

(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
2011年8月4日(04.08.2011)

PCT

(10) 国際公開番号

WO 2011/093319 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
B21B 3/00 (2006.01) C23C 2/06 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) C23C 2/28 (2006.01)
C22C 38/38 (2006.01) C23C 2/40 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2011/051459
- (22) 国際出願日: 2011年1月26日(26.01.2011)
- (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 2010-014363 2010年1月26日(26.01.2010) JP
特願 2010-088737 2010年4月7日(07.04.2010) JP
特願 2010-135351 2010年6月14日(14.06.2010) JP
- (71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 新日本製鐵株式会社 (NIPPON STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者; および
- (75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 佐野 幸一 (SANO Kohichi) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 若林 千智 (WAKABAYASHI

Chisato) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 川田 裕之 (KAWATA Hiroyuki) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 岡本 力 (OKAMOTO Riki) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 吉永 直樹 (YOSHINAGA Naoki) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 川崎 薫 (KAWASAKI Kaoru) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 杉浦 夏子 (SUGIURA Natsuko) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 藤田 展弘 (FUJITA Nobuhiro) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP).

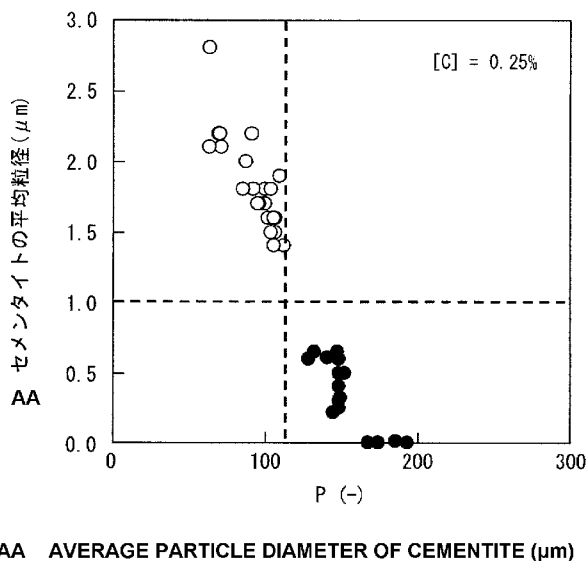
- (74) 代理人: 志賀 正武, 外 (SHIGA Masatake et al.); 〒1006620 東京都千代田区丸の内一丁目9番2号 Tokyo (JP).
- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI,

[続葉有]

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

(54) 発明の名称: 高強度冷延鋼板及びその製造方法

[図1]



あるセメンタイトを30%以上かつ100%以下含む。

(57) Abstract: A high-strength cold-rolled steel sheet comprising (in mass%) 0.10 to 0.40% of C, 0.5 to 4.0% of Mn, 0.005 to 2.5% of Si, 0.005 to 2.5% of Al, 0 to 1.0% of Cr, and iron and unavoidable impurities which make up the remainder, wherein the contents of P, S and N are limited to 0.05% or less, 0.02% or less and 0.006% or less, respectively, 2 to 30% by area of retained austenite, 20% by area or less of martensite and cementite having an average particle diameter of 0.01 to 1 μm inclusive are contained as the steel structures, and cementite particles having an aspect ratio of 1 to 3 inclusive make up 30 to 100% of the cementite.

(57) 要約: この高強度冷延鋼板は、質量%で、C: 0.10~0.40%、Mn: 0.5~4.0%、Si: 0.005~2.5%、Al: 0.005~2.5%、Cr: 0~1.0%を含有し、残部が鉄及び不可避免的不純物からなり、P: 0.05%以下、S: 0.02%以下、N: 0.006%以下に制限し、鋼組織として、面積率で、残留オーステナイトを2~30%含み、マルテンサイトを20%以下に制限し、セメンタイトの平均粒径が0.01 μm以上1 μm以下であり、前記セメンタイト中にアスペクト比が1以上かつ3以下で

WO 2011/093319 A1



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, 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.

(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 (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

(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

添付公開書類:

— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

明 細 書

発明の名称： 高強度冷延鋼板及びその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、高強度冷延鋼板及びその製造方法に関する。

本願は、2010年1月26日に、日本に出願された特願2010-14363号と2010年4月7日に、日本に出願された特願2010-88737号と2010年6月14日に、日本に出願された特願2010-135351号とに基づき優先権を主張し、その内容をここに援用する。

背景技術

[0002] 軽量化と安全性とを両立させるために、自動車の車体構造に使用される薄鋼板には、高いプレス成形性と強度とが要求される。なかでも、プレス成形する上で、伸びは、最も重要視される特性である。しかしながら、一般的に、薄鋼板の強度を高めると、伸び及び穴広げ性が低下し、高強度薄鋼板（ハイテン）の成形性が劣化する。

[0003] このような成形性の劣化を解決するため、特許文献1及び2には、残留オーステナイトを鋼板に残存させた鋼板（TRIP鋼板）が開示されている。この鋼板では、塑性誘起変態（TRIP効果）を利用しているため、高強度であるにもかかわらず、非常に高い伸びが得られる。

[0004] 特許文献1及び2に開示された鋼板では、C量及びSi量を高めて鋼板の強度を高めつつCをオーステナイト中に濃化させている。このCのオーステナイト中への濃化により残留オーステナイトを安定化させ、オーステナイト（残留オーステナイト）を室温で安定的に残留させている。

[0005] また、TRIP効果をさらに有効に活用する技術として、特許文献3には、最大応力点におけるオーステナイトの残留率が60～90%となる温度域で hidrofoam加工を行う hidrofoam加工技術が開示されている。この技術では、室温に比べ、拡張率を150%向上させている。また、特許文献4には、TRIP鋼において深絞り成形性を向上させるために、金型

を加熱する加工技術が開示されている。

[0006] しかしながら、特許文献3に開示された技術では、加工対象がパイプに限られていた。また、特許文献4に開示された技術では、十分な効果を得るためには金型の加熱にコストがかかることから、適用される対象は限られていた。

[0007] そのため、加工技術の改善ではなく、鋼板の改善によってTRIP効果を有効に発現させるには、鋼板中にCをさらに添加させることが考えられる。鋼板中に添加されたCは、オーステナイト中に濃化するが、同時に粗大な炭化物として析出する。このような場合、鋼板中の残留オーステナイト量が低下し、伸びが劣化したり、炭化物を起点として穴広げ時に割れが発生したりする。

[0008] また、炭化物の析出による残留オーステナイト量の減少分を補うために更にC量を増加させると、溶接性が低下する。

[0009] 自動車の車体構造に使用される薄鋼板では、強度を高めながら強度と成形性（伸び及び穴広げ性）とのバランスを確保することが必要とされる。しかしながら、上述のように、鋼中にCを添加するだけでは、十分な成形性を確保することが困難であった。

[0010] ここで、残留オーステナイト鋼（TRIP鋼板）は、焼鈍中のフェライト変態及びベイナイト変態を制御して、オーステナイト中のC濃度を高めることで、プレス成形前の薄鋼板の鋼組織にオーステナイトを残した高強度鋼板である。この残留オーステナイトのTRIP効果によって、この残留オーステナイト鋼は、高い伸びを有している。

[0011] このTRIP効果には温度依存性があり、従来のTRIP鋼の場合には、250℃超の高温で鋼板を成形加工することにより、TRIP効果を最大限に活用することができる。しかしながら、成形加工温度が250℃超である場合、金型の加熱コストの課題が生じやすい。したがって、TRIP効果を室温及び100～250℃の温間で最大限に活用できることが望まれる。

先行技術文献

特許文献

- [0012] 特許文献1：日本国特開昭61-217529号公報
特許文献2：日本国特開平5-59429号公報
特許文献3：日本国特開2004-330230号公報
特許文献4：日本国特開2007-111765号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0013] 本発明では、穴広げの際に割れを抑制できる、強度と成形性とのバランスに優れた鋼板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

- [0014] 本発明者らは、鋼の成分及び製造条件を最適化し、焼鈍時の炭化物のサイズ及び形状を制御することによって強度、延性（伸び）、穴広げ性に優れた鋼板の製造に成功した。その要旨は、以下の通りである。
- [0015] (1) 本発明の一態様に係る高強度冷延鋼板は、質量%で、C：0.10～0.40%、Mn：0.5～4.0%、Si：0.005～2.5%、Al：0.005～2.5%、Cr：0～1.0%を含有し、残部が鉄及び不可避免的不純物からなり、P：0.05%以下、S：0.02%以下、N：0.006%以下に制限し、鋼組織として、面積率で、残留オーステナイトを2～30%含み、マルテンサイトを20%以下に制限し、セメンタイトの平均粒径が0.01 μ m以上1 μ m以下であり、前記セメンタイト中にアスペクト比が1以上かつ3以下であるセメンタイトを30%以上かつ100%以下含む。
- [0016] (2) 上記(1)に記載の高強度冷延鋼板が、質量%で、さらに、Mo：0.01～0.3%、Ni：0.01～5%、Cu：0.01～5%、B：0.0003～0.003%、Nb：0.01～0.1%、Ti：0.01～0.2%、V：0.01～1.0%、W：0.01～1.0%、Ca：0.0001～0.05%、Mg：0.0001～0.05%、Zr：0.0

0.01~0.05%、REM: 0.0001~0.05%の1種以上を含有してもよい。

[0017] (3) 上記(1)または(2)に記載の高強度冷延鋼板では、SiとAlとの合計量が0.5%以上かつ2.5%以下であってもよい。

[0018] (4) 上記(1)または(2)に記載の高強度冷延鋼板では、残留オーステナイトの平均粒径が5 μ m以下であってもよい。

[0019] (5) 上記(1)または(2)に記載の高強度冷延鋼板では、前記鋼組織として、面積率で、フェライトを10~70%含んでもよい。

[0020] (6) 上記(1)または(2)に記載の高強度冷延鋼板では、前記鋼組織として、面積率で、フェライトとベイナイトとを合計で10~70%含んでもよい。

[0021] (7) 上記(1)または(2)に記載の高強度冷延鋼板では、前記鋼組織として、面積率で、ベイナイトと焼戻しマルテンサイトとの合計を10~75%含んでもよい。

[0022] (8) 上記(1)または(2)に記載の高強度冷延鋼板では、フェライトの平均粒径が10 μ m以下であってもよい。

[0023] (9) 上記(1)または(2)に記載の高強度冷延鋼板では、前記アスペクト比が1以上かつ3以下のセメンタイトを1 μ m²あたり0.003個以上かつ0.12個以下含んでもよい。

[0024] (10) 上記(1)または(2)に記載の高強度冷延鋼板では、板厚の中心部における、前記残留オーステナイトの{100}<001>方位のランダム強度比Xと前記残留オーステナイトの{110}<111>~{110}<001>方位群のランダム強度比の平均値Yとが、下記(1)式を満足してもよい。

$$4 < 2X + Y < 10 \quad \dots (1)$$

[0025] (11) 上記(1)または(2)に記載の高強度冷延鋼板では、板厚の中心部における、前記残留オーステナイトの{110}<001>方位のランダム強度比に対する前記残留オーステナイトの{110}<111>方位の

ランダム強度比の比が3.0以下であってもよい。

[0026] (12) 上記(1)または(2)に記載の高強度冷延鋼板では、少なくとも片面に、亜鉛めっき層をさらに有してもよい。

[0027] (13) 上記(1)または(2)に記載の高強度冷延鋼板では、少なくとも片面に、合金化溶融亜鉛めっき層をさらに有してもよい。

[0028] (14) 本発明の一態様に係る高強度冷延鋼板の製造方法は、上記(1)または(2)に記載の成分組成を有する鑄片に対して820℃以上の仕上温度で熱間圧延を施して熱延鋼板を作製する第1の工程と；この第1の工程後、前記熱延鋼板に対して、冷却と、350～600℃の巻取温度CT℃での巻取りとを行う第2の工程と；この第2の工程の後の前記熱延鋼板を30～85%の圧下率で冷間圧延を施して冷延鋼板を作製する第3の工程と；この第3の工程の後、前記冷延鋼板を、加熱し、750～900℃の平均加熱温度で焼鈍する第4の工程と；この第4の工程の後の前記冷延鋼板を、3～200℃/sの平均冷却速度で冷却し、300～500℃の温度域で15～1200s保持する第5の工程と；この第5の工程の後の前記冷延鋼板を冷却する第6の工程と；を含み、前記第2の工程では、750℃から650℃までの第一平均冷却速度CR1℃/sが15～100℃/sであり、650℃から前記巻取温度CT℃までの第二平均冷却速度CR2℃/sが50℃/s以下であり、巻取り後から150℃までの第三平均冷却速度CR3℃/sが1℃/s以下であり、前記巻取温度CT℃と前記第一平均冷却速度CR1℃/sとが下記(2)式を満足し、前記第4の工程では、Si、Al及びCrの量をそれぞれ質量%で[Si]、[Al]及び[Cr]とした場合に、前記第2の工程後の前記熱延鋼板に含まれるパーライトの平均面積Sμm²と、前記平均加熱温度T℃と、加熱時間tsとが、下記(3)式の関係を満足する。

$$1500 \leq CR1 \times (650 - CT) \leq 15000 \quad \dots (2)$$

$$2200 > T \times \log(t) / (1 + 0.3[Si] + 0.5[Al] + [Cr] + 0.5S) > 110 \quad \dots (3)$$

- [0029] (15) 上記(14)に記載の高強度冷延鋼板の製造方法では、前記第1の工程における後段2段の圧下率の合計が15%以上であってもよい。
- [0030] (16) 上記(14)に記載の高強度冷延鋼板の製造方法では、前記第5の工程の後かつ前記第6の工程の前の前記冷延鋼板に対して、亜鉛めっきを施してもよい。
- [0031] (17) 上記(14)に記載の高強度冷延鋼板の製造方法では、前記第5の工程の後かつ前記第6の工程の前の前記冷延鋼板に対して、熔融亜鉛めっきを施し、400~600℃で合金化処理を行ってもよい。
- [0032] (18) 上記(14)に記載の高強度冷延鋼板の製造方法では、前記第4の工程における600℃以上かつ680℃以下での平均加熱速度が0.1℃/s以上かつ7℃/s以下であってもよい。
- [0033] (19) 上記(14)に記載の高強度冷延鋼板の製造方法では、前記第1の工程の前に、前記鋳片を1000℃以下まで冷却し、1000℃以上に再加熱してもよい。

発明の効果

- [0034] 本発明によれば、化学組成を適正化し、所定量の残留オーステナイトを確保し、セメンタイトのサイズ及び形状を適切に制御することにより、強度と成形性（室温及び温間における伸びおよび穴広げ性）とに優れた高強度鋼板を提供することができる。
- [0035] また、本発明によれば、熱間圧延後（巻取り前後）の鋼板の冷却速度と冷間圧延後の焼鈍条件とを適切に制御することにより、強度と成形性とに優れた高強度鋼板を製造することができる。
- [0036] 加えて、上記(4)に記載の高強度冷延鋼板では、温間での伸びをさらに改善することができる。
- [0037] さらに、上記(10)に記載の高強度冷延鋼板では、面内異方性をほとんど発現することなく、いずれの方向においても高い一様伸びを確保することが可能である。

図面の簡単な説明

[0038] [図1]焼鈍パラメータPとセメンタイトの平均粒径との関係を示すグラフである。

[図2]セメンタイトの平均粒径と強度及び成形性のバランス（引張強度TSと一様伸び ϵ_{EL} と穴広げ性 λ の積）との関係を示すグラフである。

[図3]セメンタイトの平均粒径と強度及び成形性のバランス（引張強度TSと穴広げ性 λ との積）との関係を示すグラフである。

[図4] ϕ_2 が 45° である断面のODF上にオーステナイト相の主な方位を示した図である。

[図5]パラメータ $2X+Y$ と一様伸びの異方性指数 $\Delta \epsilon_{EL}$ との関係を示す図である。

[図6]本発明の一実施形態に係る高強度冷延鋼板の製造方法のフローチャートを示す図である。

[図7]本実施形態に係る高強度冷延鋼板の製造方法における巻取温度CTと第一平均冷却速度CR1との関係を示す図である。

[図8]実施例と比較例とについて、引張強さTSと 150°C での伸び t_{EL150} との関係を示す図である。

発明を実施するための形態

[0039] 本発明者らは、熱延時に生じたセメンタイトを焼鈍の加熱時に溶解して、鋼板中のセメンタイトの粒径を小さくすると、強度と成形性（延性及び穴広げ性）とのバランスが優れることを見出した。以下に、その理由について説明する。

[0040] TRIP鋼では、焼鈍の過程において、オーステナイト中にCを濃化させ、残留オーステナイト量を増加させている。このオーステナイト中のC量の増加とオーステナイト量の増加により、TRIP鋼の引張特性が向上する。しかし、熱延時に生じたセメンタイトが焼鈍（冷延後の焼鈍）後に残存している場合には、鋼中に添加したCの一部が炭化物として存在する。この場合、オーステナイト量及びこのオーステナイト中のC量が低下し、強度と延性とのバランスが悪化することがある。また、穴広げ試験時において炭化物が

