0	940	30	163	282	48.0	49.7	比較例

下線:本発明の範囲外であることを示す

[0118] 鋼種Aを用いて製造した冷延鋼板No. 1~7に関し、本発明に従って製造

したNo. 2～4では引張強度が697～710MPaと大きな値が得られた。また、全伸びもいずれも20%を超えた。一方、鋼板No. 1の鋼材は冷間圧延後の焼鈍時の加熱速度が遅かったため、フェライト未再結晶率が30%未満となり、それゆえフェライト結晶粒径が大きく、引張強度が低下した。鋼板No. 5～7は、焼鈍温度が高すぎたため、フェライト結晶粒径が本発明で規定する範囲内に入らず、引張強度も鋼板No. 2～4に比べて100MPa程度低くなった。

[0119] 同じような傾向は鋼種Bを用いて製造した冷延鋼板でもみられた。さらに、鋼種Bの鋼板No. 14は、焼鈍時間が短すぎるため、同じ鋼種Bを用いた他の冷延鋼板より全伸びの値が低く、しかもNo. 14と同一条件で複数回鋼材を製造しても安定的な製造ができず、かつ同一鋼板でも部位により特性がばらついた。鋼種Bの鋼板No. 17は、冷間圧延後の焼鈍温度が650℃と低かったため、オーステナイトが十分に形成されず、フェライト結晶粒径が大きくなり、引張強度が低下した。鋼種Bの鋼板No. 20～23は、熱間圧延後の急速冷却が不十分であったことから、冷間圧延に供する熱延鋼板のフェライト結晶粒径が大きかった。このため、冷間圧延を施した後のフェライト結晶粒径も大きくなり、引張強度が低下した。

[0120] 鋼種AおよびBの冷延鋼板についてみられた上記の傾向は、化学組成が本発明の範囲内である残る鋼種C～Jを用いて製造されて冷延鋼板でも同様にみられた。

鋼種Kを用いて製造した鋼板No. 45～47は、本発明で規定する化学組成を有していないため、直後急冷により熱間圧延を実施しても熱延鋼板のフェライト結晶粒径が大きくなった。その結果、焼鈍温度を変化させて、冷延鋼板のフェライト結晶粒の微細化はできず、引張強度は非常に低位となった。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、C : 0.01~0.3%、Si : 0.01~2.0%、Mn : 0.5~3.5%、P : 0.1%以下、S : 0.05%以下、Nb : 0~0.03%、Ti : 0~0.06%、V : 0~0.3%、sol. Al : 0~2.0%、Cr : 0~1.0%、Mo : 0~0.3%、B : 0~0.003%、Ca : 0~0.003%およびREM : 0~0.003%以下を含有し、残部がFeおよび不純物からなる化学組成を有し、

主相としてフェライト : 50面積%以上、第2相として、マルテンサイト、ベイナイト、パーライトおよびセメンタイトの1種または2種以上を含む低温変態相を合計で10面積%以上ならびに残留オーステナイトを0~3面積%含有し、かつ下記式(1)~(3)を満足するマイクロ組織を有し、そして

板厚の1/2深さ位置において、 $\{111\} \langle 145 \rangle$ 、 $\{111\} \langle 123 \rangle$ 、 $\{554\} \langle 225 \rangle$ のX線強度の平均が、集合組織を持たないランダムな組織のX線強度の平均の4.0倍以上である集合組織を有する、

ことを特徴とする冷延鋼板。

$$d_m < 2.7 + 10000 / (5 + 300 \times C + 50 \times Mn + 4000 \times Nb + 2000 \times Ti + 400 \times V)^2 \quad \dots \quad (1)$$

$$d_m < 4.0 \quad \dots \quad (2)$$

$$d_s \leq 1.5 \quad \dots \quad (3)$$

ここで、

C、Mn、Nb、TiおよびVはそれぞれ該元素の含有量(単位:質量%)であり;

d_m は傾角 15° 以上の大角粒界で規定されるフェライトの平均粒径(単位: μm)であり、そして

d_s は第2相の平均粒径(単位: μm)である。

[請求項2] 上記化学組成が、質量%で、Nb : 0.003%以上、Ti : 0.005%以上およびV : 0.01%以上からなる群から選択される1種または2種以上を含有し、上記マイクロ組織が、下記式(4)を満足する、請求項1に記載の冷延鋼板。

$$d_m < 3.5 \quad \dots \quad (4)$$

ここで、 d_m は請求項1に記載した通りである。

[請求項3] 上記化学組成が、質量%で、sol. Al : 0.1質量%以上を含有する、請求項1または2に記載の冷延鋼板。

[請求項4] 上記化学組成が、質量%で、Cr : 0.03%以上、Mo : 0.01%以上およびB : 0.0005%以上からなる群から選択される1種または2種以上を含有する、請求項1～3のいずれかに記載の冷延鋼板。

