

(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
2020年1月2日(02.01.2020)



(10) 国際公開番号

WO 2020/004661 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C21D 9/46 (2006.01)
B21B 1/22 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2019/025975
- (22) 国際出願日: 2019年6月28日(28.06.2019)
- (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 2018-124974 2018年6月29日(29.06.2018) JP
- (71) 出願人: 日本製鉄株式会社 (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: 脇田 昌幸 (WAKITA Masayuki); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 畑 顕吾 (HATA Kengo); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 伊藤 一真 (ITO Kazuma); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 藤原 知哉 (FUJIWARA Kazuki); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 河野 佳織 (KAWANO Kaori); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 林 宏太郎 (HAYASHI Koutarou); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP).
- (74) 代理人: 棚井 澄雄, 外 (TANAI Sumio 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, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国(表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

- 一 国際調査報告 (条約第21条(3))

(54) Title: HIGH-STRENGTH STEEL PLATE AND MANUFACTURING METHOD THEREOF

(54) 発明の名称: 高強度鋼板およびその製造方法

(57) Abstract: This high-strength steel plate has a predetermined chemical composition and a metal structure which consists of: 70.0-95.0 area% of martensite; 5.0-30.0 area% of residual austenite; and 0-10.0% being the remainder, wherein the average-particle size of the residual austenite is 0.2-2.0 μm , the average Mn concentration $[\text{Mn}]_{\gamma}$ in the residual austenite satisfies formula (i): $7.0 \leq [\text{Mn}]_{\gamma} \leq 20.0$, and the C content [C] and the average C concentration $[\text{C}]_{\text{M}}$ satisfy formula (ii): $0.6 \leq [\text{C}]_{\text{M}} / [\text{C}]$.

(57) 要約: この高強度鋼板は、所定の化学組成を有し、金属組織が、面積%で、マルテンサイト: 70.0~95.0%、残留オーステナイト: 5.0~30.0%、残部: 0~10.0%であり、かつ、残留オーステナイトの平均粒径: 0.2~2.0 μm であり、前記残留オーステナイト中の平均Mn濃度 $[\text{Mn}]_{\gamma}$ が $7.0 \leq [\text{Mn}]_{\gamma} \leq 20.0$ (i) 式を満足し、前記C含有量 [C] と前記マルテンサイト中の平均C濃度 $[\text{C}]_{\text{M}}$: とが $0.6 \leq [\text{C}]_{\text{M}} / [\text{C}]$ (ii) 式を満足する。

WO 2020/004661 A1

明 細 書

発明の名称：高強度鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、高強度鋼板およびその製造方法に関する。

本願は、2018年06月29日に、日本に出願された特願2018-124974号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] 近年、地球環境保護の観点から、多くの分野において炭酸ガス排出量削減に関する取り組みが始まっている。自動車メーカーにおいても、低燃費化を目的とした車体軽量化の技術開発が盛んに行われている。しかしながら、乗員の安全確保のために耐衝突特性の向上にも重点が置かれるので、車体軽量化は容易ではない。

[0003] そこで、車体軽量化と耐衝突特性向上とを両立させるべく、高強度鋼板を用いて部材を薄肉化することが検討されている。このため、高い強度と優れた成形性とを兼備する鋼板が強く望まれている。

近年、構造用部材または補強用部材などの自動車用部品に使用される鋼板には、1180MPa以上の高い引張強さで優れた成形性を兼備していることが望まれている。さらに、車体軽量化のために高強度鋼板を用いて薄肉化した部材の剛性確保のため、および乗員の安全性確保の観点から衝突エネルギー吸収特性を向上させるために、高い引張強さに加えて、高い降伏応力を有することが求められている。

[0004] 一般的に、金属組織に残留オーステナイトを含む鋼板は、加工中に残留オーステナイトがマルテンサイト変態することで生じる変態誘起塑性（TRIP）の効果により大きな伸びを示す。そのため、高強度鋼板において優れた成形性を兼備させるには、残留オーステナイトを利用することが有効である。

[0005] 従来、このような残留オーステナイトを活用して、強度、伸びを高めるい

くつかの技術が提案されている。

[0006] 例えば、特許文献1には、残留オーステナイトの占積率が5%~50%であり、かつ残留オーステナイトの平均結晶粒径が5 μ m以下である、引張強さ \times 全伸びが20000MPa \cdot %以上の、耐衝突安全性および成形性に優れた自動車用高強度鋼板が開示されている。

[0007] 特許文献2には、結晶粒内に第2相組織として、平均粒径が500nm以下の残留オーステナイトおよび/またはマルテンサイトを、全組織に対する占積率で3~20%含有させた伸び、および伸びフランジ性に優れた高強度鋼板が開示されている。

[0008] さらに、近年、Mnの含有量が3~10質量%程度であり、多量の残留オーステナイトを含有する中Mn鋼が、強度と延性とのバランスに優れた材料として注目されている。

[0009] 例えば、特許文献3には、質量%でC:0.03%以上0.35%以下、Si:0.5%以上3.0%以下、Mn:3.5%以上10.0%以下、P:0.1%以下、S:0.01%以下、N:0.008%以下を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、面積率で、30.0%以上のフェライトを有し、前記フェライト中のMn量(質量%)を鋼板中のMn量(質量%)で除した値が0.80以下であり、体積率で、10.0%以上の残留オーステナイトを有し、前記残留オーステナイト中のMn量が6.0質量%以上であり、さらに、残留オーステナイトの平均結晶粒径が2.0 μ m以下であることを特徴とする加工性に優れた高強度鋼板が開示されている。

[0010] また、特許文献4には、mass%でC:0.090%以上0.30%未満、Mn:3.5%以上11.0%未満、Si:0.01~2.5%、P:0.05%以下、S:0.05%以下、Al:0.005~0.1%、N:0.01%以下を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成と、体積率で80%以上のマルテンサイト相と、体積率で3.0~20.0%の残留オーステナイト相とからなる組織とを有し、引張強さTS:1500MPa以上でかつ均一伸び $uE1$:6.0%以上の引張特性を有することを特徴

とする高強度ホットプレス部材が開示されている。

[0011] しかしながら、特許文献1に記載される鋼板は、残留オーステナイトの微細化により延性が向上するとされているものの、加工硬化指数を高めて耐衝突安全性を改善するために、主相を軟質なフェライト相とする必要があり、高い引張強さを得ることが困難である。

[0012] また、特許文献2に記載される鋼板は、焼戻マルテンサイトまたはベイナイトの結晶粒内にサブミクロンサイズの微細な残留オーステナイトを分散させることで優れた強度-延性バランスが得られている。しかしながら、特許文献2の技術では、オーステナイト安定化元素としてCuおよびNi等の高価な元素を多量に含有させ、さらに高温で長時間の溶体化処理を行う必要があり、製造コストの上昇および生産性の低下が著しい。

[0013] さらに、特許文献3によれば、3.5%以上10.0%以下のMnを含有する鋼をオーステナイトとフェライトの二相域で焼鈍することで、Mnの濃化により残留オーステナイトが安定化し、980MPa以上の引張強さと24000MPa・%以上の強度-延性バランスを有する高強度鋼板が得られるとされている。しかしながら、特許文献3の鋼板では、良好な延性の確保のために軟質なフェライトを30.0%以上含有する必要があるため、さらなる高強度化は困難である。

[0014] 特許文献4によれば、マルテンサイトを主相とし体積率で3.0~20.0%の残留オーステナイト相を含有することで、引張強さが1500MPa以上の高強度でかつ均一伸びが6.0%以上という優れた強度と均一伸びのバランスが得られている。しかしながら、特許文献4では、部材の剛性確保と衝突エネルギー吸収特性の向上とに有効な降伏応力の向上については考慮されていない。

先行技術文献

特許文献

[0015] 特許文献1：日本国特開平11-61326号公報

特許文献2：日本国特開2005-179703号公報

特許文献3：日本国特開2013-76162号公報

特許文献4：国際公開第2016/063467号

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0016] 本発明は、上述した課題を解決するためになされたものであり、引張強さと降伏応力とがともに高く、かつ優れた延性（伸び）を有する鋼板、およびその製造方法を提供することを目的とする。具体的には、1180MPa以上の引張強さ、800MPa以上の降伏応力、および18000MPa・%以上の強度－延性バランスを有する高強度鋼板およびその製造方法を提供することを目的とする。

課題を解決するための手段

[0017] 本発明は、下記の高強度鋼板およびその製造方法を要旨とする。

[0018] (1) 本発明の一態様に係る高強度鋼板は、化学組成が、質量%で、C：0.08～0.45%、Si：0.05～3.0%、Mn：3.5～10.0%、P：0.10%以下、S：0.030%以下、sol. Al：0.01～2.0%、N：0.010%以下、Ti：0～0.20%、Nb：0～0.10%、V：0～0.50%、Cr：0%以上1.0%未満、Mo：0～0.50%、Ni：0～1.0%、B：0～0.0050%、Ca：0～0.020%、Mg：0～0.020%、REM：0～0.020%、Cu：0～1.0%、Bi：0～0.020%、残部：Feおよび不純物であり、金属組織が、面積%で、マルテンサイト：70.0～95.0%、残留オーステナイト：5.0～30.0%、残部：0～10.0%であり、かつ、残留オーステナイトの平均粒径：0.2～2.0μmであり、前記残留オーステナイト中の平均Mn濃度が下記(i)式を満足し、前記C含有量と前記マルテンサイト中の平均C濃度とが(ii)式を満足する。

$$7.0 \leq [\text{Mn}]_{\gamma} \leq 20.0 \quad \dots (i)$$

$$0.6 \leq [\text{C}]_{\text{M}} / [\text{C}] \quad \dots (ii)$$

但し、上記式中の記号の意味は以下のとおりである。

$[Mn]_{\gamma}$: 前記残留オーステナイト中の前記平均Mn濃度 (質量%)

$[C]$: 鋼板中の前記C含有量 (質量%)

$[C]_M$: 前記マルテンサイト中の前記平均C濃度 (質量%)

(2) 上記(1)に記載の高強度鋼板は、前記化学組成が、質量%で、Ti : 0.005~0.20%、Nb : 0.002~0.10%、およびV : 0.005~0.50%、から選択される1種以上を含有してもよい。

(3) 上記(1)または(2)に記載の高強度鋼板は、前記化学組成が、質量%で、Cr : 0.05%以上1.0%未満、Mo : 0.02~0.50%、Ni : 0.05~1.0%、およびB : 0.0002~0.0050%、から選択される1種以上を含有してもよい。

(4) 上記(1)~(3)のいずれかに記載の高強度鋼板は、前記化学組成が、質量%で、Ca : 0.0005~0.020%、Mg : 0.0005~0.020%、およびREM : 0.0005~0.020%、から選択される1種以上を含有してもよい。