割れの起点として作用し、成形性が劣化する。

[0041] その理由は、明確ではないが、セメンタイトの粒径を臨界径以下に小さくすると、セメンタイトを起因とする局部伸びの劣化を防止し、セメンタイトの溶解により得られる溶解Cをオーステナイト中に濃化させることができる。さらに、この場合には、残留オーステナイトの面積率及び残留オーステナイト中のC量が増加し、残留オーステナイトの安定性が上昇する。その結果、セメンタイトを起因とする局部伸びの劣化の防止と残留オーステナイトの安定性の向上との相乗効果によってTRIP効果が向上すると考えられる。

[0042] この相乗効果を有効に発現させるためには、焼鈍後のセメンタイトの平均粒径が $0.01\mu\text{m}$ 以上 $1\mu\text{m}$ 以下であることが必要である。局部伸びの劣化をより確実に防止し、セメンタイトから残留オーステナイトへのCの供給量をより増加させるためには、セメンタイトの平均粒径が、 $0.9\mu\text{m}$ 以下であることが好ましく、 $0.8\mu\text{m}$ 以下であることがより好ましく、 $0.7\mu\text{m}$ 以下であることが最も好ましい。セメンタイトの平均粒径が $1\mu\text{m}$ 超では、Cの濃化が十分ではなく、室温に加え $100\sim 250^{\circ}\text{C}$ の温度域におけるTRIP効果が最適ではないことに加え、粗大なセメンタイトにより局部伸びが劣化するため、これらの相乗作用により急激に伸びが劣化する。一方、セメンタイトの平均粒径は、できる限り小さい方が望ましいが、フェライトの粒成長を抑制するために、 $0.01\mu\text{m}$ 以上である必要がある。また、セメンタイトの平均粒径は、以下に述べるように、焼鈍時の加熱温度及び加熱時間に依存する。そのため、組織制御の観点に加え、工業的な観点からも、セメンタイトの平均粒径が、 $0.02\mu\text{m}$ 以上であることが好ましく、 $0.03\mu\text{m}$ 以上であることがより好ましく、 $0.04\mu\text{m}$ 以上であることが最も好ましい。

[0043] なお、セメンタイトの平均粒径は、鋼板組織中のセメンタイトを光学顕微鏡や電子顕微鏡等で観察したとき、各セメンタイト粒子の円相当径を平均して得られる。

[0044] 本発明者らは、このセメンタイトの平均粒径を小さくする方法を調査した

。本発明者らは、熱間圧延鋼板のパーライトの平均面積と、焼鈍時の加熱温度及び加熱時間によるセメンタイトの溶解量との関係を検討した。

[0045] その結果、図1に示すように、熱間圧延後の鋼板組織中のパーライトの平均面積 S (μm^2) と、焼鈍の平均加熱温度 T ($^{\circ}\text{C}$) と、焼鈍の加熱時間 t (s) とが下記(4)式を満たすとき、焼鈍後のセメンタイトの平均粒径が $0.01\mu\text{m}$ 以上 $1\mu\text{m}$ 以下になり、残留オーステナイト相中へのCの濃化が促進されるとの知見を得た。なお、図1では、炭素量の影響を排除するために、約0.25%のC量の鋼を用いており、セメンタイトを光学顕微鏡により観察している。

$$2200 > T \times \log(t) / (1 + 0.3[\text{Si}] + 0.5[\text{Al}] + [\text{Cr}] + 0.5S) > 110 \quad \dots (4)$$

ただし、 $[\text{Si}]$ 、 $[\text{Al}]$ 及び $[\text{Cr}]$ は、それぞれ薄鋼板中のSi、Al及びCrの含有量(質量%)である。また、(4)式中の \log は、常用対数(底が10)を表す。

ここで、以下の記載を簡略にするために、下記(5)及び(6)式に示される焼鈍パラメータ P 及び α を導入する。

$$P = T \times \log(t) / \alpha \quad \dots (5)$$

$$\alpha = (1 + 0.3[\text{Si}] + 0.5[\text{Al}] + [\text{Cr}] + 0.5S) \quad \dots (6)$$

[0046] この焼鈍パラメータ P の下限は、セメンタイトの平均粒径を低下させるために必要である。このセメンタイトの平均粒径を $1\mu\text{m}$ 以下まで低下させるためには、110超の焼鈍パラメータ P の条件で焼鈍する必要がある。また、焼鈍パラメータ P の上限は、焼鈍に必要なコストを低減し、フェライトの粒成長をピン止めするセメンタイトを確保するために必要である。このピン止めに利用できる $0.01\mu\text{m}$ 以上の平均粒径のセメンタイトを確保するためには、2200未満の焼鈍パラメータ P の条件で焼鈍する必要がある。このように、焼鈍パラメータ P が110超かつ2200未満である必要がある。

なお、セメンタイトの平均粒径を上述のようにより小さくするためには、焼鈍パラメータ P が、130超であることが好ましく、140超であることがより好ましく、150超であることが最も好ましい。また、ピン止めに利用できるセメンタイトの平均粒径を上述のように十分に確保するためには、焼鈍パラメータ P が、2100未満であることが好ましく、2000未満であることがより好ましく、1900未満であることが最も好ましい。

[0047] 上記(4)式を満足するとき、熱間圧延後の鋼板の巻き取り時に生成したパーライト中のセメンタイトが焼鈍加熱中に球状化し、焼鈍途中で比較的大きな球状セメンタイトを形成する。この球状セメンタイトは、 A_{c1} 点以上の焼鈍温度で溶解させることができ、(4)式を満足すると、セメンタイトの平均粒径が $0.01\mu\text{m}$ 以上 $1\mu\text{m}$ 以下まで十分低下する。

[0048] ここで、焼鈍パラメータ P ((5)式)の各項の物理的な意味について以下に説明する。

焼鈍パラメータ P 中の $T \times \log(t)$ は、炭素及び鉄の拡散速度(または、拡散量)に関係していると考えられる。これは、原子が拡散することによって、セメンタイトからオーステナイトへの逆変態が進むためである。

[0049] 焼鈍パラメータ P 中の α は、 S_i 、 A_l 及び C_r の量が多い場合又は熱間圧延鋼板(熱延鋼板)の巻き取り時に析出したパーライトの平均面積 S が大きい場合に、増加する。 α が大きい場合に(4)式を満たすためには、 $T \times \log(t)$ を大きくするように焼鈍条件を変更する必要がある。

[0050] S_i 、 A_l 及び C_r の量、並びに熱間圧延鋼板の巻き取り後のパーライトの面積率によって(5)式中の α ((6)式)が変化する理由は、以下の通りである。

[0051] S_i 及び A_l は、セメンタイトの析出を抑制する元素である。そのため、 S_i 及び A_l の量が増加すると、熱間圧延後の鋼板の巻き取り時に、オーステナイトからフェライト及び炭化物量が少ないベイナイトへの変態が進みやすくなり、オーステナイト中に炭素が濃化する。その後、炭素が濃化したオーステナイトからパーライト変態が起こる。このような炭素濃度が高いパー

ライトでは、セメンタイトの割合が多く、その後の焼鈍加熱時においてパーライト中のセメンタイトが球状化しやすく、溶解しにくいいため、粗大なセメンタイトを生じやすい。このように、 α 中の [S i] 及び [A l] を含む項は、粗大なセメンタイトの生成によるセメンタイトの溶解速度の低下及び溶解時間の増加に対応すると考えられる。

[0052] C_r は、セメンタイト中に固溶してセメンタイトを溶けにくくする（安定化する）元素である。そのため、 C_r 量が増加すると、(5) 式中の α の値が増加する。このように、 α 中の [C r] を含む項は、セメンタイトの安定化によるセメンタイトの溶解速度の低下に対応すると考えられる。

[0053] 熱間圧延鋼板の巻き取り後のパーライトの平均面積 S が比較的に大きいと、上記の逆変態に必要な原子の拡散距離が長くなるため、焼鈍後のセメンタイトの平均粒径が大きくなりやすいと考えられる。そのため、パーライトの平均面積 S が増加すると、(5) 式中の α が大きくなる。このように、 α 中のパーライトの平均面積 S を含む項は、原子の拡散距離の増加によるセメンタイトの溶解時間の増加に対応すると考えられる。

例えば、このパーライトの平均面積 S は、熱延鋼板断面の光学顕微鏡写真の画像解析によって統計上十分な数のパーライトの面積を測定し、これらの面積を平均することにより求められる。

[0054] このように、 α は、焼鈍に関するセメンタイトの残りやすさを表すパラメータであり、上記 (4) 式を満足するように α に応じて焼鈍条件を決定する必要がある。

[0055] このように、式 (4) を満たす焼鈍条件で焼鈍すると、セメンタイトの平均粒径が十分小さくなり、穴広げ時にセメンタイトが破断の起点になることを抑制し、オーステナイト中に濃化する C の総量が増加する。したがって、鋼組織中の残留オーステナイト量が増加し、強度と延性とのバランスが向上する。例えば、図 2 及び図 3 に示すように、鋼中に存在するセメンタイトの平均粒径が $1 \mu\text{m}$ 以下である場合に強度と成形性とのバランスが改善される。なお、図 2 では、図 1 に示す薄鋼板の強度と成形性とのバランスを、引張

強度 $T S$ と一様伸び $u E L$ と穴広げ性 λ の積により評価している。また、図3では、図1に示す薄鋼板の強度と成形性とのバランスを、引張強度 $T S$ と穴広げ性 λ との積で評価している。

[0056] また、本発明者らは、鋭意検討の結果、成形時の面内異方性を小さくする必要がある場合には、オーステナイト相の結晶方位（集合組織）を制御することが非常に重要であることを見出した。オーステナイト相の集合組織を制御するためには、焼鈍中に形成されるフェライトの集合組織を制御することが極めて重要である。製品板に残存する残留オーステナイト相は、焼鈍中にフェライト相の界面から逆変態によって生成するため、フェライト相の結晶方位の影響を著しくうける。

[0057] したがって、面内異方性を小さくするためには、変態前のフェライトの集合組織を制御し、その結晶方位を引き続いておこる逆変態時にオーステナイトに引き継がせることが重要である。すなわち、フェライトの集合組織を最適化するために、熱延での巻取温度を制御し、熱延板がベイナイト単相組織になることを回避し、この熱延板を適切な圧下率で冷間圧延する。このような制御によって、所望の結晶方位を作り込むことができる。また、フェライト相の集合組織をオーステナイト相に引き継がせるためには、焼鈍時にこの冷延組織を十分に再結晶させた後二相域に昇温し、二相域でのオーステナイト分率を最適化することが重要である。したがって、残留オーステナイトの安定性を極限まで高めるために、成形時の面内異方性を小さくする必要がある場合には、上記条件を適切に制御することが望ましい。

[0058] 以下に、本発明の一実施形態に係る高強度冷延鋼板（例えば、引張強度が $500 \sim 1800 \text{ MPa}$ ）について詳細に説明する。

[0059] まず、本実施形態の鋼板の基本成分について説明する。なお、以下では、各元素の量を示す「%」は、質量%である。

[0060] C : 0.10 ~ 0.40%

Cは、鋼の強度を高め、残留オーステナイトを確保するために、極めて重要な元素である。十分な残留オーステナイト量を得るためには、0.10%

以上のC量が必要である。一方、鋼中にCが過剰に含まれると、溶接性を損なうため、C量の上限は、0.40%である。また、より多くの残留オーステナイトを確保しながら残留オーステナイトの安定性を高めるためには、C量が0.12%以上であることが好ましく、0.14%以上であることがより好ましく、0.16%以上であることが最も好ましい。溶接性をより確保するためには、C量が0.36%以下であることが好ましく、0.33%以下であることがより好ましく、0.32%以下であることが最も好ましい。

[0061] Mn : 0.5 ~ 4.0%

Mnは、オーステナイトを安定化させ、焼入れ性を高める元素である。十分な焼入れ性を確保するためには、0.5%以上のMn量が必要である。一方、鋼中にMnを過剰に添加すると、延性を損なうため、Mn量の上限は、4.0%である。好ましいMn量の上限は2.0%である。オーステナイトの安定性をより高めるために、Mn量が1.0%以上であることが好ましく、1.3%以上であることがより好ましく、1.5%以上であることが最も好ましい。また、より高い加工性を確保するために、Mn量が3.0%以下であることが好ましく、2.6%以下であることがより好ましく、2.2%以下であることが最も好ましい。

[0062] Si : 0.005 ~ 2.5%

Al : 0.005 ~ 2.5%

Si及びAlは、脱酸剤であり、十分な脱酸を行うためにそれぞれ鋼中に0.005%以上含まれることが必要である。また、Si及びAlは、焼鈍時にフェライトを安定化させ、かつ、ベイナイト変態時のセメンタイトの析出を抑えることにより、オーステナイト中のC濃度を高め、残留オーステナイトの確保に寄与する。Si及びAlの添加量が多いほどより多くの残留オーステナイトを確保できるため、Si量及びAl量が、それぞれ0.30%以上であることが好ましく、0.50%以上であることがより好ましく、0.80%以上であることが最も好ましい。SiやAlを鋼中に過剰に添加すると、表面性状（例えば、溶融亜鉛めっき性や化成処理性）、塗装性、溶接

性が劣化するので、S i 量及びA l 量の上限をそれぞれ2.5%とする。鋼板を部品として使用する際に表面性状、塗装性及び溶接性が必要とされる場合には、S i 量及びA l 量の上限が、それぞれ2.0%であることが好ましく、1.8%であることがより好ましく、1.6%であることが最も好ましい。

[0063] なお、鋼中にS i 及びA l の両方を多量に添加する場合には、S i 量とA l 量との和(S i + A l)を評価することが望ましい。すなわち、S i + A l が、0.5%以上であることが好ましく、0.8%以上であることがより好ましく、0.9%以上であることがさらに好ましく、1.0%以上であることが最も好ましい。また、S i + A l が、2.5%以下であることが好ましく、2.3%以下であることがより好ましく、2.1%以下であることがさらに好ましく、2.0%以下であることが最も好ましい。

[0064] C r : 0~1.0%

C r は、鋼板の強度を高める元素である。そのため、C r を添加して鋼板の強度を高める場合には、C r 量が0.01%以上であることが好ましい。しかしながら、鋼中にC r が1%以上含まれると、延性が十分に確保できないため、C r 量が1%以下である必要がある。また、C r は、セメンタイト中に固溶してセメンタイトを安定化させるため、焼鈍時のセメンタイトの溶解を抑制(妨害)する。そのため、C r 量が0.6%以下であることが好ましく、0.3%以下であることがより好ましい。

[0065] 次に、不可避的不純物のうち、特に低減する必要がある不純物について説明する。なお、これらの不純物(P、S、N)の量の下限は、0%であってもよい。

[0066] P : 0.05%以下

P は、不純物であり、鋼中に過剰に含まれると延性及び溶接性を損なう。したがって、P 量の上限は0.05%である。より成形性が必要である場合には、P 量が、0.03%以下であることが好ましく、0.02%以下であることがより好ましく、0.01%以下であることが最も好ましい。

[0067] S : 0.020%以下

Sは、不純物であり、鋼中に過剰に含まれると、熱間圧延によって伸張したMnSが生成し、延性及び穴広げ性などの成形性が劣化する。したがって、S量の上限は0.02%である。より成形性が必要である場合には、S量が、0.010%以下であることが好ましく、0.008%以下であることがより好ましく、0.002%以下であることが最も好ましい。

[0068] Nは、不純物であり、N量が0.006%を超えると、延性が劣化する。したがって、N量の上限は0.006%である。より成形性が必要である場合には、N量が、0.004%以下であることが好ましく、0.003%以下であることがより好ましく、0.002%以下であることが最も好ましい。

[0069] 以下に、選択元素について説明する。

[0070] さらに、上記基本成分に加えて、鋼中にMo、Ni、Cu及びBの1種以上を必要に応じて添加してもよい。Mo、Ni、Cu及びBは、鋼板の強度を向上させる元素である。この効果を得るために、Mo量、Ni量及びCu量は、それぞれ0.01%以上、B量は、0.0003%以上であることが好ましい。また、さらに強度を確保する必要がある場合には、Mo量、Ni量及びCu量の下限は、それぞれ0.03%、0.05%及び0.05%であることがより好ましい。同様に、B量は、0.0004%以上であることが好ましく、0.0005%以上であることがより好ましく、0.0006%以上であることが最も好ましい。一方、これらの元素を鋼中に過剰に添加すると、強度が過剰に高くなり、延性を損なうことがある。特に、Bを鋼中に過剰に添加して焼入れ性を高めると、フェライト変態及びベイナイト変態の開始が遅くなり、オーステナイト相中へのCの濃化速度が低下する。また、Moを鋼中に過剰に添加した場合には、集合組織が劣化することもある。そのため、延性の確保が必要とされる場合には、Mo量、Ni量、Cu量、B量を制限することが望ましい。したがって、Mo量の上限は、0.3%であることが好ましく、0.25%であることがより好ましい。また、Ni量

の上限は、5%であることが好ましく、2%であることがより好ましく、1%であることがさらに好ましく、0.3%であることが最も好ましい。Cu量の上限は、5%であることが好ましく、2%であることがより好ましく、1%であることがさらに好ましく、0.3%であることが最も好ましい。B量の上限は、0.003%であることが好ましく、0.002%であることがより好ましく、0.0015%であることがさらに好ましく、0.0010%であることが最も好ましい。

