(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
2016 年 10 月 13 日(13.10.2016)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2016/163538 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 38/06 (2006.01) *C21D 8/02* (2006.01)
C22C 38/60 (2006.01) *C21D 9/46* (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2016/061608

(22) 国際出願日: 2016 年 4 月 8 日(08.04.2016)

(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 2015-081101 2015 年 4 月 10 日(10.04.2015) JP

(71) 出願人: 新日鐵住金株式会社 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL 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: 匹田 和夫 (HIKIDA, Kazuo); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 橋本 元仙 (HASHIMOTO, Motonori); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 竹田 健悟 (TAKEDA, Kengo); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 高田 健 (TAKATA, Ken); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 青木 篤, 外 (AOKI, Atsushi et al.); 〒1058423 東京都港区虎ノ門三丁目５番１号 虎ノ門３７森ビル青和特許法律事務所 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, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, 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:

— 国際調査報告（条約第 21 条(3)）

(54) **Title**: STEEL SHEET WITH EXCELLENT COLD WORKABILITY DURING FORMING, AND PROCESS FOR PRODUCING SAME

(54) 発明の名称 : 成形時の冷間加工性に優れた鋼板及びその製造方法

(57) **Abstract**: The present invention provides a steel sheet with excellent cold workability during forming and a process for producing the steel sheet. The steel sheet according to the present invention has a composition which contains, in terms of mass%, 0.10-0.40% C, 0.01-0.30% Si, 0.30-1.00% Mn, 0.0001-0.020% P, 0.0001-0.010% S, and 0.001-0.10% Al, with the remainder comprising Fe and unavoidable impurities, and is characterized in that (a) the ratio of the number of carbide grains present at the ferrite grain boundaries to the number of carbide grains present inside the ferrite grains exceeds 1, (b) the ferrite grains have a diameter of 5-50 μm, (c) the in-plane r value anisotropy |Δr| is 0.2 or less, (d) the Vickers hardness is 100-150 HV, and (e) in the part of the steel sheet which is located at a depth of 1/2 the sheet thickness, the random intensity ratio for the {311}<011> orientation is 3.0 or less.

(57) 要約: 本発明は、成形時の冷間加工性に優れた鋼板及びその製造方法を提供する。本発明の鋼板は、成分組成が、質量%で、Ｃ：０．１０～０．４０%、Ｓｉ：０．０１～０．３０%、Ｍｎ：０．３０～１．００%、Ｐ：０．０００１～０．０２０%、Ｓ：０．０００１～０．０１０%、Ａｌ：０．００１～０．１０%を含有し、残部がＦｅ及び不可避的不純物からなり、(a)フェライト粒内の炭化物の個数に対するフェライト粒界の炭化物の個数の比率が１を超え、(b)フェライト粒径が５μｍ以上５０μｍ以下であり、(c)ｒ値の面内異方性｜Δｒ｜が０．２以下であり、(d)ビッカース硬さが１００ＨＶ以上１５０ＨＶ以下であり、(e)鋼板の１／２板厚部分における｛３１１｝＜０１１＞方位のランダム強度比が３．０以下であることを特徴とする。

WO 2016/163538 A1

明　細　書

発明の名称 ： 成形時の冷間加工性に優れた鋼板及びその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、成形時の冷間加工性に優れた鋼板及びその製造方法に関する。

背景技術

[0002] 自動車用部品、刃物、その他機械部品は、打抜き、曲げ、プレス加工等の加工工程を経て製造される。その加工工程において、製品品質の向上、安定化、及び／又は、製造コストの低減を図るため、素材である炭素鋼板に加工性の向上が求められる。

[0003] 一般に、炭素鋼板には、冷間圧延と球状化焼鈍が施され、フェライトと球状化炭化物からなる加工性の良い軟質な炭素鋼板が製造されている。これまで、炭素鋼板の加工性の改善のための技術が数多く提案なされている。

[0004] 例えば、特許文献１には、Ｃ：０．１５～０．９０質量%、Ｓｉ：０．４０質量%以下、Ｍｎ：０．３～１．０質量%、Ｐ：０．０３質量%以下、全Ａｌ：０．１０質量%以下、Ｔｉ：０．０１～０．０５質量%、Ｂ：０．０００５～０．００５０質量%、Ｎ：０．０１質量%以下、Ｃｒ：１．２質量%以下を含み、平均炭化物粒径０．４～１．０μｍで炭化物球状化率８０%以上の炭化物がフェライトマトリックスに分散した組織をもち、切欠き引張伸びが２０%以上である精密打抜き用高炭素鋼板とその製造法が開示されている。

[0005] 特許文献２には、Ｃ：０．３～１．３質量%、Ｓｉ：１．０質量%以下、Ｍｎ：０．２～１．５質量%、Ｐ：０．０２質量%以下、Ｓ：０．０２質量%以下を含有し、フェライト結晶粒界上の炭化物C_{GB}とフェライト結晶粒内の炭化物数C_{IG}の間に$C_{GB}/C_{IG} \leqq 0.8$の関係が成り立つように炭化物が分散した組織を有し、断面硬さが１６０ＨＶ以下であることを特徴とする加工性に優れた中・高炭素鋼板及びその製造法が開示されている。

[0006] 特許文献３には、Ｃ：０．３０～１．００質量%、Ｓｉ：１．０質量%以

下、Ｍｎ：０．２～１．５質量％、Ｐ：０．０２質量％以下、Ｓ：０．０２質量％以下を含み、フェライト結晶粒界上の炭化物$Ｃ_{GB}$とフェライト結晶粒内の炭化物数$Ｃ_{IG}$の間に$Ｃ_{GB}／Ｃ_{IG}$≦０．８の関係が成り立つとともに、全ての炭化物の内の９０％以上を長軸／短軸が２以下の球状化炭化物で占める炭化物がフェライト中に分散した組織を有することを特徴とする加工性に優れた中・高炭素鋼板が開示されている。