(5) 上記(1)~(4)のいずれかに記載の高強度鋼板は、前記化学組成が、質量%で、Cu : 0.05~1.0%を含有してもよい。

(6) 上記(1)~(5)のいずれかに記載の高強度鋼板は、前記化学組成が、質量%で、Bi : 0.0005~0.020%を含有してもよい。

(7) 本発明の別の態様に係る高強度鋼板の製造方法は、(1)から(6)までのいずれかに記載の化学組成を有するスラブに対して、熱間圧延工程、冷却工程、巻取り工程、一次焼鈍工程、任意の冷間圧延工程、および二次焼鈍工程を順に行う高強度鋼板の製造方法であって、前記熱間圧延工程では、最終圧延パスおよび前記最終圧延パスの1つ前の圧延パスにおける圧下率をそれぞれ15~60%とし、前記最終圧延パスの1つ前の前記圧延パスの圧延完了から前記最終圧延パスの圧延開始までのパス間時間を、下記(v)式を満足させ、前記最終圧延パスの圧延完了温度を A_{r3} 点~1100℃の温度域とし、前記冷却工程では、前記熱間圧延工程後の熱延鋼板に対し、1~10秒の空冷を行った後に、10℃/秒以上の平均冷却速度で冷却し、前記巻

取り工程では、550℃以下の温度域で巻取り、前記一次焼鈍工程では、前記熱延鋼板を、焼鈍温度が（Ac₁点−80℃）～（Ac₃点−55℃）の温度域、かつ、保持時間が下記（v i）式を満足するように保持し、前記二次焼鈍工程では、前記熱延鋼板を、焼鈍温度が、（Ac₃点+30℃）以上、（Ac₃点+200℃）未満の温度域、かつ、保持時間が150秒未満となるように保持した後、Ac₃点～500℃の温度範囲での平均冷却速度が15℃/秒以上となるように500℃以下の温度まで冷却する。

$$0.002 / \exp(-6080 / (T_1 + 273)) \leq t_1 \leq 2.0 \dots (v)$$

$$2.3 \times 10^{-8} \times \exp\{23500 / (T_2 + 273)\} \leq t_2 \leq 4.0 \times 10^5 \dots (vi)$$

但し、上記式中の各記号の意味は以下のとおりである。

t₁：前記最終圧延パスの1つ前の圧延完了から前記最終圧延パスの圧延開始までのパス間時間（秒）

T₁：前記最終圧延パスの1つ前の圧延パスの圧延完了温度（℃）

t₂：前記一次焼鈍の前記焼鈍温度での前記保持時間（秒）

T₂：前記一次焼鈍の前記焼鈍温度（℃）

（8）上記（7）に記載の高強度鋼板の製造方法は、前記冷間圧延工程において、総圧下率を30%以上80%未満としてもよい。

発明の効果

[0019] 本発明の上記態様によれば、高い引張強さおよび降伏応力を有するとともに、優れた延性を有する鋼板を得ることができる。

図面の簡単な説明

[0020] [図1]二次焼鈍保持中の金属組織を示す模式図である。

発明を実施するための形態

[0021] 本発明者らは、Mnの含有量が3～10質量%程度の中Mn鋼の鋼組織と機械特性との関係について鋭意研究を重ねた。その結果、以下の知見を得るに至った。

- [0022] (a) 中Mn鋼で残留オーステナイトを得るためには、フェライトおよびオーステナイトの二相域 ($A_1 \sim A_3$ の温度域) で長時間の熱処理が行われるのが一般的である。この場合、オーステナイト安定化元素であるCおよびMnがオーステナイト中に濃化することで多量の残留オーステナイトが得られる。その結果、延性が向上する。一方で、固溶強化に優れたCがオーステナイトの安定化に消費されるので、高強度化が困難となる。そのため、高い強度と優れた延性とを兼備させるには、Cにより固溶強化されたマルテンサイトを主体とし、Mn濃化により安定化された残留オーステナイトを含有する組織とすることが重要である。
- [0023] (b) マルテンサイトを主体とした鋼組織中に残留オーステナイトを含有させることで、高強度でありながらTRIP効果により、延性向上が図られる。しかしながら、残留オーステナイトが粗大な場合は、加工誘起変態により生じたマルテンサイトによって粗大なボイドが形成されるので早期に局所変形が生じ、延性向上の効果が得られない。一方、残留オーステナイトが微細すぎると、周囲の結晶粒からの三次元的拘束により、変形に対する残留オーステナイトの安定性が過度に高まるので、高強度鋼板ではTRIP効果が十分に発現される前に局所変形が生じて延性の向上が図れない場合がある。そのため、鋼組織中に含有させる残留オーステナイトの平均粒径を適切な範囲に制御することで、高強度であり、かつ優れた延性を有することが可能となる。
- [0024] (c) Cにより固溶強化されたマルテンサイトを主体とした鋼組織中にMn濃化により安定化された残留オーステナイトを含有させる場合、残留オーステナイト中のMn濃度は、延性および降伏応力に大きく影響する。残留オーステナイト中のMn濃度が過度に低い場合、変形に対する残留オーステナイトの安定性が低く、弾性変形中または塑性変形初期にTRIP効果が生じてしまうので、降伏応力が低下するとともに延性向上が図れない。一方、残留オーステナイト中のMn濃度が過度に高い場合は、TRIP効果ではなく双晶誘起塑性 (TWIP) の効果が顕著となり、降伏応力が低下してしまう

。そのため、残留オーステナイト中のMn濃度を適切な範囲に制御することで、引張強さと降伏応力とがともに高く、かつ優れた延性を有する鋼板を得ることが可能となる。

[0025] (d) Cにより固溶強化されたマルテンサイトを主体とし、Mnにより安定化された残留オーステナイトを含有する鋼組織を製造するためには、熱延鋼板に施す焼鈍工程を二回に分けることが有効である。具体的には、まず熱延鋼板に対して、フェライトとオーステナイト、もしくはフェライトとセメンタイトとの二相域またはフェライトとオーステナイトとセメンタイトとの三相域の温度で焼鈍を行って、オーステナイトまたはセメンタイトにCおよびMnを分配させる。その後、オーステナイト単相域で焼鈍を行うことで、Mnの拡散を抑制しつつ、Cのみを拡散させる。この焼鈍によって、Mn濃度の高いオーステナイト領域にCを一部残存させ、Cを周囲に拡散させることができる。その結果、このような焼鈍及び焼鈍後の冷却によって、Mn濃度の高いオーステナイト領域は残留オーステナイト、Mn濃度の低いオーステナイト領域は、一定のC濃度を有するマルテンサイトになり、所望の金属組織が得られる。

[0026] 本発明は、上記の知見に基づいてなされたものである。以下、本発明の一実施形態に係る高強度鋼板（本実施形態に係る鋼板）の各要件について詳しく説明する。

[0027] (A) 化学組成

各元素の限定理由は下記のとおりである。以下の説明において含有量についての「%」は、「質量%」を意味する。また、「～」を用いて表される数値範囲は、特に断りの無い限り、「～」の前後に記載される数値を下限值および上限値として含む範囲を意味する。すなわち、0.08～0.45%とは、0.08%以上、0.45%以下であることを意味する。

[0028] C : 0.08～0.45%

Cは、マルテンサイト中に固溶することで、固溶強化により鋼板の強度を高める作用を有する。C含有量が0.08%未満では固溶強化量が小さく、

所望の鋼板強度を確保することが困難となる。したがって、C含有量は0.08%以上とする。C含有量は0.10%以上であるのが好ましく、0.12%以上であるのがより好ましい。

一方、0.45%を超えてCを含有させた場合、パーライトが優先的に生成してしまい、所望の鋼板強度を確保することが困難となる。したがって、C含有量は0.45%以下とする。C含有量は0.40%以下であるのが好ましい。

[0029] Si : 0.05 ~ 3.0%

Siは、固溶強化により鋼板の強度を高める作用と、脱酸により鋼を健全化する作用と、を有する。さらにSiは、セメンタイトの析出を遅延させ、残留オーステナイトの面積率を高める作用を有し、延性の向上に寄与する元素である。Si含有量が0.05%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0.05%以上とする。

一方、Si含有量が3.0%超になると、鋼板の表面性状、化成処理性および溶接性が著しく劣化する。したがって、Si含有量は3.0%以下とする。Si含有量は2.5%以下であるのが好ましく、2.0%以下であるのがより好ましい。

[0030] Mn : 3.5 ~ 10.0%

Mnは、鋼の焼入れ性を高めてマルテンサイトの生成を促進する作用と、オーステナイト中に固溶して残留オーステナイトを安定化する作用とを有する。Mn含有量が3.5%未満では、目的とするマルテンサイト量および残留オーステナイト量ならびに残留オーステナイト中のMn濃度を確保することが困難である。したがって、Mn含有量は3.5%以上とする。Mn含有量は4.0%以上であるのが好ましく、4.5%以上であるのがより好ましい。

一方、Mn含有量が10.0%を超えると、生成する残留オーステナイト量が多量となり、所望のマルテンサイト量を確保することが困難になる。さらに、オーステナイト中のMn濃度が過度に高まり、TRIP効果ではなく

TWIP効果が顕著となり、降伏応力が低下する。したがって、Mn含有量は10.0%以下とする。Mn含有量は8.0%以下であるのが好ましい。

[0031] P : 0.10%以下

Pは、一般に不純物として含有される元素である。Pは偏析し易い元素であり、その含有量が0.10%を超えると、粒界偏析に起因する成形性および靱性の低下が顕著となる。したがって、P含有量は0.10%以下とする。P含有量は0.050%以下であるのが好ましく、0.030%以下であるのがより好ましく、0.020%以下であるのがさらに好ましい。

一方、Pは、固溶強化により強度を高める効果を有する元素でもある。したがって、Pを積極的に含有させてもよい。P含有量の下限は特に規定する必要はないが、上記の効果を得心たい場合には、0.001%以上とすることが好ましい。

[0032] S : 0.030%以下

Sは、不純物として含有される元素であり、鋼中に硫化物系介在物を形成して鋼板の成形性を低下させる。S含有量が0.030%を超えると、成形性の低下が著しくなる。したがって、S含有量は0.030%以下とする。S含有量は0.010%以下であるのが好ましく、0.005%以下であるのがより好ましく、0.001%以下であるのがさらに好ましい。S含有量の下限は特に規定する必要はないが、精錬コストの上昇を抑制する観点からは0.0001%以上とすることが好ましい。

[0033] sol. Al : 0.01~2.0%

Alは、Siと同様に、鋼を脱酸して鋼板を健全化する作用を有する。さらにAlは、セメンタイトの析出を遅延させ、残留オーステナイトの面積率を高める作用により、延性の向上に寄与する元素である。sol. Al（酸可溶Al）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、sol. Al含有量は0.01%以上とする。sol. Al含有量は0.03%以上であるのが好ましい。

一方、sol. Al含有量が2.0%を超えると、 A_3 変態点が著しく上昇

し、安定した熱間圧延が困難となる。したがって、sol. Al含有量は2.0%以下とする。sol. Al含有量は1.5%以下であるのが好ましく、1.0%以下であるのがより好ましい。