[0071] また、上記基本成分に加えて、鋼中にNb、Ti、V及びWの一種以上を必要に応じて添加してもよい。Nb、Ti、V及びWは、微細な炭化物、窒化物又は炭窒化物を生成し、鋼板の強度を向上させる元素である。そのため、強度をより確保するためには、Nb量、Ti量、V量及びW量が、それぞれ0.01%以上であることが好ましく、0.03%以上であることがより好ましい。一方、鋼中にこれらの元素を過度に添加すると、強度が過度に上昇して延性が低下する。そのため、Nb量、Ti量、V量及びW量の上限は、それぞれ0.1%、0.2%、1.0%及び1.0%であることが好ましく、0.08%、0.17%、0.17%及び0.17%であることがより好ましい。

[0072] さらに、上記基本成分に加えて、Ca、Mg、Zr及びREM（希土類元素）の1種以上を、鋼中に0.0001~0.05%含有させることが好ましい。Ca、Mg、Zr及びREMは、硫化物及び酸化物の形状を制御して局部延性及び穴抜け性を向上させる効果がある。この効果を得るために、Ca量、Mg量、Zr量及びREM量は、それぞれ0.0001%以上であることが好ましく、0.0005%以上であることがより好ましい。一方、これらの元素を鋼中に過度に添加させると、加工性が劣化する。そのため、Ca量、Mg量、Zr量及びREM量は、それぞれ0.05%以下であることが好ましく、0.04%以下であることがより好ましい。また、鋼中にこれらの元素を複数種添加する場合には、これらの元素の合計量が0.0005~0.05%であることがさらに好ましい。

- [0073] 次に、本実施形態の高強度冷延鋼板の鋼組織（ミクロ組織）について説明する。本実施形態の高強度冷延鋼板の鋼組織には、残留オーステナイトが含まれることが必要である。また、残りの鋼組織の大部分を、フェライト、ベイナイト、マルテンサイト、焼戻しマルテンサイトに分類することができる。以下では、各相（組織）の量を示す「%」は、面積率である。なお、セメントナイト等の炭化物は、各相中に分散しているため、セメントナイト等の炭化物の面積率をこの鋼組織の面積率として評価しない。
- [0074] 残留オーステナイトは、変態誘起塑性によって延性、特に一様伸びを高める。そのため、鋼組織中に面積率で残留オーステナイトが2%以上含まれることが必要である。また、残留オーステナイトは、加工によってマルテンサイトに変態するため、強度の向上にも寄与する。特に、残留オーステナイトを確保するためにCのような元素を鋼中に比較的多く添加する場合には、残留オーステナイトの面積率が、4%以上であることが好ましく、6%以上であることがより好ましく、8%以上であることが最も好ましい。
- [0075] 一方、残留オーステナイトの面積率は、高いほど好ましい。しかしながら、面積率で30%超の残留オーステナイトを確保するためには、C、Si量を増加させる必要があり、溶接性や表面性状を損なう。したがって、残留オーステナイトの面積率の上限は30%である。溶接性及び表面性状をより確保する必要がある場合には、残留オーステナイトの面積率の上限が、20%であることが好ましく、17%であることがより好ましく、15%であることが最も好ましい。
- [0076] また、残留オーステナイトの安定性には、残留オーステナイトの大きさが強く影響を及ぼす。本発明者らは、100~250℃の温度域における残留オーステナイトの安定性について検討を重ねた結果、残留オーステナイトの平均粒径が5 μ m以下であると、残留オーステナイトが鋼中に均一に分散し、残留オーステナイトのTRIP効果をより効果的に発揮させることができることを見出した。すなわち、残留オーステナイトの平均粒径を5 μ m以下にすることにより、室温での伸びが低い場合であっても、100~250℃

の温度域での伸びを飛躍的に改善できる。そのため、残留オーステナイトの平均粒径は、 $5\ \mu\text{m}$ 以下であることが好ましく、 $4\ \mu\text{m}$ 以下であることがより好ましく、 $3\ \mu\text{m}$ 以下であることがさらに好ましく、 $2\ \mu\text{m}$ 以下であることが最も好ましい。

[0077] このように、残留オーステナイトの平均粒径は、小さい程好ましいが、焼鈍時の加熱温度及び加熱時間に依存するため、工業的な観点から、 $1\ \mu\text{m}$ 以上であることが好ましい。

[0078] マルテンサイトは、硬質であるため、強度を確保することができる。しかしながら、マルテンサイトが面積率で20%を超えると延性が不十分であるため、マルテンサイトの面積率を20%以下に制限することが必要である。また、成形性をさらに確保するために、マルテンサイトの面積率を15%以下に制限することが好ましく、10%以下に制限することがより好ましく、7%以下に制限することが最も好ましい。一方、マルテンサイトを低減すると、強度が低下するため、マルテンサイトの面積率が3%以上であることが好ましく、4%以上であることがより好ましく、5%以上であることが最も好ましい。

[0079] 上記の組織の残りの組織には、フェライト、ベイナイト、焼戻しマルテンサイトの少なくとも1つが含まれる。これらの面積率は、特に制限されないが、伸びと強度とのバランスを考慮して、以下の面積率の範囲であることが望ましい。

[0080] フェライトは、延性に優れる組織であるが、多すぎると強度が減少してしまう。したがって、優れた強度と延性とのバランスを得るためには、フェライトの面積率が10~70%であることが好ましい。このフェライトの面積率は、狙いの強度レベルに応じて調節する。延性が必要とされる場合には、フェライトの面積率が15%以上であることがより好ましく、20%以上であることがさらに好ましく、30%以上であることが最も好ましい。また、強度が必要とされる場合には、フェライトの面積率が65%以下であることがより好ましく、60%以下であることがさらに好ましく、50%以下であ

ることが最も好ましい。

[0081] フェライトの平均結晶粒径は、 $10\ \mu\text{m}$ 以下であることが好ましい。このように、フェライトの平均結晶粒径が $10\ \mu\text{m}$ 以下であると、全伸び及び一様伸びを損なうことなく薄鋼板を高強度化することができる。これは、フェライトの結晶を微細にすると組織が均一になるため、成形加工中に導入されるひずみが均一に分散し、ひずみ集中が減少して、鋼板が破断しにくくなるためであると考えられる。また、伸びを維持しながらより強度を高める必要がある場合には、フェライトの平均結晶粒径が、 $8\ \mu\text{m}$ 以下であることがより好ましく、 $6\ \mu\text{m}$ 以下であることがさらに好ましく、 $5\ \mu\text{m}$ 以下であることが最も好ましい。このフェライトの平均粒径の下限は、特に制限されない。しかしながら、焼戻し条件を考慮すると、工業的な観点から、フェライトの平均結晶粒径が、 $1\ \mu\text{m}$ 以上であることが好ましく、 $1.5\ \mu\text{m}$ 以上であることがより好ましく、 $2\ \mu\text{m}$ 以上であることが最も好ましい。

[0082] また、フェライトとベイナイトとは、残留オーステナイトにCを濃化させ、TRIP効果による延性を向上させるために必要である。優れた延性を得るためには、フェライトとベイナイトとの面積率の合計が $10\sim 70\%$ であることが好ましい。フェライトとベイナイトとの面積率の合計を $10\sim 70\%$ の範囲内で変化させることで、室温及び温間での良好な伸びを維持しつつ、確実に所望の強度を得ることができる。残留オーステナイトにより多くのCを濃化させるためには、フェライトとベイナイトとの面積率の合計量が 15% 以上であることがより好ましく、 20% 以上であることがさらに好ましく、 30% 以上であることが最も好ましい。また、最終的な鋼組織中の残留オーステナイトの量を十分に確保するためには、フェライトとベイナイトとの面積率の合計量が 65% 以下であることがより好ましく、 60% 以下であることがさらに好ましく、 50% 以下であることが最も好ましい。

[0083] また、ベイナイト（又は、ベイニティックフェライト）及び焼戻しマルテンサイトは、最終的な鋼組織の残部であってもよい。そのため、ベイナイトと焼戻しマルテンサイトとの合計の面積率が $10\sim 75\%$ であることが好ま

しい。したがって、強度が必要とされる場合には、ベイナイトと焼戻しマルテンサイトとの合計の面積率が15%以上であることがより好ましく、20%以上であることがさらに好ましく、30%以下であることが最も好ましい。また、延性が必要とされる場合には、ベイナイトと焼戻しマルテンサイトとの合計の面積率が65%以下であることがより好ましく、60%以下であることがさらに好ましく、50%以下であることが最も好ましい。このうち、ベイナイトは、残留オーステナイト(γ)中にCを濃化させるために必要な組織であるため、鋼組織中にベイナイトを10%以上含むことが好ましい。ただし、鋼組織中にベイナイトが多量に含まれると加工硬化特性が高いフェライトの量が少なくなり、均一伸びが減少するため、ベイナイトの面積率が75%以下であることが好ましい。特に、フェライト量を確保する必要がある場合には、ベイナイトの面積率が35%以下であることがより好ましい。

[0084] また、製造過程で生成するマルテンサイトを焼戻して延性をより確保する場合には、鋼組織中の焼戻しマルテンサイトの面積率が35%以下であることが好ましく、20%以下であることがより好ましい。なお、焼戻しマルテンサイトの面積率の下限は、0%である。

[0085] 以上に、本実施形態の高強度冷延鋼板の鋼組織について説明したが、以下に説明する鋼組織中のセメンタイトを適切に制御する際に、例えば、0%以上かつ5%以下のパーライトが鋼組織中に残留する場合がある。

[0086] さらに、本実施形態の鋼板の鋼組織中のセメンタイトについて説明する。

[0087] TRIP効果を向上させ、フェライトの粒成長を抑制するためには、セメンタイトの平均粒径が0.01 μm 以上1 μm 以下であることが必要である。上述したように、このセメンタイトの平均粒径の上限は、0.9 μm であることが好ましく、0.8 μm であることがより好ましく、0.7 μm であることが最も好ましい。また、セメンタイトの平均粒径の下限は、0.02 μm であることが好ましく、0.03 μm であることがより好ましく、0.04 μm であることが最も好ましい。

[0088] なお、十分にオーステナイト中へCを濃化させ、かつ穴広げ時に上述のセメンタイトが割れの起点として作用することを防ぐために、パーライト中のセメンタイトを十分に球状化する必要がある。したがって、セメンタイト中にアスペクト比（セメンタイトの短軸長に対する長軸長の比）が1以上かつ3以下であるセメンタイトが30%以上かつ100%以下含まれる必要がある。より穴広げ性が必要である場合には、全てのセメンタイトに対する1以上かつ3以下のアスペクト比を有するセメンタイトの個数比（球状化率）が、36%以上であることが好ましく、42%以上であることがより好ましく、48%以上であることが最も好ましい。セメンタイトの球状化に必要な焼鈍コストを低減する必要がある場合または製造条件が制約される場合には、この存在比が、90%以下であることが好ましく、83%以下であることがより好ましく、80%以下であることが最も好ましい。

このような球状化されたセメンタイト（未溶解球状セメンタイト）は、逆変態時にオーステナイト中に溶け残り、その一部がフェライトの粒成長を抑制するため、残留オーステナイトの粒内またはフェライトの粒界に存在する。

ここで、例えば、パーライトに直接起因しないセメンタイト（ベイニティックフェライトの粒界に生成するフィルム状のセメンタイト、ベイニティックフェライト中のセメンタイト等）は、粒界割れを引き起こすことがある。そのため、パーライトに直接起因しないセメンタイトをできる限り低減することが望ましい。

[0089] また、鋼組織中の球状化されたセメンタイトの存在量は、鋼成分及び製造条件に応じて変化するため、特に制限されない。しかしながら、上述のようなフェライトの粒成長を抑制するピン止め効果を高めるために、アスペクト比が1以上かつ3以下のセメンタイトを $1\mu\text{m}^2$ あたり0.003個以上含むことが好ましい。このピン止め効果をより高める必要がある場合には、 $1\mu\text{m}^2$ あたりに含まれる球状化されたセメンタイトが、0.005個以上であることがより好ましく、0.007個以上であることがさらに好ましく、0.

0.1個以上であることが最も好ましい。また、オーステナイト中へのCの濃化をより高める必要がある場合には、 $1\mu\text{m}^2$ あたりに含まれる球状化されたセメンタイトが、0.12個以下であることが好ましく、0.1個以下であることがより好ましく、0.08個以下であることがさらに好ましく、0.06個以下であることが最も好ましい。

[0090] さらに、面内異方性を生じることなく板面内のどの方向に対しても高い一様伸びを確保する必要がある場合には、残留オーステナイトの結晶方位分布（集合組織）を制御することが望ましい。この場合には、オーステナイトが結晶方位の $\langle 100 \rangle$ 方向への変形に対して安定であるため、板面内に $\langle 100 \rangle$ を含む結晶方位を均等に分散させる。

[0091] 結晶の方位については、通常、板面に垂直な方位を (hkl) 又は $\{hkl\}$ 、圧延方向に平行な方位を $[uvw]$ 又は $\langle uvw \rangle$ で表示する。 $\{hkl\}$ 及び $\langle uvw \rangle$ は、等価な面の総称であり、 $[hkl]$ 及び (uvw) は、個々の結晶面を指す。なお、結晶方位の説明においては、前者の $\{hkl\}$ 及び $\langle uvw \rangle$ の表記を用いる。オーステナイト相で発達する結晶方位の内、板面内に $\langle 100 \rangle$ 方位を含む方位として、板面方位が $\{100\}$ になる $\{100\} \langle 001 \rangle$ 方位と板面方位が $\{110\}$ になる $\{110\} \langle 111 \rangle \sim \{110\} \langle 001 \rangle$ 方位群（ $\{110\}$ 方位群）とがあることが知られている。 $\{100\} \langle 001 \rangle$ 方位の場合には、圧延方向に平行な方向と、板幅方向に平行な方向とに対して $\langle 001 \rangle$ 方位が揃っている。したがって、この方位の残留オーステナイトが増加すると、圧延方向および板幅方向への変形に対するオーステナイトの安定性が増し、この方向の一様伸びが増加する。しかし、例えば圧延方向から板幅方向に 45° 回転した方向（ 45° 方向）の一様伸びは向上しないため、上記方位のみが強く発達すると一様伸びの異方性が発現する。一方、 $\{110\}$ 方位群の場合には、この方位群に含まれるそれぞれの方位に対して、板面に平行な $\langle 100 \rangle$ 方位が1つ存在する。例えば、 $\{110\} \langle 111 \rangle$ 方位の場合には、圧延方向から板幅方向に 55° 回転した方向（ 55° 方向）に $\langle 100 \rangle$ 方位が向い

ている。したがって、このような方位の残留オーステナイトが増加すると、 55° 方向の一様伸びが増加する。

[0092] 以上のことから、これらの方位又は方位群の強度比が高くなると一様伸びが向上する。一様伸びを十分に高めるためには、下記(7)式で示したパラメータ $2X+Y$ が4超であることが好ましい。このパラメータ $2X+Y$ が4以下では、結晶方位群としての存在頻度が低く、結晶方位の制御によって十分にオーステナイトを安定させる効果が得られにくい。この観点から、パラメータ $2X+Y$ が5以上であることがより好ましい。一方、オーステナイト相の集合組織が発達し、これらの強度比が高くなりすぎると、 $\{110\} \langle 111 \rangle \sim \{110\} \langle 001 \rangle$ 方位群の中の $\{110\} \langle 111 \rangle \sim \{110\} \langle 112 \rangle$ 方位群の強度比が強くなる傾向がある。その結果、 45° 方向の一様伸びのみが向上し、異方性が発現しやすい。この観点から、下記(7)式のパラメータ $2X+Y$ が10未満であることが好ましく、9以下であることがより好ましい。

$$4 < 2X + Y < 10 \quad \dots (7)$$

ここで、

X：板厚の1/2位置（中心部）におけるオーステナイト相（残留オーステナイト相）の $\{100\} \langle 001 \rangle$ 方位のランダム強度比の平均値

Y：板厚の1/2位置（中心部）におけるオーステナイト相（残留オーステナイト相）の $\{110\} \langle 111 \rangle \sim \{110\} \langle 001 \rangle$ 方位群のランダム強度比の平均値

[0093] また、異方性の発現を抑える観点から、更に、 $\{110\} \langle 001 \rangle$ 方位のランダム強度比に対する $\{110\} \langle 111 \rangle$ 方位のランダム強度比の比である $\{110\} \langle 111 \rangle / \{110\} \langle 001 \rangle$ を3.0以下に抑えることが好ましく、2.8以下に抑えることが好ましい。この $\{110\} \langle 111 \rangle / \{110\} \langle 001 \rangle$ の下限は、特に制限されないが、0.1であってもよい。