[請求項5] 前記化学組成が、質量%で、Ca : 0.0005%以上およびREM : 0.0005%以上からなる群から選択される1種または2種を含有する、請求項1～4のいずれかに記載の冷延鋼板。

[請求項6] 鋼板表面にめっき層を有する、請求項1～5のいずれかに記載の冷延鋼板。

[請求項7] 下記工程(A)および(B)を有することを特徴とする冷延鋼板の製造方法：

(A) 請求項1～5のいずれかに記載の化学組成を有し、かつ下記式(5)および(6)を満足するマイクロ組織を有する熱延鋼板に冷間圧延を施して冷延鋼板とする冷間圧延工程；および

(B) 工程(A)において得られた冷延鋼板に、($A e_1$ 点+10℃)に到達した時点でのフェライト未再結晶率が30面積%以上となる条件で($A e_1$ 点+10℃)以上、($0.95 \times A e_3$ 点+ $0.05 \times A e_1$ 点)以下の温度域まで昇温した後、この温度域に30秒間以上保持することにより焼鈍を施す焼鈍工程。

$$d < 2.5 + 6000 / (5 + 350 \times C + 40 \times Mn)^2 \quad \cdot$$

・ ・ (5)

$$d < 3.5 \quad \cdot \cdot \cdot \quad (6)$$

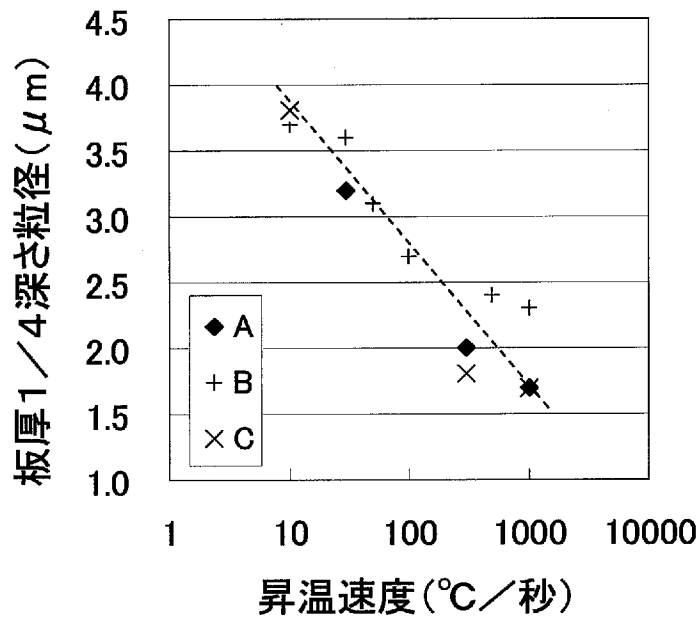
ここで、

CおよびMnはそれぞれ該元素の含有量（単位：質量％）であり；
dは傾角15°以上の大角粒界で規定されるフェライトの平均粒径
（単位：μm）である。

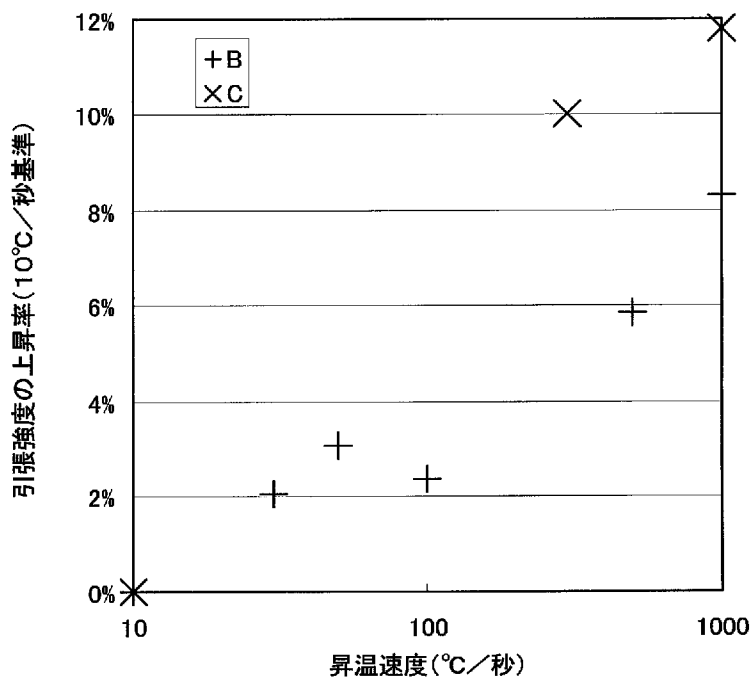
[請求項8] 前記熱延鋼板が、前記化学組成を有するスラブに、A_{r3}点以上で
圧延を完了する熱間圧延を施し、圧延完了後0.4秒間以内に400
°C/秒以上の平均冷却速度で750°C以下の温度域まで冷却する熱間
圧延工程により得られたものである、請求項7に記載の冷延鋼板の製
造方法。