[0034] N : 0.010%以下

Nは、不純物として含有される元素であり、鋼板の成形性を低下させる作用を有する。N含有量が0.010%を超えると、成形性の低下が著しくなる。したがって、N含有量は0.010%以下とする。N含有量は0.0080%以下であるのが好ましく、0.0070%以下であるのがより好ましい。N含有量の下限は特に規定する必要はないが、後述するようにTi、NbおよびVの1種以上を含有させて鋼組織の微細化を図る場合を考慮すると、炭窒化物の析出を促進させるためにN含有量は、0.0010%以上とすることが好ましく、0.0020%以上とすることがより好ましい。

[0035] 本実施形態に係る鋼板には、上記の元素に加えてさらに、下記に示す量のTi、Nb、V、Cr、Mo、Ni、B、Ca、Mg、REM、CuおよびBiから選択される1種以上の元素を含有させても良い。これらの元素は必ずしも含有しなくてよいので、下限は0%である。

[0036] Ti : 0~0.20%

Nb : 0~0.10%

V : 0~0.50%

Ti、NbおよびVは、鋼中に炭化物または窒化物として析出し、そのピン止め効果によって鋼組織を微細化する作用を有する。したがって、これらの元素から選択される1種以上を含有させてもよい。これらの元素の上記作用による効果をより確実に得るには、Ti : 0.005%以上、Nb : 0.002%以上、およびV : 0.005%以上の少なくともいずれかを含有させることが好ましい。

一方、これらの元素を過剰に含有させても、上記作用による効果が飽和して不経済となる。したがって、含有させる場合でも、Ti含有量は0.20%以下、Nb含有量は0.10%以下、V含有量は0.50%以下とする。

[0037] Cr : 0%以上、1.0%未満

Mo : 0~0.50%

Ni : 0~1.0%

B : 0~0.0050%

Cr、Mo、NiおよびBは、焼入性を高める作用を有する。また、Moは、鋼中に炭化物を析出して強度を高める作用を有する。さらに、Niは、後述するようにCuを含有させる場合においては、Cuに起因するスラブの粒界割れを効果的に抑制する作用を有する。したがって、これらの元素から選択される1種以上を含有させてもよい。

上記作用による効果をより確実に得るには、Ni含有量を0.05%以上、Cr含有量を0.05%以上、Mo含有量を0.02%以上、及び/または、B含有量を0.0002%以上とすることが好ましい。

[0038] 一方、Cr含有量が1.0%以上では、化成処理性の低下が著しくなる。したがって、含有させる場合でも、Cr含有量は1.0%未満とする。

また、Mo含有量が0.50%を超えると、上記作用による効果は飽和してコスト的に不利となる。したがって、含有させる場合でも、Mo含有量は0.50%以下とする。好ましくは0.20%以下である。

また、Niは高価な元素であるため、多量の含有はコスト的に不利となる。したがって、含有させる場合でも、Ni含有量は1.0%以下とする。

また、B含有量が0.0050%を超えると成形性の低下が著しくなる。したがって、含有させる場合でも、B含有量は0.0050%以下とする。

[0039] Ca : 0~0.020%

Mg : 0~0.020%

REM : 0~0.020%

Ca、MgおよびREMは、介在物の形状を調整することにより、成形性を高める作用を有する。したがって、これらの元素から選択される1種以上を含有させてもよい。上記作用による効果をより確実に得るには、上記元素の少なくともいずれかを0.0005%以上含有させることが好ましい。

一方、これらの元素の含有量が上記の上限値を超えると、鋼中の介在物が過剰となり、却って成形性が低下する場合がある。したがって、含有させる場合でも、Ca含有量は0.020%以下、Mg含有量は0.020%以下、REM含有量は0.020%以下とする。それぞれの元素は、0.010%以下であるのが好ましく、0.005%以下であるのがより好ましい。

[0040] ここで、REMは、Sc、Yおよびランタノイドの合計17元素を指し、REMの含有量は、これらの元素の合計含有量を指す。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。

[0041] Cu : 0~1.0%

Cuは、低温で析出して強度を高める作用を有するので、鋼中に含有させてもよい。上記作用による効果をより確実に得るにはCu含有量は0.05%以上とすることが好ましい。

一方、Cu含有量が1.0%を超えると、スラブの粒界割れが生じる場合がある。したがって、含有させる場合でも、Cu含有量は1.0%以下とする。Cu含有量は0.5%未満であるのが好ましく、0.3%未満であるのがより好ましい。

[0042] Bi : 0~0.020%

Biは、凝固組織を微細化することにより成形性を高める作用を有するので、鋼中に含有させてもよい。上記作用による効果をより確実に得るには、Bi含有量を0.0005%以上とすることが好ましい。

一方、Bi含有量が0.020%を超えると、上記作用による効果は飽和してしまい、コスト的に不利となる。したがって、含有させる場合でも、Bi含有量は0.020%以下とする。Bi含有量は0.010%以下であるのが好ましい。

[0043] 本実施形態に係る鋼板の化学組成において、残部はFeおよび不純物である。

[0044] 「不純物」とは、鋼材を工業的に製造する際に、鉱石、スクラップ等の原料、製造工程の種々の要因によって混入する成分であって、本発明に悪影響

を与えない範囲で許容されるものを意味する。

[0045] (B) 鋼板の金属組織

本実施形態に係る鋼板の金属組織について、以下に説明する。以下の説明において組織の割合（面積率）についての「%」は、「面積%」を意味する。

[0046] マルテンサイト：70.0～95.0%

マルテンサイトは硬質かつ均質な組織であり、高い引張強さを得るのに適した組織である。マルテンサイトの面積率が70.0%未満の場合、所望の引張強さを得ることが困難となる。したがって、マルテンサイトの面積率は70.0%以上とする。マルテンサイトの面積率は75.0%以上であるのが好ましい。一方、マルテンサイトの面積率が95.0%を超えると延性が著しく低下する。したがって、マルテンサイトの面積率は95.0%以下とする。本実施形態に係る鋼板のマルテンサイトは、無拡散でせん断的機構により生成する、いわゆるフレッシュマルテンサイトの他に焼戻しマルテンサイトを含む総称である。

[0047] 残留オーステナイト：5.0～30.0%

残留オーステナイトは、TRIP効果により延性を高める作用を有する。残留オーステナイトの面積率が5.0%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、残留オーステナイトの面積率は5.0%以上とする。残留オーステナイト面積率は8.0%以上であるのが好ましく、10.0%以上であるのがより好ましい。一方、残留オーステナイトの面積率が30.0%超となると、相対的にマルテンサイトの量が減少し、所望の引張強さを得ることが困難となる。したがって、残留オーステナイトの面積率は30.0%以下とする。

[0048] 残留オーステナイトの定量方法には、X線回折、電子線後方散乱回折像（EBSP）解析、磁気測定による方法等があり、方法によって定量値が異なる場合がある。本実施形態に係る鋼板で規定する残留オーステナイトの面積率は、X線回折による測定値である。

[0049] 残部：0～10.0%

本実施形態に係る鋼板には、上述の組織以外に残部としてポリゴナルフェライト、ベイニティックフェライト、ベイナイト、セメントイトおよびパーライト等が含まれる場合がある。マルテンサイトおよび残留オーステナイトを除く残部の組織の合計面積率が10.0%を超えると、所望の強度または延性を得ることが困難となる。そのため、残部の面積率を10.0%以下とする。残部の面積率は8.0%以下であるのが好ましく、6.0%以下であるのがより好ましい。残部の面積率は0%でもよい。

[0050] 残留オーステナイトの平均粒径：0.2～2.0 μm

残留オーステナイトの平均粒径が2.0 μm を超えると、加工誘起変態により生じたマルテンサイトによって粗大なボイドが形成される。この場合、早期に局所変形が生じ、延性向上の効果が得られない。したがって、残留オーステナイトの平均粒径は2.0 μm 以下とする。残留オーステナイトの平均粒径は1.5 μm 以下であるのが好ましく、1.0 μm 以下であるのがより好ましい。

一方、残留オーステナイトの平均粒径が0.2 μm 未満では、周囲の結晶粒からの三次元的拘束により、変形に対する残留オーステナイトの安定性が過度に高まり、高強度鋼板ではTRIP効果が十分に発現される前に局所変形が生じて延性の向上が図れない場合がある。したがって、残留オーステナイトの平均粒径は0.2 μm 以上とする。

[0051] 金属組織の同定および面積率の算出は以下の方法で行う。まず、鋼板の圧延方向に垂直な断面を鏡面研磨後、レペラ腐食した試料を用い、鋼板表面から板厚の1/4深さ位置の、板幅方向200 μm ×圧延面法線方向50 μm の領域を、光学顕微鏡で撮影し、市販の画像処理ソフトウェア「Image-Pro」を用いた二値化処理により残留オーステナイトとマルテンサイトとの合計面積率を算出する。ここで、残留オーステナイトとマルテンサイトとは明部となる。輝度のヒストグラムを作成し、暗部側に現れるピークの輝度を超えて255までの範囲にある輝度の領域を残留オーステナイトとマル

テンサイトとし、それ以外の領域と分離する二値化処理を施す。

[0052] 次に、C α 線源を用いたX線回折測定により残留オーステナイトの面積率を算出する。面削加工および化学研磨で鋼板表面から板厚の1/4深さまで減厚した試料を用い、X線回折測定により、フェライトの(110)面、(200)面、および(211)面、ならびに残留オーステナイトの(111)面、(200)面、および(220)面の積分強度を求める。そして、強度平均法により残留オーステナイトの体積率を求め、その値を残留オーステナイトの面積率とする。上記で求めた残留オーステナイトとマルテンサイトとの合計面積率から、X線回折測定で求めた残留オーステナイト面積率を差し引いた値をマルテンサイト面積率とする。

[0053] そして、上記で求めたマルテンサイト、および残留オーステナイトの面積率の合計を、100%から差し引いた値を残部組織の面積率とする。

[0054] また、残留オーステナイトの平均粒径は、EBSP解析および鋼板表面から板厚の1/4深さ位置から採取した薄膜試験片の透過電子顕微鏡(TEM)観察から算出する。その際、TEMの観察倍率を50000倍とし、オーステナイトの電子回折図形より結像した暗視野像より、10粒のオーステナイト粒径を測定し、それらの平均値を残留オーステナイトの平均粒径とする。

[0055] 本実施形態に係る鋼板では、上述のように化学組成及び金属組織を制御した上で、さらに、残留オーステナイト中の平均Mn濃度[Mn] $_{\gamma}$ 及びマルテンサイト中のC濃度と鋼板中のC含有量との比[C] $_M$ /[C]を以下のように制御する必要がある。

[0056] $7.0 \leq [\text{Mn}]_{\gamma} \leq 20.0 \quad \dots (i)$

但し、上記式中の記号の意味は以下のとおりである。

[Mn] $_{\gamma}$: 残留オーステナイト中の平均Mn濃度(質量%)