上述の $\{100\} \langle 001 \rangle$ 方位、 $\{110\} \langle 111 \rangle$ 方位、 $\{110$

} $\langle 001 \rangle$ 方位のランダム強度比および $\{110\} \langle 111 \rangle \sim \{110\} \langle 001 \rangle$ 方位群のランダム強度比の平均値は、3次元集合組織を表す結晶方位分布関数 (Orientation Distribution Function、以下では、ODFという。) から求めればよい。このODFは、X線回折によって測定されるオーステナイト相の $\{200\}$ 、 $\{311\}$ 、 $\{220\}$ 極点図を基に級数展開法で計算されている。なお、ランダム強度比は、特定の方位への集積を持たない標準試料及び供試材のX線強度を同条件でX線回折法等により測定し、得られた供試材のX線強度を標準試料のX線強度で除した数値である。

図4に、 ϕ_2 が 45° である断面のODFを示す。この図4では、Bungeの表示法を用いて3次元集合組織を結晶方位分布関数によって示している。さらに、オイラー角 ϕ_2 を 45° に設定し、特定の結晶方位である $(hkl)[uvw]$ を、結晶方位分布関数のオイラー角 ϕ_1 、 Φ で示している。例えば、図4の $\Phi=90^\circ$ の軸上の点で示したように、 $\{110\} \langle 111 \rangle \sim \{110\} \langle 001 \rangle$ 方位群は、 $\phi_1=35\sim 90^\circ$ 、 $\Phi=90^\circ$ 、 $\phi_2=45^\circ$ を満たす範囲で表記される。したがって、 ϕ_1 が $35\sim 90^\circ$ の範囲でランダム強度比を平均することにより $\{110\} \langle 111 \rangle \sim \{110\} \langle 001 \rangle$ 方位群のランダム強度比の平均値が求められる。

[0094] なお、先に述べたように、結晶の方位については、通常、板面に垂直な方位を (hkl) 又は $\{hkl\}$ 、圧延方向に平行な方位を $[uvw]$ 又は $\langle uvw \rangle$ で表示する。 $\{hkl\}$ 及び $\langle uvw \rangle$ は、等価な面の総称であり、 (hkl) 及び $[uvw]$ は、個々の結晶面を指す。ここでは、面心立方構造 (face-centered cubic structure、以下では、f. c. c. 構造という。) が対象であるため、例えば (111) 、 (-111) 、 $(1-11)$ 、 $(11-1)$ 、 $(-1-11)$ 、 $(-11-1)$ 、 $(1-1-1)$ 、 $(-1-1-1)$ 面がそれぞれ等価であり、これらの面を区別することができない。このような場合、これらの方位を総称して $\{111\}$ と称する。しかし、ODFは、対称性の低い結晶構造の方位表示

にも用いられるため、一般的には、 ϕ_1 が $0\sim 360^\circ$ 、 Φ が $0\sim 180^\circ$ 、 ϕ_2 が $0\sim 360^\circ$ の範囲で表現され、個々の方位が $(hkl)[uvw]$ で表示される。しかし、ここでは、対称性の高いf.c.c.構造が対象であるため、 Φ 及び ϕ_2 については、 $0\sim 90^\circ$ の範囲で表現される。また、計算を行う際に変形による対称性を考慮するか否かによって、 ϕ_1 の範囲が変化するが、対称性を考慮して ϕ_1 を $0\sim 90^\circ$ で表記する。すなわち、 ϕ_1 が $0\sim 360^\circ$ での同一方位の平均値を ϕ_1 が $0\sim 90^\circ$ のODF上に表記する方式を選択する。この場合には、 $(hkl)[uvw]$ と $\{hkl\}\langle uvw\rangle$ とが同義である。したがって、例えば、図1に示した、 ϕ_2 が 45° である断面におけるODFの $(110)[1-11]$ のX線ランダム強度比（ランダム強度比）は、 $\{110\}\langle 111\rangle$ 方位のX線ランダム強度比である。

[0095] X線回折用試料は、次のようにして作製した。鋼板を機械研磨や化学研磨などの研磨法によって板厚方向に所定の位置まで研磨し、バフ研磨によって鋼板表面を鏡面に仕上げた後、電解研磨や化学研磨などの研磨法によって歪みを除去すると同時に、 $1/2$ 板厚部（板厚中心部）が測定面になるように調整する。冷延板の場合、板厚内（板厚方向）での集合組織の変化はそれほど大きくないと考えられる。しかしながら、板厚表面に近いほど、ロールによる剪断や脱炭の影響を受けやすく、鋼板の組織が変化する可能性が高くなるので、 $1/2$ 板厚部での測定を行っている。なお、 $1/2$ 板厚部として正確に板厚の中心の面を測定することは困難であるので、目標とする位置を中心として板厚に対して3%の範囲内に測定面が含まれるように試料を作製すればよい。中心偏析がある場合には、偏析の影響が除外できる部分まで測定位置をずらしても構わない。また、X線回折による測定が困難な場合には、EBSP（Electron Back Scattering Pattern）法やECP（Electron Channeling Pattern）法により統計的に十分な数の測定を行っても良い。

[0096] 例えば、図5に示すように、薄鋼板の集合組織（パラメータ $2X+Y$ ）を制御することにより、一様伸びの異方性指数 ΔuEL が低下することが分か

る。この一様伸びの異方性指数 $\Delta u E L$ は、板面内の採取方向（引張試験における引張方向）が異なる引張試験片（J I S 5号引張試験片）に対して引張試験を行った場合の一様伸びの最大偏差（最大値と最小値との差）である。

[0097] 次に、本発明の高強度冷延鋼板の製造方法の一実施形態について説明する。図6には、本実施形態における高強度鋼板の製造方法のフローチャートを示している。このフローチャート中の破線の矢印は、好適な選択条件を示している。

本実施形態では、常法で溶製された鋼（溶鋼）を鑄造し、得られた鋼片を熱間圧延し、得られた熱間圧延鋼板に、酸洗、冷間圧延、及び焼鈍を施す。熱間圧延を、通常の連続熱間圧延ラインで行うことができ、冷間圧延後の焼鈍を、連続焼鈍ラインで行うことができる。また、冷間圧延鋼板に対して、スキンプラス圧延を行ってもよい。

[0098] 溶鋼には、通常の高炉法で溶製された鋼以外に、電炉鋼のようにスクラップを多量に使用した鋼を使用することができる。スラブは、通常の連続鑄造プロセスで製造されてもよく、薄スラブ鑄造で製造されてもよい。

[0099] なお、鑄造後のスラブを、そのまま熱間圧延することができる。しかしながら、熱間圧延前に、鑄造後のスラブを一旦 1000°C 以下（好ましくは、 950°C 以下）まで冷却した後、均質化のために 1000°C 以上に再加熱してもよい。均質化を十分に行い、強度の低下を確実に防止するために、この再加熱温度は、 1100°C 以上であることが好ましい。また、熱間圧延前のオーステナイト粒径が極端に大きくなることを防止するために、再加熱温度は、 1300°C 以下であることが好ましい。

スラブを熱間圧延する際に、熱間圧延の仕上温度が高すぎると、スケールの生成量が増加し、製品の表面品位及び耐食性に悪影響を及ぼす。また、オーステナイトの粒径が粗大化して、フェライト相分率が低下し、延性が低下することがある。さらに、オーステナイトの粒径が粗大化するため、フェライト及びパーライトの粒径も粗大化する。したがって、熱間圧延の仕上温度

が1000℃以下であることが好ましく、970℃以下であることがより好ましい。また、加工フェライトの生成を防止し、良好な鋼板形状を維持するために、オーステナイト単相のミクロ組織を維持できる温度、即ち、820℃以上の仕上温度で熱間圧延を行う必要がある。さらに、フェライトがオーステナイト中に生成する二相域での圧延を確実に避けるために、850℃以上の仕上温度で熱間圧延を行うことが好ましい。

[0100] このとき、最終的に得られる鋼板の残留オーステナイトを細粒化するためには、熱間圧延時に鋼板組織（オーステナイトの粒径）の微細化を行うことが効果的である。したがって、熱間圧延の最終2段の圧下率の合計が15%以上であることが好ましい。このように、後段2段の圧下率の合計が15%以上である場合には、熱間圧延鋼板の組織（例えば、フェライトやパーライト）を十分に微細化することができ、鋼板組織が均一になって100~250℃の温度域における伸びをより高めることができる。より残留オーステナイトを微細化する必要がある場合には、後段2段の圧下率の合計が20%以上であることがより好ましい。また、良好な鋼板形状を維持し、圧延ロールへの負荷を低減するために、後段2段の圧下率の合計が60%以下であってもよい。

[0101] 本実施形態では、巻取温度と巻取り前後の冷却速度（熱間圧延後の冷却速度）とを制御することにより熱延鋼板中に微細なパーライト組織を確保している。すなわち、下記（8）～（11）式に示すように、750℃から650℃までの第一平均冷却速度CR1（℃/s）が15~100℃/sであり、650℃から巻取温度CT（℃）までの第二平均冷却速度CR2（℃/s）が50℃/s以下であり、巻取り後から150℃までの第三平均冷却速度CR3（℃/s）が1℃/s以下であり、巻取温度CT（℃）と第一平均冷却速度CR1（℃/s）とが下記（11）式を満足する。

$$15 \leq CR1 \quad \dots (8)$$

$$CR2 \leq 50 \quad \dots (9)$$

$$CR3 \leq 1 \quad \dots (10)$$

$$1500 \leq CR1 \times (650 - CT) \leq 15000 \quad \dots (11)$$

[0102] ここで、第一平均冷却速度CR1が15°C/s未満である場合には、粗大なパーライト組織が増加し、冷延鋼板中に粗大なセメンタイトが残存する。パーライト組織をより微細化し、焼鈍時のセメンタイトの溶解をより促進させる必要がある場合には、第一平均冷却速度CR1が30°C/sであることが好ましい。しかしながら、第一平均冷却速度CR1が100°C/sを超える場合には、以後の冷却速度を制御することが困難である。このように、熱間圧延後の冷却において、前段の冷却帯の冷却速度（第一平均冷却速度CR1）を高く保つことが必要である。前段の冷却帯では、鋼板組織が十分に均一になるように仕上げ温度と巻取温度との間の温度まで熱間圧延鋼板を冷却している。また、第二平均冷却速度CR2が50°C/sを超える場合には、変態が進みにくいため、熱延鋼板中にベイナイト及び微細なパーライトが生成しにくい。同様に、第三平均冷却速度CR3が1°C/sを超える場合も、変態が進みにくいため、熱延鋼板中にベイナイト及び微細なパーライトが生成しにくい。これらの場合には、冷延鋼板中に必要とされるオーステナイト量を確保することが難しい。また、第二平均冷却速度CR2及び第三平均冷却速度CR3の下限は、特に制限されないが、生産性の観点から、0.001°C/s以上であることが好ましく、0.002°C/s以上であることがより好ましく、0.003°C/s以上であることがさらに好ましく、0.004°C/sであることが最も好ましい。加えて、上記(11)式中のCR1×(650-CT)が1500未満である場合には、熱延鋼板中のパーライトの平均面積が増加し、冷延鋼板中に粗大なセメンタイトが残存する。CR1×(650-CT)が15000を超える場合には、熱延鋼板中にパーライトが生成しにくいいため、冷延鋼板中に必要とされるオーステナイト量を確保することが難しい。

このように、熱間圧延後の冷却において、前段の冷却帯の冷却速度（第一平均冷却速度CR1）を高く保つことが必要である。前段の冷却帯では、仕

上げ温度と巻取温度との間の温度まで熱間圧延鋼板を冷却し、鋼板組織を十分に均一にしている。

さらに、中段の冷却帯（第二平均冷却速度CR2での冷却）での冷却後の巻取温度CTが重要である。冷間圧延鋼板の組織を微細にするためには、上記（11）式を満足させながら巻取温度CTを350～600℃の範囲とすることが必要である。すなわち、巻取温度CTは、第一冷却速度CR1に応じて、図7に示すような範囲で決定することができる。なお、この巻取温度は、巻取り中の鋼板の平均温度である。

[0103] ここで、巻取温度CTが350℃未満になると、熱間圧延鋼板の組織がマルテンサイト主体になり、冷間圧延の負荷が増大する。一方、巻取温度が600℃を超えると、粗大なパーライトが増加し、冷間圧延鋼板のフェライトの平均粒径が増加し、強度と穴広げ性とのバランスが低くなる。

冷間圧延の負荷をより低下させるためには、巻取温度CTが、360℃以上であることが好ましく、370℃以上であることがより好ましく、380℃以上であることが最も好ましい。また、冷間圧延鋼板の組織をより微細化する必要がある場合には、巻取温度CTが、580℃以下であることが好ましく、570℃以下であることが好ましく、560℃以下であることが好ましい。

[0104] 以上述べたように、本実施形態では、熱間圧延された鋼板を、750℃から650℃まで第一平均冷却速度CR1で冷却し、650℃から巻取温度CTまで第二平均冷却速度CR2で冷却し、巻取温度CTで巻取り、巻取り後から150℃まで第三平均冷却速度CR3で冷却している。

[0105] 冷間圧延では、焼鈍後のミクロ組織を微細化するため、30%以上の圧下率が必要である。一方、冷間圧延の圧下率が85%を超えると、加工硬化によって冷間圧延の負荷が高くなり、生産性を損なう。したがって、冷間圧延の圧下率は、30～85%の範囲である。なお、よりミクロ組織の微細化が必要とされる場合には、圧下率が、35%以上であることが好ましく、40%以上であることがより好ましく、45%以上であることが最も好ましい。

冷間圧延の負荷をより低下させたり、集合組織を最適化したりする必要がある場合には、圧下率が、75%以下であることが好ましく、65%以下であることがより好ましく、60%以下であることが最も好ましい。

[0106] 冷間圧延後、鋼板に焼鈍を施す。本実施形態では、鋼板のミクロ組織を制御するため、焼鈍時の鋼板の加熱温度及び焼鈍後の鋼板の冷却条件が極めて重要である。

[0107] 焼鈍時に鋼板を加熱することによって、冷間圧延によって形成された加工組織を再結晶させ、C等のオーステナイト安定化元素をオーステナイト中に濃化させる。本実施形態では、焼鈍時の加熱温度を、フェライトとオーステナイトとが共存する温度（ A_{c1} 点以上かつ A_{c3} 点以下）に設定している。

[0108] 焼鈍時の加熱温度が750℃未満では、再結晶が不十分であり、十分な延性が得られない。再結晶による延性の向上をより確実にするためには、焼鈍時の加熱温度が、755℃以上であることが好ましく、760℃以上であることがより好ましく、765℃以上であることが最も好ましい。一方、焼鈍時の加熱温度が900℃を超えると、オーステナイトが増加し、C等のオーステナイト安定化元素の濃化が不十分になる。過剰な逆変態を防止し、オーステナイト安定化元素をより効果的に濃化させるためには、焼鈍時の加熱温度が、890℃以下であることが好ましく、880℃以下であることがより好ましく、870℃以下であることが最も好ましい。その結果、オーステナイトの安定性を損ない、冷却後に残留オーステナイトを確保することが困難になる。したがって、焼鈍時の加熱温度は、750～900℃である。

[0109] 750～900℃の焼鈍温度に加熱された鋼板を、750～900℃の温度域で保持する時間（加熱時間）は、セメントサイトを十分に固溶させ、オーステナイト中のC量を確保するために、上記（4）式を満足する必要がある。なお、（4）式において、 T （℃）は、焼鈍の平均加熱温度であり、 t （s）は、焼鈍の加熱時間である。ここで、焼鈍の平均加熱温度 T （℃）は、750～900℃の温度域で鋼板が加熱保持されている間の鋼板の平均温度である。また、焼鈍の加熱時間 t （s）は、750～900℃の温度域で鋼

板が加熱保持されている時間である。

[0110] すなわち、焼鈍時において、上述した焼鈍パラメータPが110超かつ2200未満である必要がある。上述したように、この焼鈍パラメータPは、130超であることが好ましく、140超であることがより好ましく、150超であることが最も好ましい。また、焼鈍パラメータPが、2100未満であることが好ましく、2000未満であることがより好ましく、1900未満であることが最も好ましい。

[0111] なお、面内異方性を生じることなく板面内のどの方向に対しても高い一様伸びを確保する必要がある場合には、上記巻取温度CT、冷間圧延の圧下率、焼鈍条件の制御に加え、焼鈍時の加熱を制御することが望ましい。すなわち、焼鈍時の加熱において600℃以上かつ680℃以下の範囲での平均加熱速度が0.1℃/s以上かつ7℃/s以下になるように制御することが好ましい。この温度範囲での加熱速度を小さくし滞留時間を長くすることによって、再結晶が著しく促進される。その結果、残留オーステナイトの集合組織が向上する。しかしながら、加熱速度に極端に遅く制御することは、通常の設定では非常に困難であり、特段の効果が期待できない。そのため、生産性の観点からは、この平均加熱速度が0.3℃/s以上であることがより好ましい。平均加熱速度が大きいと、フェライトの再結晶が十分に完了せず、残留オーステナイトの集合組織に異方性が生じやすい。そのため、平均加熱速度が、5℃/s以下であることがより好ましく、3℃/s以下であることがさらに好ましく、2.5℃/s以下であることが最も好ましい。