[請求項9] 前記工程（B）の後に、冷延鋼板にめっき処理を施す工程をさらに
有する、請求項7または8に記載の冷延鋼板の製造方法。

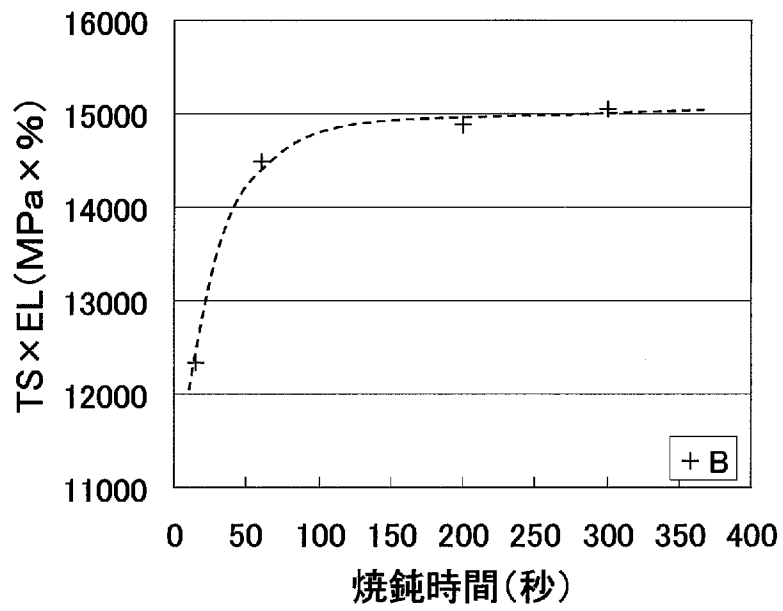
[図1]



[図2]



[図3]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2011/068854

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

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

C21D9/46, C22C38/00, C22C38/60

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	1996-2011
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2011	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2011

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2009-263718 A (Nippon Steel Corp.), 12 November 2009 (12.11.2009), claims; paragraphs [0031] to [0037] (Family: none)	1-9
A	JP 2005-298956 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 27 October 2005 (27.10.2005), claims; paragraphs [0049] to [0056] (Family: none)	1-9
A	JP 2002-180191 A (Kobe Steel, Ltd.), 26 June 2002 (26.06.2002), claims; paragraphs [0021] to [0025] (Family: none)	1-9

 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
04 November, 2011 (04.11.11)Date of mailing of the international search report
15 November, 2011 (15.11.11)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 (IPC))
 Int.Cl. C21D9/46(2006.01)i, C22C38/00(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. C21D9/46, C22C38/00, C22C38/60

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 1971-2011年
 日本国実用新案登録公報 1996-2011年
 日本国登録実用新案公報 1994-2011年

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

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	JP 2009-263718 A (新日本製鐵株式会社) 2009. 11. 12, 【特許請求の範囲】、【0031】 - 【0037】 (ファミリーなし)	1-9
A	JP 2005-298956 A (住友金属工業株式会社) 2005. 10. 27, 【特許請求の範囲】、【0049】 - 【0056】 (ファミリーなし)	1-9
A	JP 2002-180191 A (株式会社神戸製鋼所) 2002. 06. 26, 【特許請求の範囲】、【0021】 - 【0025】 (ファミリーなし)	1-9

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

国際調査を完了した日
 04. 11. 2011

国際調査報告の発送日
 15. 11. 2011

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)
 小谷内 章
 電話番号 03-3581-1101 内線 3435

4K	3440
----	------