残留オーステナイト中のMn濃度は延性と降伏応力とに大きく影響する。所望の降伏応力および延性を得るためには、残留オーステナイト中の平均Mn濃度が、上記(i)式を満足する必要がある。

[0057] 残留オーステナイト中の平均Mn濃度が7.0質量%未満の場合、変形に

対する残留オーステナイトの安定性が低く、弾性変形中または塑性変形初期にTRIP効果が生じてしまう。この場合、降伏応力が低下するとともに延性向上が図れない。一方、残留オーステナイト中の平均Mn濃度が20.0質量%を超える場合、TRIP効果ではなくTWIP効果が顕著となり、降伏応力が低下してしまう。そのため、残留オーステナイト中の平均Mn濃度を、質量%で、7.0~20.0%とする。

[0058] 残留オーステナイト中の平均Mn濃度は、電界放射型電子銃を備えた電子線マイクロアナライザー（FE-EPMA）を用いて、以下の方法で求める。上記X線回折測定に用いた試料、すなわち鋼板表面から板厚の1/4深さまで面削加工した試料の50μm×50μmの領域について、0.1μmの間隔でFE-EPMAにてMn濃度のマッピング分析を行う。次に、同一領域の金属組織中の残留オーステナイトをEBSP解析から同定する。同定された残留オーステナイトについて、1つの粒内の任意の10点でのMn濃度の測定値の平均を当該1つの粒におけるMn濃度とする。そして、10の粒でそれぞれ測定されたMn濃度の平均値を算出し、その値を残留オーステナイトの平均Mn濃度とする。

[0059] $0.6 \leq [C]_M / [C] \dots (ii)$

但し、上記式中の記号の意味は以下のとおりである。

[C] : 鋼板中のC含有量（質量%）

[C]_M : マルテンサイト中の平均C濃度（質量%）

マルテンサイト中のC濃度は引張強さに大きく影響する。所望の引張強さを得るためには、マルテンサイト中のC濃度が、鋼板中のC含有量との関係において、上記(ii)式を満足する必要がある。

[0060] 鋼板中のC含有量に対するマルテンサイト中のC濃度の比が0.6未満の場合、Cによる固溶強化量が不足し、鋼板の引張強さが低下する。マルテンサイト中のC濃度が高いほど引張強さが上昇するため、上限は特に規定しない。

[0061] 本実施形態に係る鋼板では、鋼板中のC含有量は高周波燃焼法で測定する

。

また、マルテンサイト中の平均C濃度は、ビッカース硬度計を用いて、以下の方法で求める。まず、上述の方法で同定されたマルテンサイトのビッカース硬さを、1 kg fの試験力で10点測定し、その平均値を求める。そして、上記のマルテンサイトのビッカース硬さの平均値と下記 (i i i) 式および (i v) 式とに基づいて、マルテンサイト中の平均C濃度を算出する。

$$[C]_M = \{1573 - (1573^2 - 4096 \times A)^{0.5}\} / 2048 \dots (i i i)$$

但し、上記 (i i i) 式中のAは、下記 (i v) 式により算出される値であり、(i v) 式中の記号の意味は以下のとおりである。

$$A = HV - 14 \times [Mn] - 27 \times [Si] - 200 \dots (i v)$$

HV : マルテンサイトのビッカース硬さの平均値

[Mn] : 鋼板中のMn含有量 (質量%)

[Si] : 鋼板中のSi含有量 (質量%)

[0062] (C) 機械的特性

本実施形態に係る鋼板では、降伏応力が800MPa以上であり、引張強さが1180MPa以上であり、かつ、TS×ELの値が18000MPa・%以上であることが好ましい。上記の値であれば、高い降伏応力および引張強さを有し、強度-延性バランスに優れるので、車体軽量化と耐衝突特性向上とを両立できる。

[0063] (D) めっき層

上述した化学組成および鋼組織を有する本発明に係る高強度鋼板の表面には、耐食性の向上等を目的としてめっき層を形成させて、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。

[0064] 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。また、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、めっき後に適当な化成処理（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）を施して、耐食性をさらに高めることも可能である。

[0065] (E) 製造条件

本発明の一実施形態に係る高強度鋼板は、例えば以下に示す工程を含む製造方法によって得ることができる。

[0066] <鑄造工程>

上述した化学組成を有する鋼は、公知の手段により溶製された後に、連続鑄造法により鋼塊とされるか、または、任意の鑄造法により鋼塊とした後に分塊圧延する方法等により鋼片とされる。連続鑄造工程では、介在物に起因する表面欠陥の発生を抑制するために、鑄型内にて電磁攪拌等の外部付加的な流動を溶鋼に生じさせることが好ましい。

[0067] 鋼塊または鋼片は、一旦冷却されたものを再加熱して熱間圧延に供してもよく、連続鑄造後の高温状態にある鋼塊または分塊圧延後の高温状態にある鋼片をそのまま、もしくは保温して、または補助的な加熱を行って熱間圧延に供してもよい。本実施形態では、このような鋼塊および鋼片を、熱間圧延の素材として「スラブ」と総称する。

[0068] <熱間圧延工程>

スラブ加熱温度：1350℃以下

熱間圧延に供するスラブの加熱温度は、スケールロスを抑制する観点から1350℃以下とする。加熱温度は、1280℃以下とすることが好ましい。熱間圧延に供するスラブの加熱温度の下限は特に限定する必要はなく、後述するように熱間圧延を A_{r3} 点以上で完了することが可能な温度であればよい。

[0069] 圧延完了温度： A_{r3} 点～1100℃

熱間圧延は、圧延完了後にオーステナイトを変態させることにより熱延鋼板の金属組織を微細化するために、 A_{r3} 点以上の温度域で完了させる。圧延

完了温度（最終圧延パス完了後の温度）が $A r_3$ 点未満では、熱間圧延中にフェライト変態が生じ、熱延鋼板において、圧延方向に展伸した粗大な金属組織が形成される。これによって焼鈍後の金属組織で粗大な残留オーステナイトが生成し、延性が劣化し易くなる。このため、熱間圧延の完了温度は $A r_3$ 点以上とする。スラブを熱間圧延することにより熱延鋼板が得られる。

[0070] ここで、本実施形態において、 $A r_3$ 点は下記（1）式により算出する。

$$A r_3 = 622.2 + 149.4 \times [C] - 24.2 \times [Si] - 13.7 \times [Mn] \dots (1)$$

但し、式中の各 [元素記号] は、鋼中に含まれる各元素の含有量（質量%）を表す。

[0071] 一方、圧延完了温度が 1100°C を超えると熱延鋼板の金属組織が粗大となり、焼鈍後に残留オーステナイト中への Mn 濃化が不十分となり降伏比が低下してしまう。このため、熱間圧延の完了温度は 1100°C 以下とする。熱間圧延の完了温度は、 1050°C 以下とすることが好ましい。

[0072] 最終圧延パスおよび最終圧延パスの1つ前の圧延パスにおける圧下率：15～60%

最終圧延パスと1つ前の圧延パスにおける圧下率は、それぞれ15～60%とすることが好ましい。最終圧延パスと1つ前の圧延パスにおける圧下率をそれぞれ15%以上とすることにより、主に再結晶オーステナイト粒の微細化が図られ、その後の冷却によって等軸で微細なマルテンサイト組織が得られやすくなる。これによって焼鈍後に微細な残留オーステナイトを得ることが可能となる。

[0073] 最終圧延パス及び／または最終圧延パスの1つ前の圧延パスでの圧下率が15%未満では、オーステナイトの再結晶が不十分となり、焼鈍後に延性が劣化する場合がある。最終圧延パスと1つ前の圧延パスにおける圧下率は、それぞれ、20%以上であるのが好ましく、25%以上であるのがより好ましい。一方、鋼板の平坦性や導入した歪みの加工発熱による解放を抑制する観点から、最終圧延パス及び最終圧延パスの1つ前の圧延パスでの圧下率は

、それぞれ60%以下とする。最終圧延パスと1つ前の圧延パスにおける圧下率は、それぞれ50%以下であるのが好ましい。

[0074] 最終圧延パスの1つ前の圧延パスの圧延完了から最終圧延パスの圧延開始までの時間（パス間時間）：下記（v）式を満足

$$0.002 / \exp(-6080 / (T_1 + 273)) \leq t_1 \leq 2.0$$

・・・（v）

ここで、各記号の意味は、以下のとおりである。

t_1 ：最終圧延パスの1つ前の圧延完了から、最終圧延パスの圧延開始までのパス間時間（秒）

T_1 ：最終圧延パスの1つ前の圧延パスの圧延完了温度（℃）

[0075] 上記（v）式を満足することにより、最終圧延パスの1つ前の圧延パスの圧延完了から最終圧延パスの圧延開始までのパス間において、オーステナイトの再結晶が促進されるとともにオーステナイトの粒成長が抑制される。そのため、圧延中の再結晶オーステナイト粒の微細化が図られる。これにより、焼鈍後に引張強さと降伏応力とがともに高く、かつ優れた延性を有するのに好適な鋼組織を得ることが一層容易となる。

[0076] 熱間圧延が粗圧延と仕上圧延とからなる場合には、仕上圧延を上記温度で完了するために、粗圧延と仕上圧延との間で粗圧延材を加熱してもよい。この際、粗圧延材の後端が先端よりも高温となるように加熱することにより、仕上圧延の開始時における粗圧延材の全長にわたる温度の変動を140℃以下に抑制することが望ましい。これにより、コイル内の製品特性の均一性が向上する。

[0077] 粗圧延材の加熱方法は公知の手段を用いて行えばよい。例えば、粗圧延機と仕上圧延機との間にソレノイド式誘導加熱装置を設けておき、この誘導加熱装置の上流側における粗圧延材長手方向の温度分布等に基づいて加熱昇温量を制御してもよい。

[0078] また、熱間圧延は、多パス圧延としてレバースミルまたはタンデムミルを用いるのが好ましい。特に工業的生産性の観点から、少なくとも最終の数段

はタンデムミルを用いた圧延とすることがより好ましい。

[0079] <冷却工程>

熱間圧延終了後、1～10秒の空冷を行った後に、10℃/秒以上の平均冷却速度で巻取り温度まで冷却

熱延工程によって得られた熱延鋼板に対し、熱間圧延終了後、1～10秒の空冷を行う。これにより熱間圧延で加工されたオーステナイト粒の再結晶を促進するとともにオーステナイトの粒成長を抑制する。熱間圧延後の空冷時間が1秒未満ではオーステナイトの再結晶が不十分となり、圧延方向に展伸した粗大な金属組織が形成される。これにより、二次焼鈍後に粗大な残留オーステナイトが形成して鋼板の加工性が劣化する。一方、10秒を超えて空冷した場合、熱延鋼板の金属組織が粗大となり、焼鈍後に残留オーステナイト中へのMn濃化が不十分となり降伏比が低下する。