[0112] 750～900℃の焼鈍温度で焼鈍された鋼板は、300～500℃の温度域まで、3～200℃/sの範囲の平均冷却速度で冷却される。平均冷却速度が、3℃/s未満であると、冷延鋼板中にパーライトが生成する。一方、平均冷却速度が200℃/sを超えると、冷却停止温度の制御が困難になる。ミクロ組織を凍結し、ベイナイト変態を効率的に進めるためには、この平均冷却速度が、4℃/s以上であることが好ましく、5℃/s以上であることがより好ましく、7℃/s以上であることが最も好ましい。また、冷却

停止温度をより適切に制御して、セメンタイトの析出をより確実に防止するために、平均冷却速度が、 $100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下であることが好ましく、 $80^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下であることがより好ましく、 $60^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下であることが最も好ましい。

[0113] 鋼板の冷却を停止し、 $300\sim 500^{\circ}\text{C}$ の温度域で鋼板を $15\sim 1200$ s保持した後、鋼板をさらに冷却する。 $300\sim 500^{\circ}\text{C}$ の温度域で鋼板を保持することにより、ベイナイトを生成させ、セメンタイトの析出を防止し、残留オーステナイト中の固溶C量の減少を抑制する。このようにベイナイト変態を促進させると、残留オーステナイトの面積率を確保することができる。

[0114] 保持温度が 500°C を超えると、パーライトが生成する。一方、保持温度が 300°C 未満であると、マルテンサイト変態が生じることがあり、ベイナイト変態が不十分である。また、保持時間が 15 s未満では、ベイナイト変態が不十分であり、残留オーステナイトの確保が難しくなる。一方、保持時間が 1200 sを超えると、生産性が低下するだけでなく、セメンタイトの析出が起こり、延性が低下する。

より適切なベイナイト変態を生じさせるためには、保持温度が 330°C 以上であることが好ましく、 350°C 以上であることがより好ましく、 370°C 以上であることが最も好ましい。また、パーライトの生成をより確実に防止するために、保持温度が 480°C 以下であることが好ましく、 460°C 以下であることがより好ましく、 440°C 以下であることが最も好ましい。

同様に、より適切なベイナイト変態を生じさせるためには、保持時間が 30 s以上であることが好ましく、 40 s以上であることがより好ましく、 60 s以上であることが最も好ましい。また、セメンタイトの析出をできる限り防止するためには、保持時間が 1000 s以下であることが好ましく、 900 s以下であることがより好ましく、 800 s以下であることが最も好ましい。

[0115] 本実施形態の高強度冷延鋼板の製造方法は、めっき鋼板においても適用が

可能である。例えば、溶融亜鉛めっき鋼板に適用する場合、300～500℃での保持後の鋼板を溶融亜鉛めっき槽に浸漬する。この溶融亜鉛めっき槽の温度は、生産性の観点から、450～475℃であることが多い。また、例えば、合金化溶融亜鉛めっき鋼板に適用する場合、溶融亜鉛めっき槽に浸漬後の鋼板に合金化処理を施すことも可能である。しかしながら、合金化温度が適切でない場合には、不十分な合金化または過合金により耐食性が低下することがある。したがって、母材の組織を維持しながら適切な合金化を行うためには、400～600℃の範囲でめっきの合金化処理を行うことが好ましい。合金化をより十分に行うためには、合金化温度が、480℃以上であることがより好ましく、500℃以上であることがさらに好ましく、520℃以上であることが最も好ましい。また、母材の組織をより確実に維持しながらめっき密着性を確保するためには、合金化温度が、580℃以下であることがより好ましく、570℃以下であることがさらに好ましく、560℃以下であることが最も好ましい。

実施例

[0116] 本発明を実施例に基づきさらに説明するが、実施例での条件は、本発明の実施可能性及び効果を確認するために採用した一条件例であり、本発明は、この一条件例に限定されない。本発明は、本発明の要旨を逸脱せず、本発明の目的を達成する限りにおいて、種々の条件を採用し得る。

[0117] 表1に示す成分組成を有する鋼A～V（実施例の鋼成分）と鋼a～g（比較例の鋼成分）とを溶製し、冷却凝固後得られた鋼板を1200℃まで再加熱し、表2～5に示す条件（熱間圧延、冷間圧延、焼鈍等）にて処理し、薄鋼板A1～V1、a1～g1を製作した。焼鈍後の各薄鋼板に対しては、降伏点伸びを抑制する目的から、0.5%のスキンプス圧延を行った。

[0118]

[表1]

鋼	質量%													Others
	C	Si	Mn	P	S	N	Al	Cr	Mo	Ni	W	V	Cu	
A	0.16	2.3	2.7	0.006	0.002	0.002	0.04	-	-	0.5	-	-	0.5	-
B	0.18	1.2	1.7	0.007	0.003	0.002	0.03	-	-	-	-	-	-	Ca:0.003
C	0.11	1.2	1.5	0.006	0.001	0.002	0.034	-	-	-	-	-	-	REM:0.005
D	0.22	1.2	2.2	0.007	0.002	0.003	0.05	-	-	-	-	-	-	-
E	0.19	1.3	1.8	0.007	0.003	0.002	0.04	-	-	-	-	-	-	-
F	0.3	1.3	1.9	0.006	0.001	0.002	0.05	-	-	-	-	-	-	-
G	0.12	1.3	1.6	0.008	0.001	0.002	0.05	-	-	-	-	-	-	-
H	0.18	1.8	2.5	0.007	0.003	0.003	0.04	-	-	-	-	-	-	-
I	0.22	1.8	2.5	0.007	0.003	0.003	0.03	-	-	-	-	-	-	-
J	0.38	1.5	2.1	0.006	0.002	0.002	0.04	-	-	0.6	0.2	-	-	-
K	0.25	1.5	2.9	0.008	0.003	0.005	0.01	-	-	-	-	-	-	Nb:0.05,Mg:0.004
L	0.15	0.06	1.5	0.006	0.002	0.003	0.6	-	0.12	-	-	-	-	-
M	0.18	0.1	2.5	0.007	0.003	0.002	0.1	-	-	-	-	-	-	Ca:0.003
N	0.2	0.4	2.4	0.006	0.001	0.003	0.03	-	-	-	-	-	-	REM:0.005
O	0.22	0.5	2	0.007	0.002	0.002	2.3	-	-	-	-	-	-	B:0.005
P	0.22	0.15	1.3	0.007	0.003	0.002	1	-	0.145	-	-	-	-	Ti:0.02,Nb:0.02
Q	0.25	0.5	1.9	0.006	0.002	0.002	0.9	-	0.14	-	-	-	-	-
R	0.3	0.4	1.2	0.008	0.003	0.002	0.03	-	-	-	-	-	-	Ti:0.07
S	0.3	0.07	1.6	0.006	0.001	0.003	1.4	-	0.25	-	-	-	-	-
T	0.25	0.5	1.7	0.007	0.001	0.004	1.4	-	0.15	-	-	-	-	-
U	0.22	0.09	0.7	0.006	0.002	0.002	1.1	0.3	0.1	-	-	0.2	-	-
V	0.22	0.1	1.4	0.04	0.018	0.003	1.1	-	0.2	-	-	-	-	Zr:0.005
a	0.42	1.55	2	0.006	0.001	0.002	0.03	-	-	-	-	-	-	-
b	0.05	1.2	2	0.007	0.001	0.003	0.035	-	-	-	-	-	-	-
c	0.22	1.2	1.25	0.06	0.04	0.003	0.04	-	0.2	-	-	-	-	-
d	0.25	3	1	0.006	0.001	0.0025	0.04	-	0.22	-	-	-	-	-
e	0.25	1.15	6	0.007	0.001	0.004	0.035	-	-	-	-	-	-	-
f	0.3	0.001	1.4	0.008	0.001	0.004	0.001	-	-	-	-	-	-	-
g	0.3	0.09	1.2	0.008	0.003	0.002	3	-	0.4	-	-	-	-	-

下線が引かれた欄は、本発明の範囲外である。

[0119]

[表2]

薄鋼板	鋼	熱間圧延		冷却及び巻取り					S
		後段2段の圧延率	仕上温度	CR1	CR2	CT	CR1×(650-CT)	CR3	
		%	°C	°C/s	°C/s	°C	°C ² /s	°C/s	μm ²
A1	A	18	881	60	29	550	6000	0.01	15
A2	A	20	885	40	33	550	4000	0.008	17
A3	A	10	885	50	31	550	5000	0.008	29
B1	B	20	890	60	28	550	6000	0.008	12
B2	B	20	890	60	32	540	6600	0.008	11
B3	B	22	895	50	30	480	8500	0.006	5
C1	C	19	894	40	34	550	4000	0.01	19
C2	C	18	897	50	40	580	3500	0.006	20
D1	D	16	888	40	36	540	4400	0.01	22
D2	D	16	880	60	33	480	10200	0.006	11
D3	D	20	888	60	36	530	7200	0.009	10
E1	E	22	887	40	32	550	4000	0.008	14
E2	E	19	890	60	40	550	6000	0.01	14
F1	F	18	880	40	29	550	4000	0.01	20
F2	F	15	895	50	25	550	5000	0.01	22
F3	F	20	885	60	39	450	12000	0.009	2
F4	F	22	880	60	29	420	13800	0.008	11
G1	G	19	901	50	33	550	5000	0.008	16
G2	G	18	900	40	36	520	5200	0.008	17
H1	H	22	910	50	27	480	8500	0.01	5
H2	H	19	900	30	33	520	3900	0.007	19
H3	H	18	900	60	35	520	7800	0.006	12
H4	H	22	890	<u>10</u>	27	550	<u>1000</u>	0.007	29
I1	I	19	912	60	36	550	6000	0.008	14
I2	I	18	890	40	32	520	5200	0.006	17
J1	J	16	860	50	40	480	8500	0.007	14
J2	J	16	892	40	31	<u>650</u>	<u>0</u>	0.007	30
K1	K	20	845	60	40	540	6600	0.008	11

下線が引かれた欄は、本発明の範囲外である。

[表3]

薄鋼板	鋼	熱間圧延		冷却及び巻取り					S μm^2
		後段2段の圧延率	仕上温度	CR1	CR2	CT	CR1× (650-CT)	CR3	
		%	°C	°C/s	°C/s	°C	°C ² /s	°C/s	
L1	L	22	891	50	40	550	5000	0.008	11
L2	L	19	900	40	29	560	3600	0.01	19
M1	M	18	836	50	27	560	4500	0.008	18
M2	M	16	860	30	36	<u>700</u>	<u>-1500</u>	0.008	36
N1	N	16	849	60	27	550	6000	0.009	18
N2	N	20	840	60	40	550	6000	0.006	12
O1	O	22	935	40	32	580	2800	0.007	16
O2	O	22	910	50	40	540	5500	0.006	11
P1	P	19	906	60	32	480	10200	0.007	7
P2	P	18	900	60	30	550	6000	0.009	15
Q1	Q	16	878	50	32	580	3500	0.008	23
Q2	Q	16	885	40	25	540	4400	0.009	22
R1	R	20	864	50	39	480	8500	0.009	8
R2	R	22	875	<u>10</u>	32	550	<u>1000</u>	0.007	29
S1	S	18	888	40	36	550	4000	0.009	20
S2	S	22	895	50	32	550	5000	0.009	11
T1	T	19	908	60	31	580	4200	0.01	16
T2	T	18	895	60	26	540	6600	0.008	14
U1	U	16	918	50	34	480	8500	0.008	14
V1	V	16	903	40	28	530	4800	0.007	21
a1	<u>a</u>	18	858	50	28	550	5000	0.008	17
b1	<u>b</u>	18	901	50	26	550	5000	0.007	17
c1	<u>c</u>	18	905	50	32	550	5000	0.006	17
d1	<u>d</u>	18	901	50	33	550	5000	0.01	17
e1	<u>e</u>	18	879	50	37	550	5000	0.01	17
f1	<u>f</u>	18	890	50	31	550	5000	0.008	17
g1	<u>g</u>	18	893	50	36	550	5000	0.009	17

下線が引かれた欄は、本発明の範囲外である。

[0121]

[表4]

薄鋼板	冷間圧延	加熱及び焼鈍			冷却及び保持			P	合金化
	圧下率	加熱速度	焼鈍温度	焼鈍時間	冷却速度	保持温度	保持時間		合金化温度
	%	°C/s	°C	s	°C/s	°C	s		°C
A1	50	0.5	800	86	40	400	400	167	めっきなし
A2	45	0.5	780	90	150	400	300	154	めっきなし
A3	45	2.2	780	30	150	400	100	<u>70</u>	めっきなし
B1	60	1.9	840	85	40	400	300	218	440
B2	50	1.6	850	90	4	450	40	236	440
B3	45	2	<u>980</u>	70	40	380	40	474	410
C1	55	0.6	800	60	40	425	300	133	460
C2	60	1.2	850	90	4	450	40	145	460
D1	50	1.6	775	90	50	400	300	119	めっきなし
D2	45	2.4	820	80	100	425	300	217	めっきなし
D3	50	2.2	<u>660</u>	80	100	380	300	189	めっきなし
E1	45	2	800	90	40	425	300	187	めっきなし
E2	55	1.8	800	80	100	425	300	194	めっきなし
F1	60	1.7	775	85	50	400	200	134	めっきなし
F2	55	1.8	840	70	100	425	300	117	めっきなし
F3	60	30	820	70	100	<u>220</u>	300	598	めっきなし
F4	50	0.5	800	65	100	<u>550</u>	300	198	めっきなし
G1	45	1.4	800	90	40	425	300	172	めっきなし
G2	50	1.4	800	80	100	400	300	146	めっきなし
H1	45	2.3	775	90	50	400	150	357	めっきなし
H2	55	2	840	90	100	425	200	144	めっきなし
H3	<u>90</u>	1.8	820	80	120	400	<u>1400</u>	200	めっきなし
H4	55	0.6	800	80	120	425	200	<u>94</u>	めっきなし
I1	60	1.7	775	90	50	400	300	186	めっきなし
I2	70	1.9	780	80	100	380	200	147	めっきなし
J1	45	2.2	800	80	40	380	300	173	めっきなし
J2	50	2.2	800	90	40	425	300	<u>95</u>	めっきなし
K1	45	1	780	90	40	400	400	230	めっきなし

下線が引かれた欄は、本発明の範囲外である。

[0122]

[表5]

薄鋼板	冷間圧延	加熱及び焼鈍			冷却及び保持			P	合金化
	圧下率	加熱速度	焼鈍温度	焼鈍時間	冷却速度	保持温度	保持時間		合金化温度
	%	°C/s	°C	s	°C/s	°C	s		°C
L1	55	2.1	850	90	4	440	40	202	470
L2	60	1.2	775	90	40	440	400	156	470
M1	50	0.8	800	90	4	425	40	171	500
M2	45	1.8	800	90	40	380	300	87	500
N1	50	0.7	840	90	4	425	40	182	500
N2	45	1.1	820	90	40	450	300	265	500
O1	55	2.2	800	90	4	400	40	190	500
O2	50	0.7	800	90	40	425	300	296	500
P1	45	1.1	800	90	4	430	40	450	520
P2	50	2	800	90	40	430	400	207	520
Q1	45	1.8	800	90	4	425	40	137	520
Q2	55	1	775	90	50	430	350	136	520
R1	60	1.6	800	90	4	400	40	401	500
R2	50	1.8	820	90	40	425	300	109	500
S1	45	0.7	840	90	4	380	40	163	500
S2	50	1.2	840	90	40	380	300	287	500
T1	45	0.7	780	90	4	425	40	191	520
T2	55	1.3	775	90	40	440	350	213	520
U1	60	1.9	780	90	4	425	40	221	520
V1	55	0.8	830	90	4	380	40	152	520
a1	50	1.5	800	90	40	400	300	179	めっきなし
b1	50	1	800	90	40	400	300	179	めっきなし
c1	50	1.7	800	90	4	400	300	179	500
d1	50	1.1	800	90	40	400	300	179	500
e1	50	0.6	800	90	4	400	40	179	めっきなし
f1	50	1.4	800	90	40	400	300	179	めっきなし
g1	50	1.1	800	90	40	400	300	179	500

下線が引かれた欄は、本発明の範囲外である。

[0123] このように製作された各薄鋼板を、以下のように評価した。C方向（圧延方向に直角な方向）のJIS5号引張試験片を作製して25°Cで引張試験を行い、引張強さTSと全伸びtELと一様伸びuELとを評価した。同じく、C方向のJIS5号試験片を150°Cのオイルバスに浸漬して引張り試験

を行い、150°Cでの伸び（全伸び） tEL_{150} を評価した。ここでは、この150°Cでの伸びを、温間での伸びとして評価した。さらに、各薄鋼板について、引張強さTS及び150°Cでの伸び tEL_{150} から、下記（12）式で求められる特性指数Eを算出した。

$$E = tEL_{150} + 0.027TS - 56.5 \quad \dots (12)$$

なお、この（12）式の説明については、後述する。

さらに、穴広げ試験により穴広げ性 λ を評価した。

[0124] また、鋼板の圧延方向の断面又は圧延方向に直角な断面を500倍～1000倍で光学顕微鏡により観察し、得られた画像を画像解析装置によって評価した。熱延鋼板中のパーライトの平均面積S及び冷延鋼板中のミクロ組織（フェライトの面積率及び平均粒径、ベイナイトの面積率、残留オーステナイトの平均粒径、マルテンサイトの面積率、焼戻しマルテンサイトの面積率）が定量化された。

なお、フェライト、ベイナイト、パーライト、残留オーステナイトを評価する場合には、測定試料断面をナイトール試薬により腐食した。マルテンサイトを評価する場合には、測定試料断面をレペラー試薬により腐食した。セメンタイトを評価する必要がある場合には、測定試料断面をピクラール試薬により腐食した。

[0125] ここで、フェライト及び残留オーステナイトの平均粒径については、例えば、鋼板断面の任意の箇所を光学顕微鏡を用いて観察し、 $1000\mu m^2$ 以上の範囲における各結晶粒（フェライト粒またはオーステナイト粒）の個数を測定し、平均円相当径によって評価した。

[0126] また、冷延鋼板中のセメンタイトの平均粒径、アスペクト比及び単位面積当たりの個数を求めるために、レプリカサンプルを作製し、透過型電子顕微鏡（TEM）を用いて写真を撮影した。この写真中の20～50個のセメンタイトの面積を求め、1個当たりの面積に換算し、平均円相当径としてセメンタイトの平均粒径を評価した。さらに、セメンタイトの短軸長と長軸長とを測定してアスペクト比を求め、上述の球状化率を算出した。同様に、アス

ペクト比が1以上かつ3以下のセメンタイトの個数をその評価領域で除することにより、このセメンタイトの単位面積当たりの個数（密度）を算出した。なお、セメンタイトの観察には、セメンタイトの粒度分布に応じて、例えば、光学顕微鏡及び走査電子顕微鏡（SEM）を適宜使用することができる。

[0127] 以下に示すように、残留オーステナイトの面積率を、特開2004-269947号公報に開示されたX線回折法により求めた。

母材表面（鋼板表面またはめっき層と鋼板との間の界面）から板厚の7/16だけ内側の面を化学研磨した後、Mo管球（MoK α 線）を用いたX線回折で、フェライトの（200）の回折強度 I_{α} （200）、フェライトの（211）の回折強度 I_{α} （211）、オーステナイトの（220）の回折強度 I_{γ} （220）およびオーステナイトの（311）の回折強度 I_{γ} （311）を測定した。下記（13）式を用いてこれらの回折強度（積分強度）より残留オーステナイトの面積率 V_{γ} （%）を求めた。

$$V_{\gamma} = 0.25 \times \left\{ I_{\gamma}(220) / (1.35 \times I_{\alpha}(200) + I_{\gamma}(220)) + I_{\gamma}(220) / (0.69 \times I_{\alpha}(211) + I_{\gamma}(220)) + I_{\gamma}(311) / (1.5 \times I_{\alpha}(200) + I_{\gamma}(311)) + I_{\gamma}(311) / (0.69 \times I_{\alpha}(211) + I_{\gamma}(311)) \right\} \dots (13)$$

[0128] また、鋼板の1/2板厚部の残留オーステナイト相について、{100} <001>方位、{110} <111>方位、{110} <001>方位および{110} <111>~{110} <011>方位群のランダム強度比の平均値を、以下のようにして測定した。まず、鋼板を機械研磨及びバフ研磨後、更に電解研磨して歪みを除去し、1/2板厚部が測定面になるように調整された試料を用いて、X線回折を行った。なお、特定の方位への集積を持たない標準試料のX線回折も測定試料と同じ条件で行った。次に、X線回折によって得られたオーステナイト相の{200}、{311}、{220}の各極点図を基に級数展開法でODF（結晶方位分布関数）を得た。この

ODFから、 $\{100\} \langle 001 \rangle$ 方位及び $\{110\} \langle 112 \rangle$ 方位、 $\{110\} \langle 001 \rangle$ 方位並びに $\{110\} \langle 112 \rangle \sim \{110\} \langle 001 \rangle$ 方位群のランダム強度比の平均値を求めた。これらのランダム強度比の平均値から上記(7)式中の $2X+Y$ 及び $\{110\} \langle 111 \rangle / \{110\} \langle 001 \rangle$ を算出した。

[0129] 結果を表6～9に示す。なお、これら表6～9では、フェライトをF、残留オーステナイトを γ 、ベイナイトをB、マルテンサイトをM、焼戻しマルテンサイトをM'、セメンタイトを θ と略記している。

[0130]

[表6]

薄 鋼 板	F+Bの 面積率	γ の 面積率	Mの 面積率	Fの 面積率	B+M'の 面積率	Pの 面積率	Fの 粒径	γ の 粒径	θ の 粒径	球状 化率	θ の 密度
	%	%	%	%	%	%	μm	μm	μm	%	個/ μm
A1	60	17	9	50	10	0	5.8	2.4	0.3	73.9	0.051
A2	60	17	8	40	20	0	4.8	2.5	0.3	79.3	0.045
A3	55	18	10	38	17	0	15.2	8.0	<u>1.2</u>	<u>20.0</u>	0.170
B1	62	11	3	40	22	0	3.9	2.5	0.2	79.3	0.050
B2	62	11	6	30	32	3	5.0	3.5	0.2	57.7	0.057
B3	25	<u>1</u>	<u>23</u>	0	54	0	6.5	4.1	0.1	<u>3.0</u>	0.200
C1	67	10	4	40	27	0	2.9	2.4	0.3	84.2	0.031
C2	66	10	2	17	49	2	5.0	3.5	0.3	57.7	0.033
D1	53	14	11	40	13	0	3.8	2.5	0.4	79.3	0.042
D2	53	14	5	35	18	0	5.4	2.4	0.3	84.2	0.050
D3	100	<u>0</u>	0	100	25	0	8.3	-	1.0	90.0	0.700
E1	60	12	3	40	20	0	4.1	2.4	0.3	84.2	0.058
E2	61	12	3	40	21	0	7.4	2.4	0.3	84.2	0.058
F1	65	19	5	55	10	0	7.2	2.7	0.5	73.6	0.052
F2	54	18	5	27	27	0	6.8	2.4	0.5	84.2	0.049
F3	54	<u>1</u>	5	40	34	0	9.4	3.1	0.1	64.4	0.057
F4	74	5	5	40	34	0	2.9	1.8	<u>1.4</u>	70.0	0.018
G1	67	10	2	43	24	0	3.6	2.4	0.2	84.2	0.043
G2	67	10	2	55	12	0	6.4	2.5	0.3	79.3	0.040
H1	58	16	7	30	28	0	8.3	2.9	0.1	69.6	0.040
H2	58	16	7	20	38	0	4.4	2.6	0.3	78.2	0.045
H3	77	<u>0</u>	7	37	40	0	3.1	2.0	<u>1.2</u>	87.1	0.013
H4	48	15	7	30	18	0	4.5	2.6	<u>1.1</u>	78.2	0.014
I1	50	16	8	37	13	0	6.3	2.5	0.3	79.3	0.030
I2	52	16	7	38	14	0	7.2	2.9	0.4	70.0	0.051
J1	46	19	8	35	11	0	6.9	2.7	0.8	75.3	0.038
J2	47	21	7	33	14	0	3.0	2.4	<u>2.0</u>	84.2	0.200
K1	39	24	10	29	10	0	9.2	2.4	0.3	73.9	0.050

下線が引かれた欄は、本発明の範囲外である。

[0131]

[表7]

薄鋼板	F+Bの面積率	γ の面積率	Mの面積率	Fの面積率	B+M'の面積率	Pの面積率	Fの粒径	γ の粒径	θ の粒径	球状化率	θ の密度
	%	%	%	%	%	%	μm	μm	μm	%	個/ μm
L1	68	10	4	28	40	1	5.4	3.5	0.2	56.4	0.052
L2	68	10	2	55	13	0	3.4	2.2	0.3	81.2	0.037
M1	53	14	10	40	13	3	9.4	3.7	0.3	54.5	0.047
M2	51	15	6	40	11	0	5.3	2.7	<u>1.2</u>	75.3	0.170
N1	51	15	12	23	28	3	5.2	3.7	0.3	54.5	0.052
N2	48	15	7	34	14	0	4.7	2.2	0.2	89.2	0.067
O1	56	13	9	40	16	2	7.0	3.9	0.4	51.3	0.051
O2	56	13	5	40	16	0	3.0	2.4	0.3	84.2	0.067
P1	63	11	5	46	17	1	11.0	3.6	0.2	55.1	0.094
P2	62	12	3	30	32	0	7.1	2.2	0.3	79.4	0.056
Q1	53	14	11	40	13	2	5.8	3.7	0.5	54.5	0.044
Q2	54	14	5	39	15	0	4.2	2.3	0.5	87.5	0.043
R1	57	17	9	37	20	2	4.0	3.9	0.3	51.3	0.040
R2	57	17	4	28	29	0	6.8	2.4	<u>1.4</u>	84.2	0.190
S1	52	19	11	35	17	4	9.5	4.1	0.4	67.0	0.056
S2	51	20	6	37	14	0	4.2	2.7	0.3	75.3	0.040
T1	56	13	9	40	16	2	6.3	3.7	0.4	54.5	0.054
T2	55	13	5	38	17	0	3.8	2.2	0.4	89.6	0.057
U1	71	9	3	58	13	2	7.9	3.7	0.3	54.5	0.057
V1	62	12	6	49	13	3	6.5	4.1	0.4	60.0	0.047
a1	47	21	15	32	15	0	5.9	2.5	<u>1.4</u>	79.3	0.180
b1	69	<u>1</u>	2	32	37	0	4.0	2.5	0.1	79.3	0.042
c1	61	12	3	50	11	2	5.4	2.5	0.3	79.3	0.053
d1	56	13	4	45	11	0	6.4	2.5	0.2	79.3	0.030
e1	37	5	<u>23</u>	20	17	0	8.9	3.9	0.4	51.3	0.010
f1	58	<u>1</u>	4	37	21	0	5.6	2.5	<u>2.0</u>	79.3	0.200
g1	53	19	5	20	33	0	5.2	2.5	0.2	79.3	0.050

下線が引かれた欄は、本発明の範囲外である。

[0132]

[表8]

鋼	2X+Y	$\frac{\{110\}\langle 111 \rangle}{\{110\}\langle 001 \rangle}$	TS	tEL	tEL ₁₅₀	E	uEL	λ
	-	-	N/mm ²	%	%	-	%	%
A1	8.0	1.4	1312	17.6	23.0	1.9	15.4	34.7
A2	8.1	2.2	1300	17.7	23.1	1.7	14.4	37.5
A3	5.0	2.1	1380	12.9	13.0	<u>-6.3</u>	9.9	30.0
B1	8.4	2.2	753	28.4	41.8	5.7	24.3	38.2
B2	7.9	1.8	773	27.7	40.6	5.0	23.3	38.8
B3	8.4	1.3	1523	12.0	12.0	<u>-3.4</u>	10.0	15.0
C1	1.5	1.6	614	34.1	45.0	5.0	29.1	39.2
C2	6.7	2.1	654	32.2	42.5	3.6	26.9	39.8
D1	6.2	2.1	1044	21.3	30.0	1.7	18.7	35.9
D2	9.2	1.4	1029	21.6	31.5	2.7	18.6	36.6
D3	6.9	1.6	1100	14.4	20.7	<u>-6.1</u>	10.9	58.3
E1	11.1	1.7	824	26.2	38.1	3.8	22.7	37.4
E2	6.3	2.0	790	27.2	39.8	4.6	23.6	37.5
F1	8.2	1.5	1013	23.3	33.3	4.2	20.2	34.2
F2	6.2	2.0	990	23.7	34.0	4.2	21.4	33.1
F3	4.9	1.5	1009	15.0	18.1	<u>-11.1</u>	9.0	38.0
F4	10.7	7.4	992	15.7	25.8	<u>-3.9</u>	8.2	32.0
G1	10.2	1.7	634	33.1	45.1	5.7	29.5	37.4
G2	6.0	2.2	620	33.8	45.9	6.2	28.3	39.9
H1	7.0	2.2	1189	19.1	26.6	2.2	16.7	35.3
H2	7.3	1.6	1188	19.1	25.6	1.2	15.5	38.0
H3	7.3	2.2	1200	15.0	15.0	<u>-9.1</u>	9.0	30.0
H4	10.7	2.1	1170	17.4	18.4	<u>-6.6</u>	14.3	28.0
I1	6.8	1.9	1239	18.4	25.9	2.8	15.0	37.8
I2	6.3	1.5	1199	19.0	26.5	2.3	15.4	37.9
J1	8.9	1.2	1230	19.3	28.2	4.9	16.8	33.9
J2	6.3	2.0	1210	18.1	20.1	<u>-3.7</u>	15.9	26.0
K1	4.8	1.2	1433	17.6	23.5	5.7	15.6	31.2

下線が引かれた欄は、本発明の範囲外である。

[表9]

鋼	2X+Y	$\frac{[110]\langle 111 \rangle}{[110]\langle 001 \rangle}$	TS	tEL	tEL ₁₅₀	E	uEL	λ
	-	-	N/mm ²	%	%	-	%	%
L1	7.8	1.4	601	34.8	51.0	10.8	31.0	37.5
L2	9.1	2.2	599	34.9	49.2	8.9	31.2	37.5
M1	9.6	1.6	1020	21.8	29.9	0.9	19.1	36.0
M2	5.3	1.2	1080	19.7	21.7	<u>-5.6</u>	16.5	23.0
N1	7.9	2.2	1088	20.6	28.7	1.5	17.7	36.3
N2	6.6	2.0	1170	19.4	27.0	2.1	15.7	38.1
O1	6.1	1.9	941	23.3	33.9	2.8	20.1	36.9
O2	7.8	1.1	950	23.1	34.1	3.3	19.3	38.2
P1	8.4	1.7	739	28.9	45.4	8.9	23.9	39.6
P2	9.1	1.7	780	27.5	41.7	6.2	23.5	38.2
Q1	7.4	1.2	1039	21.4	31.1	2.6	17.8	37.9
Q2	8.2	1.2	1001	22.1	32.2	2.8	18.4	38.0
R1	9.5	1.1	927	25.0	37.7	6.2	22.9	33.0
R2	8.3	1.4	900	23.7	25.7	<u>-6.5</u>	20.9	18.0
S1	6.7	2.2	1065	22.3	31.9	4.1	19.6	33.5
S2	7.1	1.8	1100	21.7	31.4	4.6	19.8	32.1
T1	8.2	2.2	951	23.1	34.7	3.8	18.9	38.9
T2	4.8	1.8	960	22.9	34.4	3.9	19.4	37.5
U1	6.5	1.3	515	40.1	65.8	23.2	34.5	39.4
V1	7.5	1.6	779	27.6	41.2	5.7	22.8	39.5
a1	8.2	2.0	1220	15.0	20.6	<u>-3.0</u>	12.8	30.0
b1	5.5	1.6	551	31.2	31.2	<u>-10.4</u>	8.7	39.0
c1	8.4	2.7	807	16.7	25.0	<u>-9.7</u>	12.0	34.0
d1	5.3	2.7	942	17.3	26.9	<u>-4.1</u>	13.4	31.0
e1	7.1	1.1	1510	8.9	15.4	<u>-0.4</u>	7.0	32.0
f1	9.6	1.7	881	18.8	20.8	<u>-11.9</u>	12.0	26.0
g1	9.0	2.7	1044	17.7	26.4	<u>-1.9</u>	15.2	29.0

下線が引かれた欄は、本発明の範囲外である。

[0134] 実施例の薄鋼板は、いずれも強度と成形性（伸び及び穴広げ性）とのバランスが優れていた。また、薄鋼板E2は、薄鋼板E1に比べ、加工時の面内

異方性が小さかった。

- [0135] 薄鋼板A 3では、焼鈍条件（焼鈍パラメータP）が上記（4）式を満足しないため、セメンタイトの平均粒径が $1\mu\text{m}$ 超であり、セメンタイトの球状化率が30%未満であった。そのため、十分な成形性を確保できなかった。また、熱間圧延の後段2段の圧下率の合計が小さく、薄鋼板A 1及びA 2に比べ残留オーステナイトの平均粒径が大きかった。
- [0136] 薄鋼板B 3では、焼鈍の平均加熱温度（焼鈍温度）が 900°C 超であるため、残留オーステナイトの面積率が2%未満であり、マルテンサイトの面積率が20%超であり、セメンタイトの球状化率が30%未満であった。そのため、引張強さTSが過剰に増加し、十分な成形性を確保できなかった。
- [0137] 薄鋼板D 3では、焼鈍の平均加熱温度が 750°C 未満であるため、残留オーステナイトの面積率が2%未満であった。そのため、十分な成形性を確保できなかった。
- [0138] 薄鋼板F 3では、保持温度が 300°C 未満であるため、残留オーステナイトの面積率が2%未満であった。そのため、十分な成形性を確保できなかった。
- [0139] 薄鋼板F 4では、保持温度が 500°C 超であるため、セメンタイトの平均粒径が $1\mu\text{m}$ 超であった。そのため、十分な成形性を確保できなかった。
- [0140] 薄鋼板H 3では、冷間圧延の圧下率が85%超であり、保持時間が1200s超であるため、残留オーステナイトの面積率が2%未満であり、セメンタイトの平均粒径が $1\mu\text{m}$ 超であった。そのため、十分な成形性を確保できなかった。
- [0141] 薄鋼板H 4及びR 2では、熱間圧延後の冷却において、前段の冷却帯での平均冷却速度が 15°C 未満であり、かつ、焼鈍条件が上記（4）式を満足しないため、セメンタイトの平均粒径が $1\mu\text{m}$ 超であった。そのため、十分な成形性を確保できなかった。
- [0142] 薄鋼板J 2及びM 2では、巻取温度が 600°C 超であり、かつ、焼鈍条件が上記（4）式を満足しないため、セメンタイトの平均粒径が $1\mu\text{m}$ 超であ