[0080] また、前記空冷後の巻取り温度までの平均冷却速度が10℃/秒未満の場合、パーライトが生成し易く、巻取り中にフェライトとパーライトとの間でMn分配が進行し、高強度かつ延性に好適な組織を得るのが困難となる。平均冷却速度の上限は特に規定しないが、冷却速度が過度に大きいと板形状の制御が困難となる場合があるので300℃/秒以下とすることが好ましい。

[0081] <巻取り工程>

巻取り温度：550℃以下

後述するように、熱間圧延後に行う焼鈍（一次焼鈍）によって、フェライト、オーステナイトおよびセメンタイトの間でMnの分配が促進される。そして、その後に行う焼鈍（二次焼鈍）によって、Cにより固溶強化されたマルテンサイトを主体とし、Mn濃化により安定化された残留オーステナイトを含有する鋼組織に制御することが可能となる。

[0082] その効果を得るには、熱間圧延後の巻取り温度は550℃以下とする。巻取り温度が550℃を超えるとパーライトが生成し易く、巻取り中にフェライトとパーライトとの間でMn分配が進行し、高強度かつ延性に好適な組織を得るのが困難となる。巻取り温度は、400℃未満とするのが好ましく、

300℃未満とするのがより好ましい。

[0083] <一次焼鈍工程>

上述した熱間圧延工程、冷却工程、巻取り工程を経た熱延鋼板に対して、フェライトとオーステナイトもしくはフェライトとセメンタイトとの二相域またはフェライトとオーステナイトとセメンタイトとの三相域の温度で焼鈍を行う。この焼鈍を「一次焼鈍」と呼ぶ。一次焼鈍に先立って酸洗等により熱延鋼板の脱スケールを行ってもよい。一次焼鈍によってフェライト、オーステナイトおよびセメンタイトとの間でMnの分配を促進することで、その後に行う二次焼鈍によって高強度かつ延性に好適な金属組織を得ることが容易となる。この一次焼鈍条件は以下の範囲を満足する条件で行う。

[0084] 焼鈍温度：(Ac₁点-80℃)～(Ac₃点-55℃)

焼鈍温度（一次焼鈍温度）は、(Ac₁点-80℃)～(Ac₃点-55℃)とする。この範囲の温度で焼鈍することにより、オーステナイト中もしくはセメンタイト中またはその両方へ効果的にMnが濃化し、その後に行う二次焼鈍によって、残留オーステナイトの面積率および平均粒径、ならびに残留オーステナイト中のMn濃度を所望の範囲に制御することが可能となる。

[0085] 一次焼鈍温度が(Ac₁点-80℃)未満では、二次焼鈍後に所望の残留オーステナイト量を確保することが困難となり、延性が劣化するおそれがある。一方、一次焼鈍温度が(Ac₃点-55℃)を超えると、二次焼鈍後に粗大でMn濃度の低い残留オーステナイトが生成し易く、所望の降伏応力および延性を得ることが困難となる。また、一次焼鈍温度がさらに高温となり、Ac₃以上になると、粗大な残留オーステナイトは生成しないが、残留オーステナイトへのMn濃化が困難になる。

[0086] ここで、本発明において、Ac₁点およびAc₃点は、それぞれ下記(11)式および(111)式により算出するものとする。

$$Ac_1 = 631.3 + 235.4 \times [C] + 10.5 \times [Si] - 9.4 \times [Mn] \quad \dots (11)$$

$$Ac_3 = 781.7 + 3.7 \times [C]^{0.5} - 7.2 \times [Si] - 9.7 \times [$$

Mn] . . . (111)

但し、式中の各 [元素記号] は、鋼中に含まれる各元素の含有量（質量％）を表す。

[0087] 一次焼鈍の焼鈍温度での保持時間：下記（v i）式を満足する

一次焼鈍の保持時間は、上述の一次焼鈍温度との関係において、下記（v i）式を満足することが好ましい。

$$2.3 \times 10^{-8} \times \exp \{23500 / (T_2 + 273)\} \leq t_2 \leq 4.0 \times 10^5 \quad \dots (v i)$$

但し、上記（v i）式中の各記号の意味は以下のとおりである。

t_2 ：一次焼鈍温度での保持時間（秒）

T_2 ：一次焼鈍温度（℃）

[0088] Mnの拡散速度は非常に遅いので、上述した一次焼鈍温度で所定時間保持することによって、フェライトからオーステナイトまたはセメンタイトへのMn分配を促進する。この焼鈍鋼板に対して後述のように二次焼鈍することにより、残留オーステナイト中のMn濃度を所望の範囲に制御することが可能となる。保持時間が（v i）式の左辺 $[2.3 \times 10^{-8} \times \exp \{23500 / (T_2 + 273)\}]$ で算出される値未満の場合、Mnの分配が不十分となり、残留オーステナイト中のMn濃度が低くなり、降伏強度が低下し、延性が劣化し易くなる。一方、長時間保持するとMn濃度の比は平衡状態に近づくので、 4.0×10^5 秒を超える焼鈍を行っても効果は飽和し、熱処理コストが高むばかりである。

[0089] <冷間圧延工程>

冷圧率：30%以上80%未満

前記の一次焼鈍工程後の焼鈍鋼板に対して、常法に従い冷間圧延を施して冷延鋼板としてもよい。また、冷間圧延の前に酸洗等により焼鈍鋼板に脱スケールを行ってもよい。冷間圧延を行なう場合、二次焼鈍時の再結晶を促進して焼鈍後の金属組織を均一化し、延性を向上させるために、冷圧率（冷間圧延における総圧下率（累積圧下率））を30%以上とすることが好ましい

。冷圧率は40%以上とすることがより好ましい。これにより二次焼鈍後の金属組織がさらに細粒化するとともに集合組織が改善され、延性が向上する。この観点からは、冷圧率は50%を超える値とすることがさらに好ましく、60%を超える値とすることが特に好ましい。一方、冷圧率が高すぎると、圧延荷重が増大して圧延が困難となる。そのため、冷圧率は80%未満とすることが好ましく、70%未満とすることがより好ましい。

なお、二次焼鈍後に冷間圧延を行なうと、Cで固溶強化されたマルテンサイトを含む鋼板に冷間圧延を行なうことになる。この場合、降伏点が現れやすくなる。降伏点が現れると、不均一変形が生じやすくなり、プレス成形後の表面凹凸が生じやすくなることがあるので、好ましくない。

[0090] <二次焼鈍工程>

上述した一次焼鈍工程後の熱延鋼板（焼鈍鋼板）または冷間圧延工程で得られた冷延鋼板をさらに焼鈍する。この焼鈍を「二次焼鈍」と呼ぶ。二次焼鈍を行うことによって、Cにより固溶強化されたマルテンサイトを主体とし、Mn濃化した残留オーステナイトを含有する金属組織を得ることが容易となる。この二次焼鈍条件は、以下の範囲を満足することが好ましい。

[0091] 焼鈍温度：（ A_{c3} 点+30℃）以上、（ A_{c3} 点+200℃）未満

焼鈍温度（二次焼鈍温度）は、（ A_{c3} 点+30℃）以上とする。これは、所望の体積率の残留オーステナイトを生成させるため、さらに、図1に示すように、一次焼鈍によって生成したセメンタイトおよび／または残留オーステナイト中に存在しているCを鋼組織全体（特にMn濃度の低いオーステナイト領域）に拡散させることで、主相がCにより固溶強化されたマルテンサイトであって、第二相に残留オーステナイトを含む金属組織を得るためである。しかしながら、二次焼鈍温度が高くなりすぎると、加熱中のオーステナイトが過度に粗大化することで冷却後の金属組織が粗大化するとともに、一次焼鈍で促進したMn分配が拡散により低下し、延性が劣化し易くなる。このため、二次焼鈍温度は、（ A_{c3} 点+200℃）未満とすることが好ましい。二次焼鈍温度は、（ A_{c3} 点+150℃）未満とすることがより好ましい。

[0092] 二次焼鈍の焼鈍温度での保持時間：150秒未満

二次焼鈍温度での保持時間が長くなりすぎると、一次焼鈍で分配したMnの拡散が生じて、降伏応力が低下するとともに、延性が劣化し易くなる。このため、保持時間は、150秒間未満とする、120秒間未満とすることが好ましい。一次焼鈍で分配したMnの拡散を抑制する観点から、二次焼鈍温度での保持時間の下限は特に限定する必要はなく、0秒超であればよい。

[0093] 二次焼鈍における加熱過程では、一次焼鈍で分配したMnの拡散を抑制するため、平均加熱速度を5℃/秒以上とすることが好ましく、20℃/秒以上とすることがより好ましく、100℃/秒以上とすることがさらに好ましい。

[0094] マルテンサイトを主相とする金属組織を得るために、二次焼鈍温度で均熱した後の冷却過程では、Ac₃点～500℃の温度範囲での平均冷却速度を15℃/秒以上として500℃以下の温度まで冷却する。Ac₃点～500℃の温度範囲での平均冷却速度が15℃/秒未満の場合、フェライトが生成しやすく所望の引張強さを得ることが困難となる上、セメンタイトの析出によって、マルテンサイト中の平均C濃度[C]_Mが低下し、[C]_M/[C]が0.6未満になる。冷却速度が速いほどマルテンサイトの面積率が高まるので、上記の平均冷却速度は30℃/秒を超える速度とするのが好ましく、50℃/秒を超える速度とするのがより好ましい。

[0095] 一方、Ac₃点～500℃の冷却速度が速すぎると、鋼板の形状が損なわれるので、Ac₃点～500℃の温度範囲における平均冷却速度は、200℃/秒以下とすることが好ましく、150℃/秒未満とすることがより好ましく、130℃/秒未満とすることがさらに好ましい。また、冷却停止温度が500℃を超えるとセメンタイトが生成して、所望の引張強さおよび延性を確保することが困難となる上、マルテンサイト中の平均C濃度[C]_Mが低下し、[C]_M/[C]が0.6未満になる。そのため、冷却停止温度は500℃以下とする。

[0096] <めっき工程>

電気めっき鋼板を製造する場合には、上述した方法で製造された焼鈍鋼板に、必要に応じて表面の清浄化および調整のための周知の前処理を施した後、常法に従って電気めっきを行えばよく、めっき被膜の化学組成および付着量は限定されない。電気めっきの種類として、電気亜鉛めっき、電気Zn-Ni合金めっき等が例示される。

[0097] 溶融めっき鋼板を製造する場合には、上述した二次焼鈍の冷却過程において、450℃以下まで冷却した後、必要に応じて鋼板を加熱して、めっき浴に浸漬し溶融めっきを施す。また、溶融めっき後に再加熱して合金化処理を行ってもよい。めっき被膜の化学組成および付着量は限定されない。溶融めっきの種類としては、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。

[0098] めっき鋼板は、その耐食性をさらに高めるために、めっき後に適当な化成処理を施してもよい。化成処理は、従来のクロメート処理に代わって、ノンクロム型の化成処理液（例えば、シリケート系、リン酸塩系等）を用いて実施することが好ましい。

[0099] このようにして得られた焼鈍鋼板およびめっき鋼板には、常法にしたがって調質圧延を行ってもよい。しかし、調質圧延の伸び率が高いと延性の劣化を招くので、調質圧延の伸び率は1.0%以下とすることが好ましく、0.5%以下とすることがより好ましい。

実施例

[0100] 以下、実施例によって本発明をより具体的に説明するが、本発明はこれらの実施例に限定されるものではない。

[0101] 表1に示す化学組成を有する180kgの鋼塊を高周波真空溶解炉にて溶製し、熱間鍛造により30mm厚さの鋼片にした。この鋼片を試験用小型タンデムミルにて表2-1に示す条件で熱間圧延を行い、板厚2~4mmの熱延鋼板を得た。この熱延鋼板を表2-2に示す種々の一次焼鈍温度で所定時間熱処理した後、室温まで冷却した。

[0102] 続いて、連続焼鈍シミュレーターを用いて、得られた一次焼鈍鋼板を表2-2に示す種々の二次焼鈍温度まで加熱し、所定時間保持した。その後、表2-2に示す種々の条件で冷却して焼鈍鋼板を得た。

[0103] 上記の一次焼鈍鋼板のいくつかについては、酸洗および冷間圧延を施した後に焼鈍を行った。

[0104]

[表1]

鋼	化学組成(質量%、残部:Feおよび不純物)										Ar ₃ 点 (°C)	Ac ₁ 点 (°C)	Ac ₃ 点 (°C)
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	その他					
A	0.31	0.13	5.03	0.013	0.0015	0.03	0.0031	-	-	596	658	734	
B	0.10	0.15	4.96	0.011	0.0012	0.04	0.0026	-	-	566	610	734	
C	0.42	0.09	3.87	0.014	0.0008	0.25	0.0035	-	-	630	695	746	
D	0.35	0.51	8.36	0.016	0.0019	1.06	0.0042	-	-	548	640	699	
E	0.32	0.51	4.98	0.013	0.0014	0.05	0.0047	-	-	589	665	732	
F	0.19	0.18	5.06	0.015	0.0007	0.03	0.0033	Nb:0.01	-	577	630	733	
G	0.29	1.92	5.36	0.017	0.0017	0.05	0.0038	Ti:0.013, Bi:0.003	-	546	669	718	
H	0.36	0.26	5.61	0.013	0.0016	1.09	0.0036	Cu:0.06, Ni:0.12	-	593	666	728	
I	0.34	0.53	5.23	0.013	0.0009	0.05	0.0037	V: 0.026, REM: 0.0010	-	589	668	729	
J	0.36	0.11	6.87	0.016	0.0018	1.52	0.0041	Cr:0.22	-	579	653	716	
K	0.28	0.15	5.14	0.013	0.0012	0.03	0.0036	B:0.0010, Ca:0.0016	-	590	650	733	
L	0.13	0.08	5.07	0.018	0.0018	0.25	0.0037	Mo:0.09, Mg:0.0011	-	570	615	733	
M	0.32	0.87	7.21	0.018	0.0017	0.03	0.0042	V: 0.08	-	550	648	708	
N	0.05	0.15	5.06	0.014	0.0009	0.05	0.0038	-	-	557	597	732	
O	0.53	0.53	4.98	0.012	0.0010	0.82	0.0028	-	-	620	715	732	
P	0.23	0.08	3.06	0.016	0.0009	0.03	0.0032	-	-	613	658	753	
Q	0.11	0.12	12.87	0.017	0.0018	0.85	0.0042	-	-	459	537	657	
R	0.09	2.62	9.35	0.017	0.0040	0.03	0.0036	-	-	444	592	673	

[0105]

[表2-1]

試験 番号	鋼	熱間圧延工程									
		スラブ 加熱 温度 (°C)	熱間圧延最終2パスの圧延条件				最終圧延 パス間 時間 (s)	(v)式 左辺値	圧延完了～ 一次冷却開始 までの時間 (s)	一次 冷却 速度 (°C/s)	巻取り 温度 (°C)
			圧下率(%)		圧延完了温度(°C)						
			1パス前	最終パス	1パス前	最終パス					
1	A	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	25
2	A	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	25
3	A	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	25
4	A	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	400
5	A	1150	48	48	850	850	1.39	0.45	6.5	60	25
6	A	1250	23	18	920	900	0.48	0.33	4.6	60	25
7	B	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	300
8	B	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	300
9	B	1150	48	48	850	850	1.39	0.45	6.5	60	25
10	C	1250	23	18	920	900	0.48	0.33	4.6	60	25
11	D	1250	30	30	880	880	0.99	0.39	5.1	60	25
12	E	1200	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	25
13	F	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	6.8	40	25
14	G	1200	48	48	850	850	1.39	0.45	6.5	40	400
15	H	1200	30	30	920	920	1.39	0.33	5.1	60	25
16	I	1200	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	25
17	J	1200	23	18	920	900	0.48	0.33	4.6	60	25
18	K	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	25
19	L	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	300
20	M	1200	23	18	920	900	0.48	0.33	4.6	60	25
21	A	1250	14	8	880	860	0.42	0.39	4.6	60	25
22	A	1250	23	18	800	800	0.33	0.58	5.1	60	25
23	A	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	700
24	A	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	25
25	A	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	25
26	A	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	0.2	60	25
27	A	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	25
28	B	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	25
29	B	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	25
30	B	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	25
31	B	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	300
32	C	1250	23	18	920	900	0.48	0.33	13.6	15	25
33	C	1250	23	18	920	900	0.48	0.33	4.6	5	25
34	N	1200	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	25
35	O	1200	23	18	920	900	0.48	0.33	4.6	60	25
36	P	1200	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	25
37	B	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	300
38	B	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	300
39	B	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	25
40	Q	1200	23	18	920	900	0.48	0.33	4.6	60	25
41	A	1250	12	18	880	860	0.42	0.39	4.6	60	25
42	A	1250	25	10	900	860	0.42	0.36	4.6	60	25
43	R	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	25

[0106]

[表2-2]

試験番号	鋼	一次焼鈍工程			冷間圧延工程		二次焼鈍工程				
		保持温度(°C)	保持時間(s)	(vi)式左辺値	有無	冷圧率(%)	保持温度(°C)	保持時間(s)	Ac ₃ ~500°Cの冷却速度(°C/s)	冷却停止温度(°C)	
1	A	600	172800	11281	-	-	800	90	50	25	本発明例
2	A	600	172800	11281	-	-	850	90	50	400	
3	A	600	172800	11281	有	40	800	90	50	25	
4	A	650	10800	2625	-	-	850	60	50	25	
5	A	650	10800	2625	有	60	850	60	50	25	
6	A	600	172800	11281	有	40	800	90	50	25	
7	B	625	10800	5332	-	-	850	60	50	300	
8	B	625	10800	5332	有	60	850	60	50	300	
9	B	650	7200	2625	有	60	850	60	50	25	
10	C	650	7200	2625	有	40	800	90	50	25	
11	D	640	7200	3469	-	-	850	60	50	25	
12	E	625	10800	5332	有	60	800	90	50	400	
13	F	650	7200	2625	有	60	850	60	50	25	
14	G	650	7200	2625	有	60	800	90	50	400	
15	H	650	7200	2625	-	-	850	90	50	400	
16	I	625	10800	5332	有	60	800	90	50	25	
17	J	655	3600	2288	有	40	850	90	50	25	
18	K	650	7200	2625	-	-	800	90	50	25	
19	L	650	7200	2625	有	60	850	60	50	25	
20	M	600	172800	11281	有	40	800	90	50	25	
21	A	600	172800	11281	-	-	800	90	50	25	
22	A	600	172800	11281	-	-	800	90	50	25	
23	A	600	172800	11281	-	-	800	90	50	25	
24	A	<u>525</u>	172800	141613	-	-	800	90	50	25	
25	A	<u>700</u>	7200	709	-	-	800	90	50	25	
26	A	650	10800	2625	有	40	800	90	50	25	
27	A	650	10800	2625	-	-	=	=	-	=	
28	B	650	<u>1800</u>	2625	-	-	800	90	50	25	
29	B	650	7200	2625	有	60	<u>700</u>	90	50	25	
30	B	650	7200	2625	有	60	900	<u>600</u>	50	300	
31	B	625	10800	5332	有	60	850	60	50	<u>520</u>	
32	C	650	7200	2625	有	40	800	90	50	25	
33	C	650	7200	2625	有	40	800	90	50	25	
34	<u>N</u>	600	172800	11281	-	-	850	60	50	25	
35	<u>Q</u>	650	7200	2625	-	-	850	60	50	25	
36	<u>P</u>	680	7200	1178	-	-	850	60	50	25	
37	B	<u>864</u>	10800	22	有	40	<u>580</u>	60	50	200	
38	B	<u>704</u>	10800	643	有	40	850	60	50	200	
39	B	650	7200	2625	有	60	850	90	<u>8</u>	400	
40	<u>Q</u>	525	216000	141613	-	-	800	90	50	25	
41	A	600	172800	11281	-	-	850	90	50	25	
42	A	600	172800	11281	-	-	850	90	50	25	
43	R	605	12800	9678	-	-	800	90	50	250	

[0107] 得られた鋼板について、鋼板の圧延方向に垂直な断面を鏡面研磨後、レベ

ラ腐食した試料を用い、鋼板表面から板厚の1/4深さ位置の板幅方向200 μm ×圧延面法線方向50 μm の領域を光学顕微鏡で撮影し、市販の画像処理ソフトウェア「Image-Pro」を用いた二値化処理により残留オーステナイトとマルテンサイトとの合計面積率を算出した。二値化処理では、輝度のヒストグラムを作成し、暗部側に現れるピークの輝度を下限値、255を上限値とし、この範囲にある輝度の領域を残留オーステナイトとマルテンサイトとし、それ以外の領域と分離した。

[0108] 続いて、残留オーステナイトの面積率の測定を行った。まず、面削加工および化学研磨で鋼板表面から板厚の1/4深さまで減厚し、測定用の試料を作製した。続いて、上記の試料に対して、Co線源を用いたX線回折測定（リガク社製RINT2500HL）を行い、フェライトの（110）面、（200）面、および（211）面、ならびに残留オーステナイトの（111）面、（200）面、および（220）面の積分強度を求めた。そして、強度平均法により残留オーステナイトの体積率を求め、その値を残留オーステナイトの面積率とした。

[0109] 上記で求めた残留オーステナイトとマルテンサイトとの合計面積率から、X線回折測定で求めた残留オーステナイト面積率を差し引いた値をマルテンサイト面積率とした。そして、上記で求めたマルテンサイト、および残留オーステナイトの面積率の合計を、100%から差し引いた値を残部組織の面積率とした。