った。そのため、十分な成形性を確保できなかった。

[0143] 鋼 a ~ g を用いて製作した薄鋼板 a 1 ~ g 1 については、鋼成分が適切でなかった。薄鋼板 a 1 (鋼 a) では、C 量が 0.40% 超であり、セメンタイト平均粒径が 1% 超であった。薄鋼板 b 1 (鋼 b) では、C 量が 0.10% 未満であり、残留オーステナイトの面積率が 2% 未満であった。薄鋼板 c 1 (鋼 c) では、P 量が 0.05% 超であり、S 量が 0.02% 超であった。薄鋼板 d 1 (鋼 d) では、Si 量が 2.5% 超であった。薄鋼板 e 1 (鋼 e) では、Mn 量が 4.0% 超であり、マルテンサイトの面積率が 20% 超であった。薄鋼板 f 1 (鋼 f) では、Si 量が 0.005% 未満であり、オーステナイトの面積率が 2% 未満であり、セメンタイトの平均粒径が $1\ \mu\text{m}$ 超であった。薄鋼板 g 1 (鋼 g) では、Al 量が 2.5% 超であり、Mo 量が 0.3% 超であった。そのため、これらの薄鋼板 a 1 ~ g 1 では、強度と成形性とのバランスが悪化した。

[0144] ここで、引張強さと 150°C での伸びとの関係について説明する。図 8 は、引張強さ TS (N/mm^2) と 150°C での伸び tEL_{150} (%) との関係を示す図である。なお、図 8 には、表 6 ~ 9 に示した引張強さ TS の値及び 150°C での伸び tEL_{150} を用いている。

[0145] 図 8 から明らかなように、比較例と同じ引張強さが得られる場合には、実施例の薄鋼板は、比較例に比べて 150°C での伸びが極めて高いことが確認できた。

[0146] また、実施例の薄鋼板は、図 8 に示した (13) 式の直線よりも上の領域に含まれる。

$$tEL_{150} = -0.027TS + 56.5 \quad \dots (13)$$

この直線は、強度と加工性とのバランスを表すために、図 8 の結果から求めている。

[0147] 表 4 ~ 5 中の上記 (12) 式で示される特性指数 E は、このように強度と伸びとのバランスを示す指数である。特性指数 E の値が正であるとき、薄鋼板の引張強さ及び 150°C での伸びの値が、図 8 における (13) 式よりも

上の領域に含まれる。特性指数Eの値が負であるとき、薄鋼板の引張強さ及び150°Cでの伸びの値が、図8における(13)式よりも下の領域に含まれる。

[0148] なお、上述した実施例は、本発明の実施形態を例示したものにすぎず、本発明の薄鋼板及びその製造方法では、特許請求の範囲において種々の変更を加えることができる。

[0149] 例えば、セメントタイトの大きさを変化させる処理でなければ、本発明の薄鋼板に種々の処理を施すことができる。即ち、本発明の薄鋼板は、冷間圧延のままの冷間圧延鋼板、溶融亜鉛めっき鋼板、合金化溶融亜鉛めっき鋼板、電気めっき鋼板のいずれであってもよく、種々の処理を施した場合であっても、本発明の効果を得ることができる。

[0150] また、本発明は、鑄造条件による影響を殆ど受けない。例えば、鑄造方法（連続鑄造またはインゴット鑄造）やスラブ厚の違いの影響は少なく、薄スラブなどの特殊な鑄造及び熱間圧延方法を用いた場合にも、本発明の効果を得ることができる。

産業上の利用可能性

[0151] 本発明によれば、プレス成形等の加工を施したときに、成形加工の対象物に高い成形加工性を付与することができ、高強度鋼板を使用して自動車の車体構造を軽量化する場合においても高い成形加工性を得ることができる。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.10 ~ 0.40%、

Mn : 0.5 ~ 4.0%、

Si : 0.005 ~ 2.5%、

Al : 0.005 ~ 2.5%、

Cr : 0 ~ 1.0%

を含有し、残部が鉄及び不可避免的不純物からなり、

P : 0.05%以下、

S : 0.02%以下、

N : 0.006%以下

に制限し、鋼組織として、面積率で、残留オーステナイトを2~30%含み、マルテンサイトを20%以下に制限し、セメンタイトの平均粒径が0.01 μ m以上1 μ m以下であり、前記セメンタイト中にアスペクト比が1以上かつ3以下であるセメンタイトを30%以上かつ100%以下含む

ことを特徴とする高強度冷延鋼板。

[請求項2]

質量%で、さらに、

Mo : 0.01 ~ 0.3%、

Ni : 0.01 ~ 5%、

Cu : 0.01 ~ 5%、

B : 0.0003 ~ 0.003%、

Nb : 0.01 ~ 0.1%、

Ti : 0.01 ~ 0.2%、

V : 0.01 ~ 1.0%、

W : 0.01 ~ 1.0%、

Ca : 0.0001 ~ 0.05%、

Mg : 0.0001 ~ 0.05%、

Zr : 0.0001~0.05%、

REM : 0.0001~0.05%

の1種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の高強度冷延鋼板。

[請求項3] Si と Al との合計量が0.5%以上かつ2.5%以下であることを特徴とする請求項1または2に記載の高強度冷延鋼板。

[請求項4] 残留オーステナイトの平均粒径が $5\mu m$ 以下であることを特徴とする請求項1または2に記載の高強度冷延鋼板。

[請求項5] 前記鋼組織として、面積率で、フェライトを10~70%含むことを特徴とする請求項1または2に記載の高強度冷延鋼板。

[請求項6] 前記鋼組織として、面積率で、フェライトとベイナイトとを合計で10~70%含むことを特徴とする請求項1または2に記載の高強度冷延鋼板。

[請求項7] 前記鋼組織として、面積率で、ベイナイトと焼戻しマルテンサイトとの合計を10~75%含むことを特徴とする請求項1または2に記載の高強度冷延鋼板。

[請求項8] フェライトの平均粒径が $10\mu m$ 以下であることを特徴とする請求項1または2に記載の高強度冷延鋼板。

[請求項9] 前記アスペクト比が1以上かつ3以下のセメンタイトを $1\mu m^2$ あたり0.003個以上かつ0.12個以下含むことを特徴とする請求項1または2に記載の高強度冷延鋼板。

[請求項10] 板厚の中心部における、前記残留オーステナイトの $\{100\} <001>$ 方位のランダム強度比 X と前記残留オーステナイトの $\{110\} <111>$ ~ $\{110\} <001>$ 方位群のランダム強度比の平均値 Y とが、下記(14)式を満足することを特徴とする請求項1または2に記載の高強度冷延鋼板。

$$4 < 2X + Y < 10 \quad \dots (14)$$

[請求項11] 板厚の中心部における、前記残留オーステナイトの $\{110\} <0$

0 1 > 方位のランダム強度比に対する前記残留オーステナイトの { 1 1 0 } < 1 1 1 > 方位のランダム強度比の比が 3. 0 以下であることを特徴とする請求項 1 または 2 に記載の高強度冷延鋼板。

[請求項12] 少なくとも片面に、亜鉛めっき層をさらに有することを特徴とする請求項 1 または 2 に記載の高強度冷延鋼板。

[請求項13] 少なくとも片面に、合金化溶融亜鉛めっき層をさらに有することを特徴とする請求項 1 または 2 に記載の高強度冷延鋼板。

[請求項14] 請求項 1 または 2 に記載の成分組成を有する鑄片に対して 8 2 0 °C 以上の仕上温度で熱間圧延を施して熱延鋼板を作製する第 1 の工程と ;

この第 1 の工程後、前記熱延鋼板に対して、冷却と、3 5 0 ~ 6 0 0 °C の巻取温度 C T °C での巻取りとを行う第 2 の工程と ;

この第 2 の工程の後の前記熱延鋼板を 3 0 ~ 8 5 % の圧下率で冷間圧延を施して冷延鋼板を作製する第 3 の工程と ;

この第 3 の工程の後、前記冷延鋼板を、加熱し、7 5 0 ~ 9 0 0 °C の平均加熱温度で焼鈍する第 4 の工程と ;

この第 4 の工程の後の前記冷延鋼板を、3 ~ 2 0 0 °C / s の平均冷却速度で冷却し、3 0 0 ~ 5 0 0 °C の温度域で 1 5 ~ 1 2 0 0 s 保持する第 5 の工程と ;

この第 5 の工程の後の前記冷延鋼板を冷却する第 6 の工程と ;
を含み、

前記第 2 の工程では、7 5 0 °C から 6 5 0 °C までの第一平均冷却速度 C R 1 °C / s が 1 5 ~ 1 0 0 °C / s であり、6 5 0 °C から前記巻取温度 C T °C までの第二平均冷却速度 C R 2 °C / s が 5 0 °C / s 以下であり、巻取り後から 1 5 0 °C までの第三平均冷却速度 C R 3 °C / s が 1 °C / s 以下であり、前記巻取温度 C T °C と前記第一平均冷却速度 C R 1 °C / s とが下記 (1 5) 式を満足し、

前記第 4 の工程では、S i 、A l 及び C r の量をそれぞれ質量%で

[S i]、[A l]及び[C r]とした場合に、前記第2の工程後の前記熱延鋼板に含まれるパーライトの平均面積 $S \mu m^2$ と、前記平均加熱温度 $T^\circ C$ と、加熱時間 $t s$ とが、下記(16)式の関係を満たす

ることを特徴とする高強度冷延鋼板の製造方法。

$$1500 \leq CR1 \times (650 - CT) \leq 15000 \quad \dots$$

(15)

$$2200 > T \times \log(t) / (1 + 0.3[S i] + 0.5[A l] + [C r] + 0.5S) > 110 \quad \dots (16)$$

[請求項15] 前記第1の工程では、後段2段の圧下率の合計が15%以上であることを特徴とする請求項14に記載の高強度鋼板の製造方法。

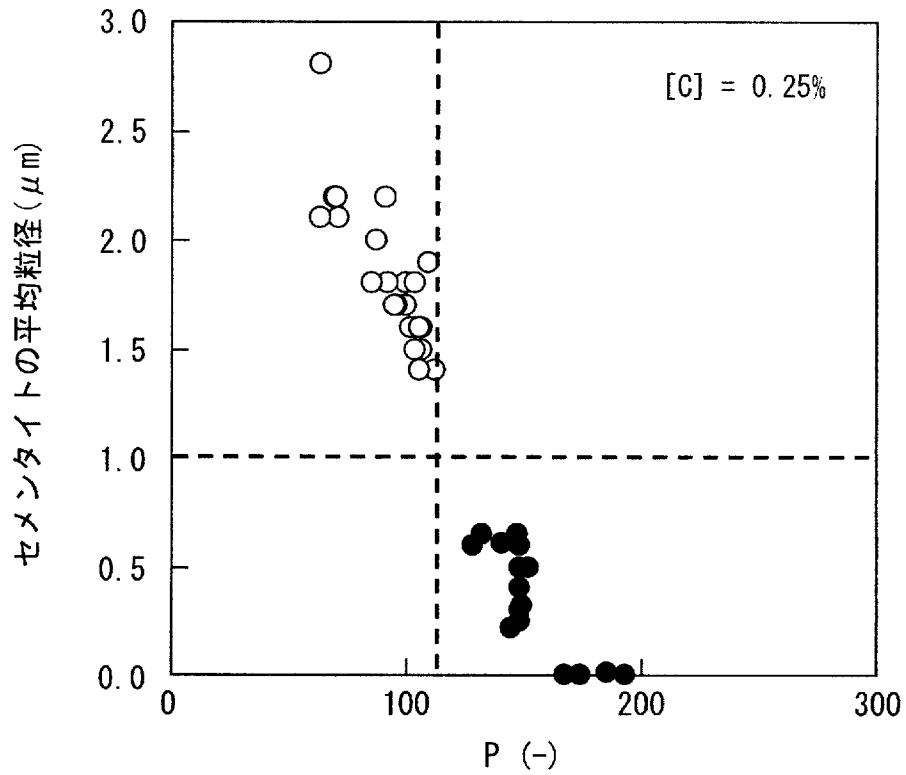
[請求項16] 前記第5の工程の後かつ前記第6の工程の前の前記冷延鋼板に対して、亜鉛めっきを施すことを特徴とする請求項14に記載の高強度冷延鋼板の製造方法。

[請求項17] 前記第5の工程の後かつ前記第6の工程の前の前記冷延鋼板に対して、熔融亜鉛めっきを施し、 $400 \sim 600^\circ C$ で合金化処理を行うことを特徴とする請求項14に記載の高強度冷延鋼板の製造方法。

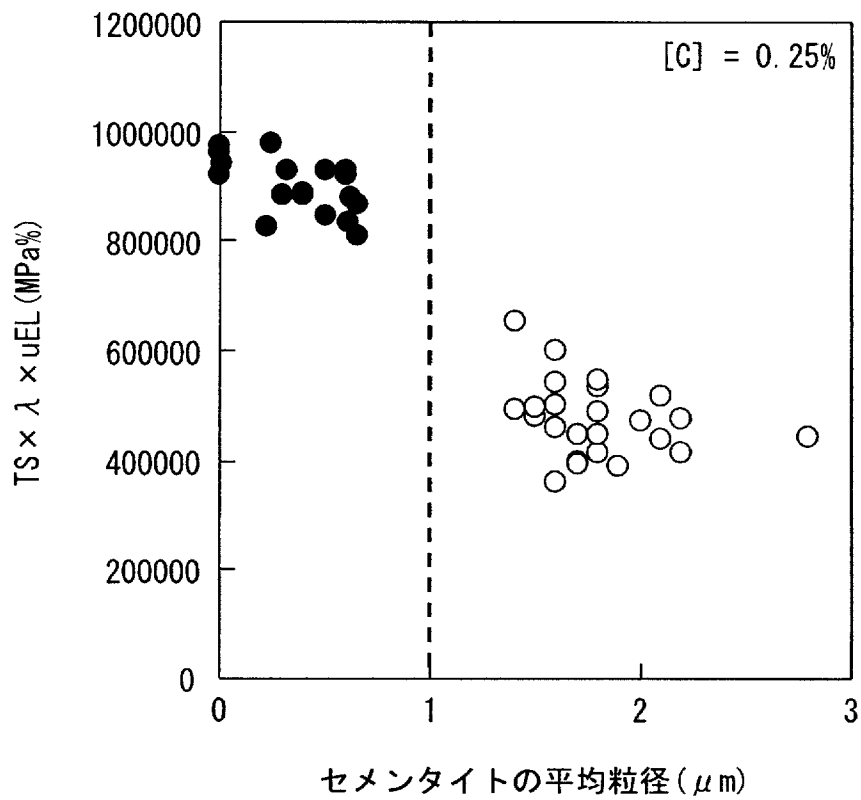
[請求項18] 前記第4の工程では、 $600^\circ C$ 以上かつ $680^\circ C$ 以下での平均加熱速度が $0.1^\circ C/s$ 以上かつ $7^\circ C/s$ 以下であることを特徴とする請求項14に記載の高強度冷延鋼板の製造方法。

[請求項19] 前記第1の工程の前に、前記鋳片を $1000^\circ C$ 以下まで冷却し、 $1000^\circ C$ 以上に再加熱することを特徴とする請求項14に記載の高強度冷延鋼板の製造方法。

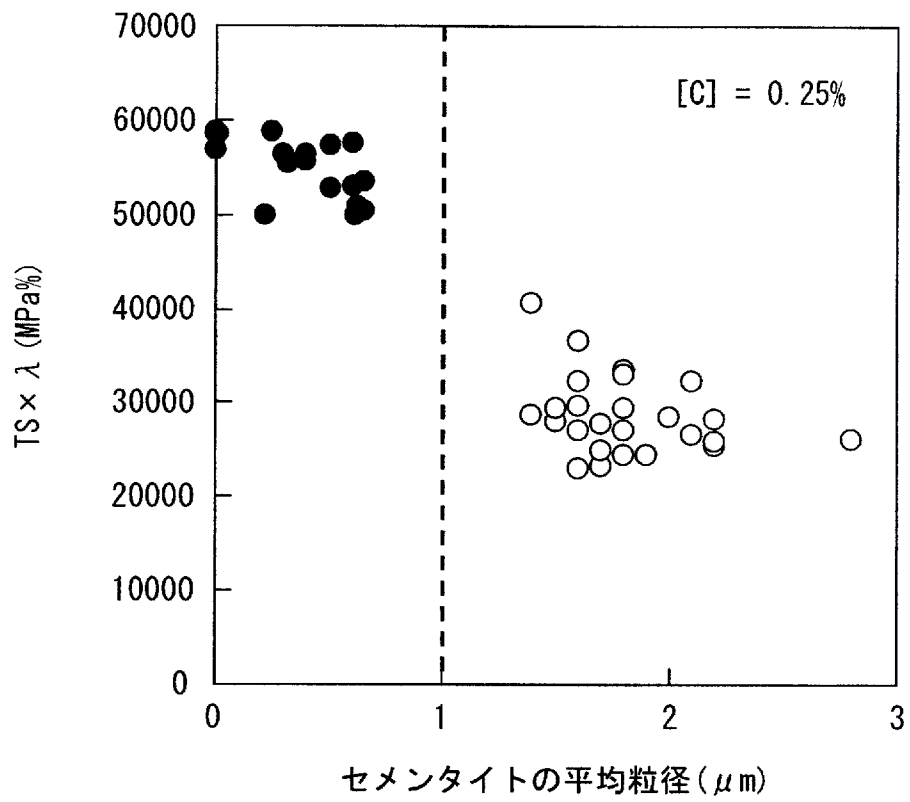
[図1]



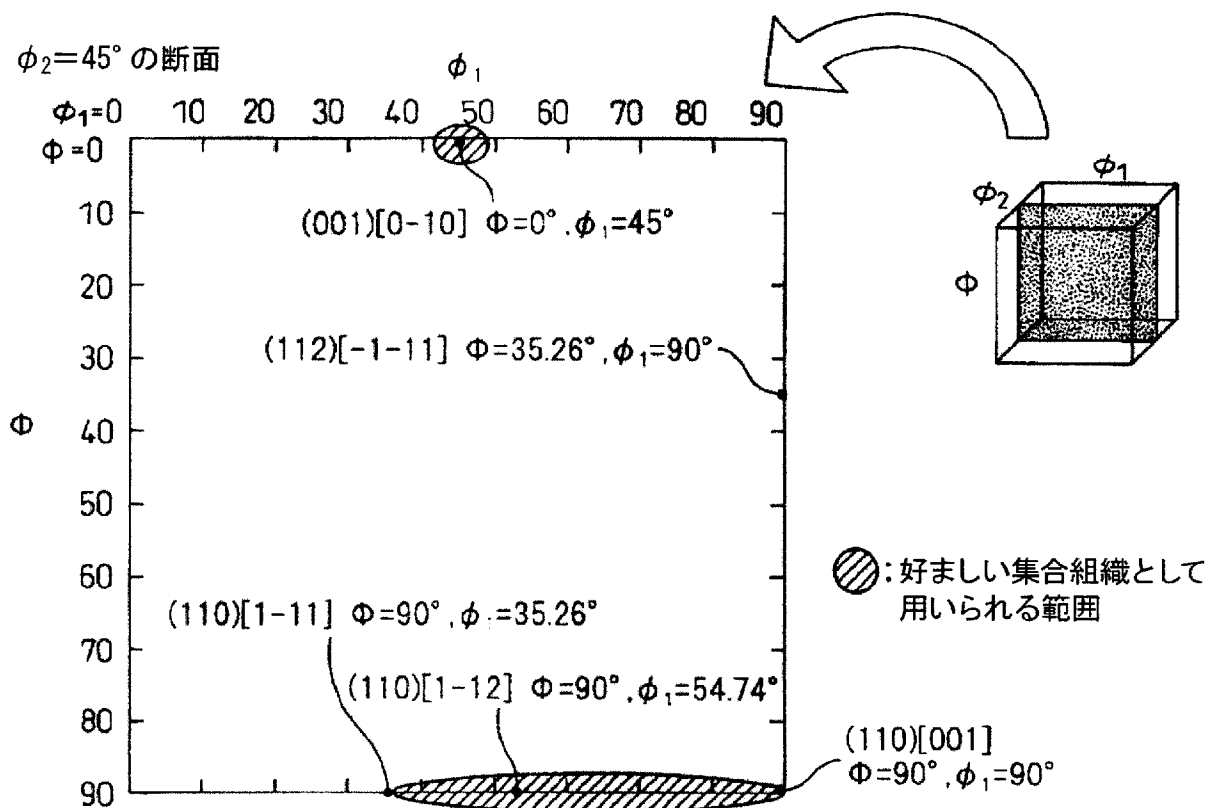
[図2]



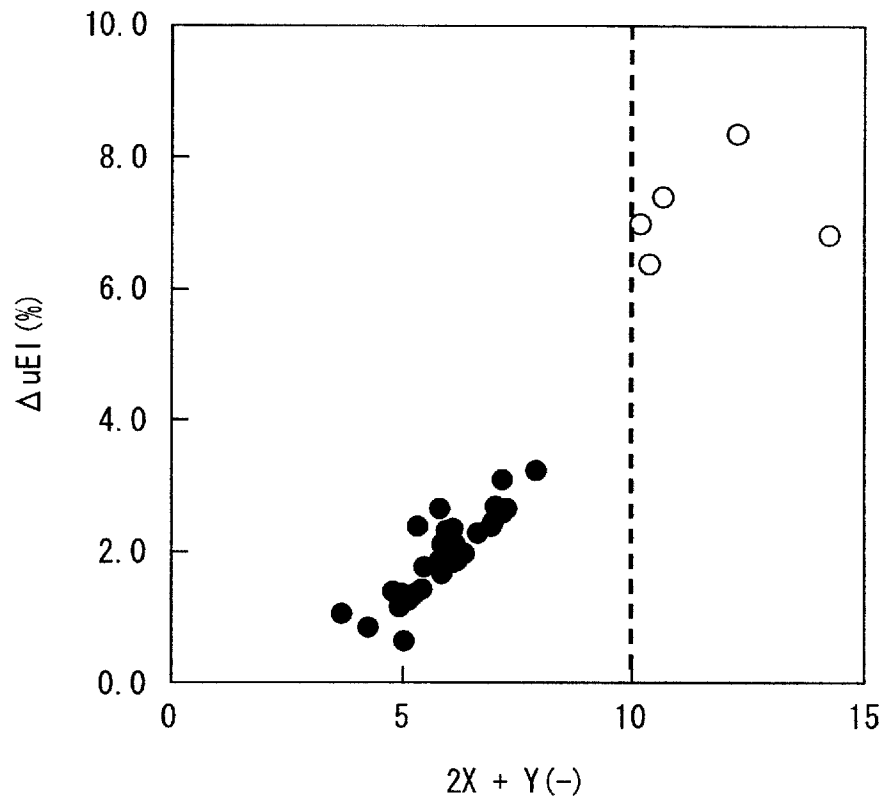
[図3]



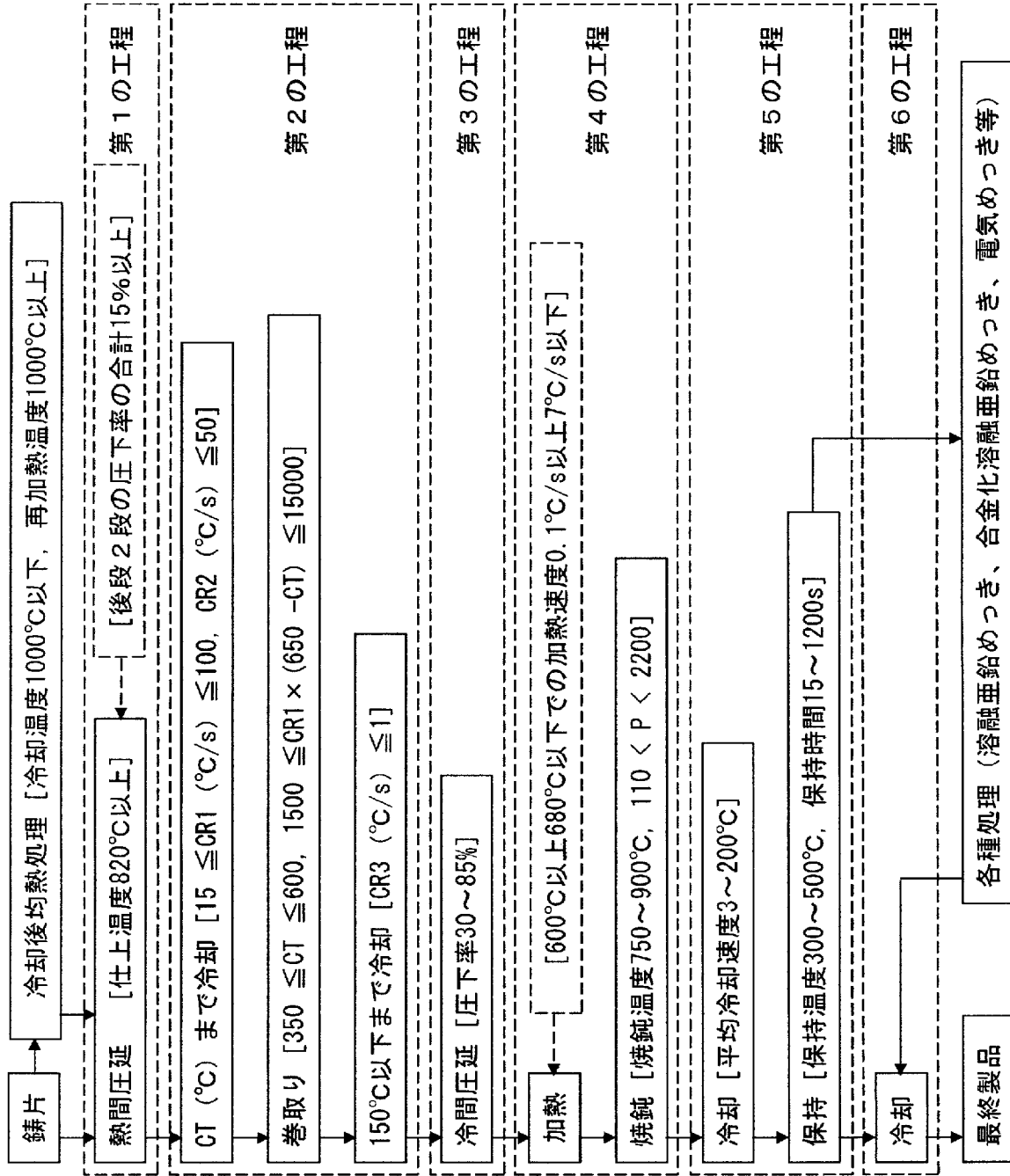
[図4]



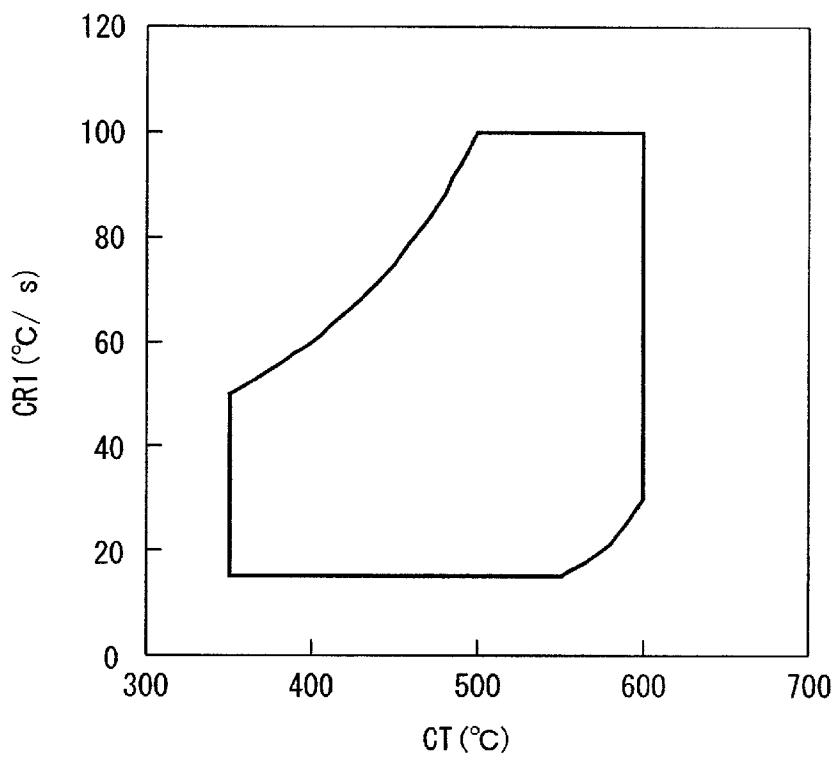
[図5]



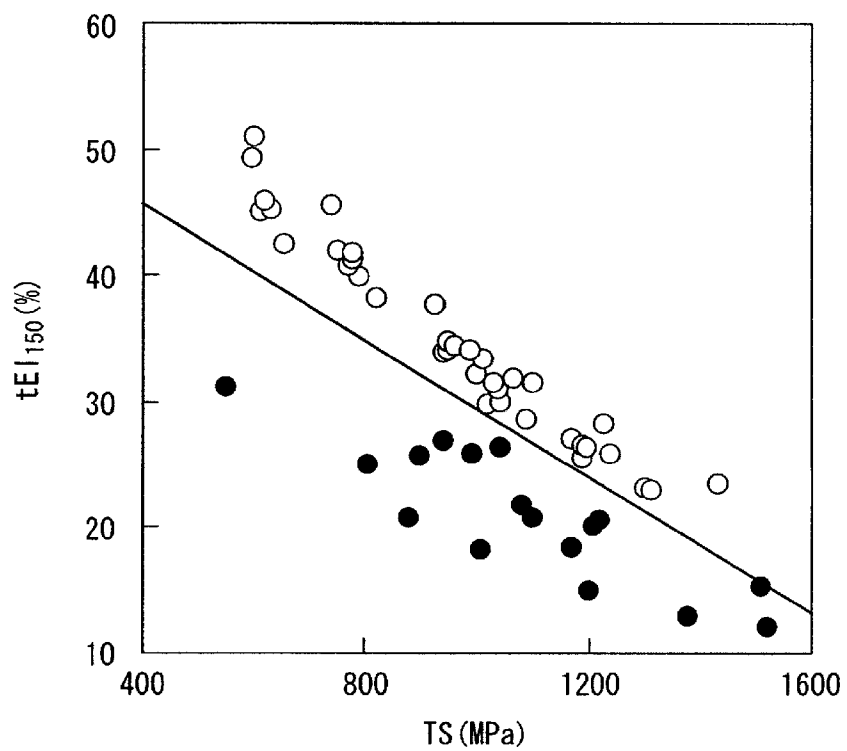
[図6]



[図7]



[図8]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2011/051459

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER C22C38/00(2006.01)i, B21B3/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/38(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C23C2/06(2006.01)i, C23C2/28(2006.01)i, C23C2/40(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) C22C1/00-49/14, B21B3/00, C21D9/46, C23C2/06, C23C2/28, C23C2/40 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 2007-224416 A (JFE Steel Corp.), 06 September 2007 (06.09.2007), (Family: none)	1-19
A	JP 2003-183775 A (JFE Steel Corp.), 03 July 2003 (03.07.2003), (Family: none)	1-19
A	JP 2000-45031 A (NKK Corp.), 15 February 2000 (15.02.2000), (Family: none)	1-19
A	JP 2009-215571 A (Kobe Steel, Ltd.), 24 September 2009 (24.09.2009), & EP 2251448 A1 & WO 2009/110607 A1 & KR 10-2010-0105799 A	1-19
<input checked="" type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input type="checkbox"/> 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 14 April, 2011 (14.04.11)		Date of mailing of the international search report 26 April, 2011 (26.04.11)
Name and mailing address of the ISA/ Japanese Patent Office		Authorized officer
Facsimile No.		Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2011/051459

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
P,A	JP 2010-47786 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 04 March 2010 (04.03.2010), (Family: none)	1-19
P,A	JP 2010-255090 A (Kobe Steel, Ltd.), 11 November 2010 (11.11.2010), (Family: none)	1-19
P,A	JP 2010-255091 A (Kobe Steel, Ltd.), 11 November 2010 (11.11.2010), (Family: none)	1-19

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, B21B3/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/38(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C23C2/06(2006.01)i, C23C2/28(2006.01)i, C23C2/40(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. C22C1/00-49/14, B21B3/00, C21D9/46, C23C2/06, C23C2/28, C23C2/40

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 2007-224416 A (J F E スチール株式会社) 2007. 09. 06, (ファミリーなし)	1 - 19
A	JP 2003-183775 A (J F E スチール株式会社) 2003. 07. 03, (ファミリーなし)	1 - 19
A	JP 2000-45031 A (日本鋼管株式会社) 2000. 02. 15, (ファミリーなし)	1 - 19

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	の日の後に公表された文献
「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技术水準を示すもの	「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 14. 04. 2011	国際調査報告の発送日 26. 04. 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) 河野 一夫 電話番号 03-3581-1101 内線 3435

4K 9833

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	JP 2009-215571 A (株式会社神戸製鋼所) 2009. 09. 24, & EP 2251448 A1 & WO 2009/110607 A1 & KR 10-2010-0105799 A	1 - 19
P, A	JP 2010-47786 A (住友金属工業株式会社) 2010. 03. 04, (ファミリーなし)	1 - 19
P, A	JP 2010-255090 A (株式会社神戸製鋼所) 2010. 11. 11, (ファミリーなし)	1 - 19
P, A	JP 2010-255091 A (株式会社神戸製鋼所) 2010. 11. 11, (ファミリーなし)	1 - 19