[0110] また、鏡面研磨後に電解研磨で調製した試料を用いて、鋼板表面から板厚の1/4深さ位置に対してEBSP法による結晶方位の測定および解析を行なってオーステナイトの存在を確認した。その後、オーステナイトの存在が確認された位置からTEM観察用の薄片を採取し、ツイング電解法で開孔した近傍をTEMで観察した。その際、TEMの観察倍率を50000倍とし、オーステナイトの電子回折図形より結像した暗視野像より、10粒のオーステナイト粒径を測定し、それらの平均値を残留オーステナイトの平均粒径とした。これらの測定により、残留オーステナイトの平均粒径を求め

た。

- [0111] そして、上記X線回折測定に用いた試料、すなわち鋼板表面から板厚の1/4深さまで面削加工した試料の50 μ m \times 50 μ mの領域について、0.1 μ mの間隔でFE-EPMAにてMn濃度のマッピング分析を行った。次に、同一領域の金属組織中の残留オーステナイトをEBSP解析から同定した。そして、同定された残留オーステナイトについて、1つの粒内の任意の10点でのMn濃度の測定値の平均を当該1つの粒におけるMn濃度とし、10の粒でそれぞれ測定されたMn濃度の平均値を算出し、その値を残留オーステナイトの平均Mn濃度とした。
- [0112] さらに、上述の方法で同定されたマルテンサイトのビッカース硬さを、1kgfの試験力で10点測定し、その平均値を求め、前述の(iii)式および(iv)式に基づいて、マルテンサイト中の平均C濃度を算出した。
- [0113] 機械特性として、引張特性を評価した。引張特性は、JIS Z 2241:2011に準拠して引張試験を行ない、降伏応力(YS)と引張強さ(TS)および全伸び(EL)を測定した。具体的には、鋼板の板厚中央部から、JIS Z 2241:2011に記載される5号試験片を採取し、引張試験に供した。この時、鋼板の圧延方向が引張試験片の長手方向になるようにした。
- [0114] 得られた鋼板の金属組織および機械特性を表3-1、表3-2にまとめて示す。本発明においては、降伏応力が800MPa以上であり、引張強さが1180MPa以上であり、かつ、TS \times ELの値が18000MPa \cdot %以上の鋼板を、高い降伏応力および引張強さを有するとともに、強度-延性バランスに優れると判定した。
- [0115]

[表3-1]

試験番号	鋼種	金属組織							機械的特性			
		マルテンサイト		残留オーステナイト			残部面積率 (%)	YS (MPa)	TS (MPa)	TS×EL (MPa・%)		
		面積率 (%)	[C] _M /[C]	面積率 (%)	平均粒径 (μm)	[Mn] γ (%)						
1	A	85.6	0.77	12.5	0.61	14.48	1.9	1252	1827	19183		
2	A	81.1	0.67	18.5	0.56	14.75	0.4	1171	1731	22502		
3	A	85.6	0.74	13.5	0.55	14.91	0.9	1226	1827	20096		
4	A	83.2	0.71	10.8	0.66	9.74	6.0	1228	1776	19533		
5	A	88.1	0.79	10.4	0.68	9.66	1.5	1305	1880	19743		
6	A	85.1	0.75	10.8	0.51	12.85	4.1	1344	1816	19979		
7	B	84.2	0.95	13.4	0.55	13.55	2.4	875	1338	21412		
8	B	80.3	0.89	15.6	0.57	12.47	4.1	881	1276	21696		
9	B	85.1	0.91	12.5	0.64	9.71	2.4	989	1353	20288		
10	C	85.6	0.88	6.7	0.63	9.29	7.7	1575	2214	19930		
11	D	78.5	0.84	17.8	0.59	10.22	3.7	1634	2214	22141		
12	E	80.5	0.82	14.2	0.54	11.51	5.3	1400	1958	19580		
13	F	83.1	0.92	9.8	0.48	8.52	7.1	1231	1643	19720		
14	G	78.4	0.71	16.4	0.61	10.65	5.2	1350	1900	18050		
15	H	80.5	0.83	15.9	0.54	12.04	3.6	1374	2089	18591		
16	I	83.9	0.88	12.8	0.68	11.98	3.3	1476	2110	19408		
17	J	80.6	0.89	13.5	0.61	11.27	5.9	1453	2177	19814		
18	K	87.6	0.95	9.9	0.59	9.83	2.5	1392	2021	18796		
19	L	90.3	0.94	8.6	0.55	9.27	1.1	1161	1561	18733		
20	M	75.8	0.74	16.4	0.49	13.69	7.8	1431	2004	20440		

本発明例

[0116]

[表3-2]

試験番号	鋼種	金属組織						機械的特性			
		マルテンサイト		残留オーステナイト		残部面積率 (%)	YS (MPa)	TS (MPa)	TS×EL (MPa・%)		
		面積率 (%)	[C] _M /[C]	面積率 (%)	平均粒径 (μm)					[Mn] γ (%)	
21	A	85.6	0.68	6.7	2.08	9.86	973	1827	15529		
22	A	86.7	0.73	6.5	2.30	8.26	1366	1850	15543		
23	A	82.4	0.68	5.2	2.10	8.07	1164	1759	15652		
24	A	90.1	0.85	0.8	0.72	5.91	1428	1923	11730		
25	A	85.6	0.72	5.3	2.20	5.26	756	1827	14250		
26	A	84.3	0.73	6.1	2.41	8.53	922	1817	16353		
27	A	0	-	38.5	3.64	9.81	651	1097	37298		
28	B	90.4	0.95	1.4	0.65	5.09	667	1437	12213		
29	B	68.1	0.72	7.6	0.81	14.74	512	946	18920		
30	B	90.5	0.92	4.1	0.77	6.18	680	1438	15822		
31	B	53.2	0.48	3.2	0.82	5.98	721	1052	14938		
32	C	83.5	0.89	8.1	2.08	5.77	783	2197	20871		
33	C	88.3	0.91	3.3	2.38	5.22	1138	2208	17664		
34	N	83.5	0.65	4.9	0.65	13.89	729	1039	10390		
35	O	36.5	0.75	8.9	0.71	9.59	659	966	18354		
36	P	65.7	0.68	3.8	0.61	6.67	754	1079	14027		
37	B	98.9	0.85	0.4	0.85	5.45	731	1338	12832		
38	B	88.5	0.88	7.4	2.23	6.82	743	1276	13126		
39	B	66.8	0.53	5.3	0.71	6.22	742	1116	19523		
40	Q	61.3	0.52	36.4	3.73	21.53	506	1138	26436		
41	A	89.2	0.71	5.4	2.07	9.73	1004	1825	14893		
42	A	89.1	0.75	5.6	2.12	9.82	982	1795	14681		
43	R	86.5	0.83	13.2	0.73	14.52	944	1262	18353		

比較例

比較例

本発明例

[0117] 表1～表3-2を参照して、本発明例である試験番号1～20、43では、高い降伏応力および引張強さを有するとともに、優れた強度-延性バランスを有している。一方、本発明の規定を満足しない比較例である試験番号21～42では、YS、TS、TS×E1の少なくともいずれかの特性が劣る

結果となった。

産業上の利用可能性

[0118] 本発明によれば、高い引張強さと高い降伏応力を有するとともに優れた延性を有する鋼板を得ることができる。したがって、本発明に係る高強度鋼板は、自動車部材、機械構造部材、建築部材等の素材として用いるのに好適である。

請求の範囲

[請求項1]

化学組成が、質量%で、

C : 0.08 ~ 0.45 %、

Si : 0.05 ~ 3.0 %、

Mn : 3.5 ~ 10.0 %、

P : 0.10 %以下、

S : 0.030 %以下、

sol. Al : 0.01 ~ 2.0 %、

N : 0.010 %以下、

Ti : 0 ~ 0.20 %、

Nb : 0 ~ 0.10 %、

V : 0 ~ 0.50 %、

Cr : 0 %以上1.0 %未満、

Mo : 0 ~ 0.50 %、

Ni : 0 ~ 1.0 %、

B : 0 ~ 0.0050 %、

Ca : 0 ~ 0.020 %、

Mg : 0 ~ 0.020 %、

REM : 0 ~ 0.020 %、

Cu : 0 ~ 1.0 %、

Bi : 0 ~ 0.020 %、

残部 : Fe および不純物であり、

金属組織が、面積%で、

マルテンサイト : 70.0 ~ 95.0 %、

残留オーステナイト : 5.0 ~ 30.0 %、

残部 : 0 ~ 10.0 %であり、かつ、

残留オーステナイトの平均粒径 : 0.2 ~ 2.0 μm であり、

前記残留オーステナイト中の平均Mn濃度が下記 (i) 式を満足し

、前記C含有量と前記マルテンサイト中の平均C濃度とが (i i) 式を満足する、

高強度鋼板。

$$7.0 \leq [Mn]_{\gamma} \leq 20.0 \quad \dots (i)$$

$$0.6 \leq [C]_M / [C] \quad \dots (ii)$$

但し、上記式中の記号の意味は以下のとおりである。

$[Mn]_{\gamma}$: 前記残留オーステナイト中の前記平均Mn濃度 (質量%)

$[C]$: 鋼板中の前記C含有量 (質量%)

$[C]_M$: 前記マルテンサイト中の前記平均C濃度 (質量%)

[請求項2] 前記化学組成が、質量%で、

Ti : 0.005 ~ 0.20%、

Nb : 0.002 ~ 0.10%、および

V : 0.005 ~ 0.50%、

から選択される1種以上を含有する、

請求項1に記載の高強度鋼板。

[請求項3] 前記化学組成が、質量%で、

Cr : 0.05%以上、1.0%未満、

Mo : 0.02 ~ 0.50%、

Ni : 0.05 ~ 1.0%、および

B : 0.0002 ~ 0.0050%、

から選択される1種以上を含有する、

請求項1または請求項2に記載の高強度鋼板。

[請求項4] 前記化学組成が、質量%で、

Ca : 0.0005 ~ 0.020%、

Mg : 0.0005 ~ 0.020%、および

REM : 0.0005 ~ 0.020%、

から選択される1種以上を含有する、

- 請求項1から請求項3までのいずれか一項に記載の高強度鋼板。
- [請求項5] 前記化学組成が、質量%で、
 $Cu : 0.05 \sim 1.0\%$
を含有する、
請求項1から請求項4までのいずれか一項に記載の高強度鋼板。
- [請求項6] 前記化学組成が、質量%で、
 $Bi : 0.0005 \sim 0.020\%$
を含有する、
請求項1から請求項5までのいずれか一項に記載の高強度鋼板。
- [請求項7] 請求項1から請求項6までのいずれか一項に記載の化学組成を有するスラブに対して、熱間圧延工程、冷却工程、巻取り工程、一次焼鈍工程、任意の冷間圧延工程、および二次焼鈍工程を順に行う高強度鋼板の製造方法であって、
前記熱間圧延工程では、
最終圧延パスおよび前記最終圧延パスの1つ前の圧延パスにおける圧下率をそれぞれ15～60%とし、
前記最終圧延パスの1つ前の前記圧延パスの圧延完了から前記最終圧延パスの圧延開始までのパス間時間を、下記(v)式を満足させ、
前記最終圧延パスの圧延完了温度を A_{r3} 点～1100℃の温度域とし、
前記冷却工程では、前記熱間圧延工程後の熱延鋼板に対し、1～10秒の空冷を行った後に、10℃/秒以上の平均冷却速度で冷却し、
前記巻取り工程では、
550℃以下の温度域で巻取り、
前記一次焼鈍工程では、
前記熱延鋼板を、焼鈍温度が(A_{c1} 点－80℃)～(A_{c3} 点－55℃)の温度域、かつ、保持時間が下記(vi)式を満足するよ

うに保持し、

前記二次焼鈍工程では、

前記熱延鋼板を、焼鈍温度が、(Ac₃点+30℃)以上、(Ac₃点+200℃)未満の温度域、かつ、保持時間が150秒未満となるように保持した後、Ac₃点~500℃の温度範囲での平均冷却速度が15℃/秒以上となるように500℃以下の温度まで冷却する

、

高強度鋼板の製造方法。

$$0.002 / \exp(-6080 / (T_1 + 273)) \leq t_1 \leq 2.0 \dots (v)$$

$$2.3 \times 10^{-8} \times \exp\{23500 / (T_2 + 273)\} \leq t_2 \leq 4.0 \times 10^5 \dots (vi)$$

但し、上記式中の各記号の意味は以下のとおりである。

t₁ : 前記最終圧延パスの1つ前の圧延完了から前記最終圧延パスの圧延開始までのパス間時間 (秒)

T₁ : 前記最終圧延パスの1つ前の圧延パスの圧延完了温度 (℃)

t₂ : 前記一次焼鈍の前記焼鈍温度での前記保持時間 (秒)

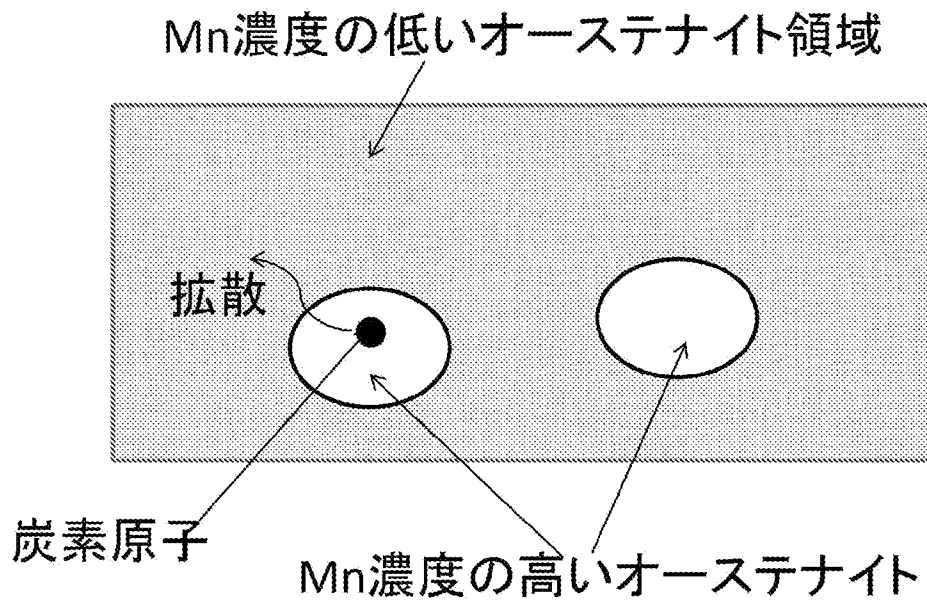
T₂ : 前記一次焼鈍の前記焼鈍温度 (℃)

[請求項8]

前記冷間圧延工程において、総圧下率を30%以上80%未満とする、

請求項7に記載の高強度鋼板の製造方法。

[図1]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2019/025975

<p>A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER Int.Cl. C22C38/00(2006.01) i, B21B122(2006.01) i, C21D9/46(2006.01) i, C22C38/58(2006.01) i According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC</p>														
<p>B. FIELDS SEARCHED Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) Int.Cl. C22C38/00-38/60, B21B1/22, C21D9/46-9/48</p>														
<p>Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched</p> <table border="0"> <tr> <td>Published examined utility model applications of Japan</td> <td>1922-1996</td> </tr> <tr> <td>Published unexamined utility model applications of Japan</td> <td>1971-2019</td> </tr> <tr> <td>Registered utility model specifications of Japan</td> <td>1996-2019</td> </tr> <tr> <td>Published registered utility model applications of Japan</td> <td>1994-2019</td> </tr> </table>			Published examined utility model applications of Japan	1922-1996	Published unexamined utility model applications of Japan	1971-2019	Registered utility model specifications of Japan	1996-2019	Published registered utility model applications of Japan	1994-2019				
Published examined utility model applications of Japan	1922-1996													
Published unexamined utility model applications of Japan	1971-2019													
Registered utility model specifications of Japan	1996-2019													
Published registered utility model applications of Japan	1994-2019													
<p>Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)</p>														
<p>C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT</p> <table border="1"> <thead> <tr> <th>Category*</th> <th>Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages</th> <th>Relevant to claim No.</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>A</td> <td>WO 2018/105003 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 14 June 2018 & JP 6213696 B1</td> <td>1-8</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>WO 2018/054787 A1 (ARCELOMITTAL) 29 March 2018 & WO 2018/055425 A1 & KR 10-2019-0039424 A & CN 109715843 A</td> <td>1-8</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>JP 2017-524824 A (ARCELOMITTAL) 31 August 2017 & US 2017/0137909 A1 & WO 2016/001703 A1 & WO 2016/001889 A2 & KR 10-2017-0026440 A & CN 106661654 A</td> <td>1-8</td> </tr> </tbody> </table>			Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.	A	WO 2018/105003 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 14 June 2018 & JP 6213696 B1	1-8	A	WO 2018/054787 A1 (ARCELOMITTAL) 29 March 2018 & WO 2018/055425 A1 & KR 10-2019-0039424 A & CN 109715843 A	1-8	A	JP 2017-524824 A (ARCELOMITTAL) 31 August 2017 & US 2017/0137909 A1 & WO 2016/001703 A1 & WO 2016/001889 A2 & KR 10-2017-0026440 A & CN 106661654 A	1-8
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.												
A	WO 2018/105003 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 14 June 2018 & JP 6213696 B1	1-8												
A	WO 2018/054787 A1 (ARCELOMITTAL) 29 March 2018 & WO 2018/055425 A1 & KR 10-2019-0039424 A & CN 109715843 A	1-8												
A	JP 2017-524824 A (ARCELOMITTAL) 31 August 2017 & US 2017/0137909 A1 & WO 2016/001703 A1 & WO 2016/001889 A2 & KR 10-2017-0026440 A & CN 106661654 A	1-8												
<p><input checked="" type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input type="checkbox"/> See patent family annex.</p>														
<p>* Special categories of cited documents:</p> <table border="0"> <tr> <td>"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance</td> <td>"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</td> </tr> <tr> <td>"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date</td> <td>"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</td> </tr> <tr> <td>"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)</td> <td>"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</td> </tr> <tr> <td>"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means</td> <td>"&" document member of the same patent family</td> </tr> <tr> <td>"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed</td> <td></td> </tr> </table>			"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"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	"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"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	"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)	"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	"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	"&" document member of the same patent family	"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed			
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"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													
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"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													
"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)	"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													
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	"&" document member of the same patent family													
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed														
<p>Date of the actual completion of the international search 06 September 2019 (06.09.2019)</p>		<p>Date of mailing of the international search report 17 September 2019 (17.09.2019)</p>												
<p>Name and mailing address of the ISA/ Japan Patent Office 3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915, Japan</p>		<p>Authorized officer</p> <p>Telephone No.</p>												

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2019/025975

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2017/222189 A1 (POSCO) 28 December 2017 & EP 3473742 A1 & KR 10-1798771 B1 & CN 109328241 A & JP 2019-523827 A	1-8
A	WO 2018/073919 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 26 April 2018 & KR 10-2019-0040018 A & CN 109790606 A	1-8
A	WO 2017/208759 A1 (KOBE STEEL, LTD.) 07 December 2017 & JP 2017-214648 A	1-8
A	JP 2018-95896 A (KOBE STEEL, LTD.) 21 June 2018 (Family: none)	1-8
A	JP 2016-194158 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 17 November 2016 (Family: none)	1-8
A	WO 2017/168962 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 05 October 2017 & JP 2018-90894 A & US 2019/0071744 A1 & EP 3421633 A1 & CN 108884537 A & KR 10-2018-0120210 A	1-8

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, B21B1/22(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC））

Int.Cl. C22C38/00-38/60, B21B1/22, C21D9/46-9/48

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1922-1996年
日本国公開実用新案公報	1971-2019年
日本国実用新案登録公報	1996-2019年
日本国登録実用新案公報	1994-2019年

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

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	WO 2018/105003 A1（新日鐵住金株式会社）2018.06.14, & JP 6213696 B1	1-8
A	WO 2018/054787 A1（ARCELORMITTAL）2018.03.29, & WO 2018/055425 A1 & KR 10-2019-0039424 A & CN 109715843 A	1-8
A	JP 2017-524824 A（アルセロールミタル）2017.08.31, & US 2017/0137909 A1 & WO 2016/001703 A1 & WO 2016/001889 A2 & KR 10-2017-0026440 A & CN 106661654 A	1-8

☑ C欄の続きにも文献が列挙されている。

☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
 「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
 「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）
 「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
 「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
 「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
 「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
 「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

06.09.2019

国際調査報告の発送日

17.09.2019

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）

伊藤 真明

4K

3640

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	WO 2017/222189 A1 (POSCO) 2017. 12. 28, & EP 3473742 A1 & KR 10-1798771 B1 & CN 109328241 A & JP 2019-523827 A	1-8
A	WO 2018/073919 A1 (新日鐵住金株式会社) 2018. 04. 26, & KR 10-2019-0040018 A & CN 109790606 A	1-8
A	WO 2017/208759 A1 (株式会社神戸製鋼所) 2017. 12. 07, & JP 2017-214648 A	1-8
A	JP 2018-95896 A (株式会社神戸製鋼所) 2018. 06. 21, (ファミリーなし)	1-8
A	JP 2016-194158 A (新日鐵住金株式会社) 2016. 11. 17, (ファミリーなし)	1-8
A	WO 2017/168962 A1 (JFE スチール株式会社) 2017. 10. 05, & JP 2018-90894 A & US 2019/0071744 A1 & EP 3421633 A1 & CN 108884537 A & KR 10-2018-0120210 A	1-8