[0007] そして、特許文献１～３には、フェライト粒内における炭化物の割合が多いほど、加工性が向上すると記載されている。

[0008] また、特許文献４には、Ｃ：０．１～０．５質量％、Ｓｉ：０．５質量％以下、Ｍｎ：０．２～１．５質量％、Ｐ：０．０３質量％以下、Ｓ：０．０２質量％以下からなる組成と、フェライト及び炭化物を主体とする組織を有し、$Ｓ_{gb}＝｛Ｓ_{on}／（Ｓ_{on}＋Ｓ_{in}）｝×１００$（ここで、$Ｓ_{on}$：単位面積当りに存在する炭化物のうち、粒界上に存在する炭化物の総占有面積、$Ｓ_{in}$：単位面積当りに存在する炭化物のうち、粒内に存在する炭化物の総占有面積）で定義されるフェライト粒界炭化物量$Ｓ_{gb}$が４０％以上であることを特徴とするＦＢ加工性、金型寿命、及び、ＦＢ加工後の成形加工性に優れた鋼板が開示されている。

[0009] しかし、特許文献１に記載の技術は、フェライト粒径と炭化物の粗大化を狙い、軟質化のために$Ａ_{C1}$点以上の温度で焼鈍を行なっているが、$Ａ_{C1}$点以上の温度で焼鈍を行なった場合、焼鈍中に、棒状・板状の炭化物が析出する。この炭化物は、加工性を低下させるので、硬さを低下させることができても、加工性には不利である。

[0010] 特許文献２及び３に記載の技術は、いずれも、粒界に析出する炭化物の炭化物球状化率が低いことが加工性を悪化させる原因とし、粒界炭化物の球状化率の向上を問題としていない。特許文献４に記載の技術は、組織因子が規定されているのみで、加工性と機械特性の関係は検討されていない。

[0011] 特許文献５に記載の技術は、ファインブランキング加工性と、フェライト粒内に存在する炭化物量及びフェライト粒径との関係に着目してなされた発

明である。しかし、特許文献５では、集合組織が塑性異方性に対してどのような影響を及ぼすか検討されていない。

[0012] 特許文献６には、圧延により発達する集合組織の発達を抑制された熱延鋼板及びその製造方法が開示されている。しかし、特許文献６では、圧延により発達する集合組織以外の集合組織と冷間鍛造性との関係について検討されていない。

[0013] 特許文献７に記載の技術は、焼入れ前の高炭素熱延鋼板の硬度、全伸びには、フェライト粒内のセメンタイト密度が大きく影響することを考慮してなされた発明である。特許文献７に記載の熱延鋼板は、フェライト粒内のセメンタイト密度が０．１０個／μm^2以下であるフェライトとセメンタイトからなるミクロ組織を有することを特徴としている。しかし、特許文献７では、集合組織が塑性異方性に対してどのような影響を及ぼすか検討されていない。

[0014] 特許文献８に記載の技術は、微細組織を持つ鋼では、C_{eq}値が機械的特性や溶接性のみならず、疲労亀裂進展速度にも関係することを考慮してなされた発明である。特許文献８は、C_{eq}値の範囲を０．２８％～０．６５％に制限することによって、鋼材の耐疲労特性が改善されるとともに溶接性が確保されることを開示している。しかし、特許文献８では、集合組織が塑性異方性に対してどのような影響を及ぼすか検討されていない。

先行技術文献

特許文献

[0015] 特許文献1：特許第４４６５０５７号公報

特許文献2：特許第４９７４２８５号公報

特許文献3：特許第５１９７０７６号公報

特許文献4：特許第５１９４４５４号公報

特許文献5：特開２００７－２７０３３１号公報

特許文献6：特開２００９－２６３７１８号公報

特許文献7：特開２０１５－１７２９４号公報

特許文献8：特開２００４－２７３５５号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0016] 本発明は、従来技術の現状に鑑み、鋼板において、成形時の冷間加工性を向上させることを課題とし、該課題を解決する鋼板と、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] 本発明者らは、上記課題を解決する手法について鋭意研究した。その結果、冷間加工前の鋼板の組織における炭化物の分散状態を、熱延から焼鈍における製造条件を最適化して制御することによって、炭化物をフェライト粒界上に析出させるとともに熱延鋼板での集合組織を制御することができ、冷間加工性を向上できることを見出した。

[0018] また、上記条件を満足する鋼板は、単に、熱延条件や焼鈍条件を、それぞれ単独に工夫しても製造が困難であり、熱延・焼鈍工程の一貫工程において、相互に連携して最適化すれば製造できることを、種々の研究の積み重ねで見出した。

[0019] 本発明は、上記知見に基づいてなされたもので、その要旨は次のとおりである。

[0020] （１）成分組成が、質量％で、

Ｃ　：０．１０～０．４０％、

Ｓｉ：０．０１～０．３０％、

Ｍｎ：０．３０～１．００％、

Ｐ　：０．０００１～０．０２０％、

Ｓ　：０．０００１～０．０１０％、

Ａｌ：０．００１～０．１０％

を含有し、残部がＦｅ及び不可避的不純物からなり、

(a)フェライト粒内の炭化物の個数に対するフェライト粒界の炭化物の個数の比率が１を超え、

(b)フェライト粒径が５μｍ以上５０μｍ以下であり、

(c)ＪＩＳ　Ｚ　２２５４に規格されるｒ値の面内異方性｜Δｒ｜が０．２以下であり、

(d)ビッカース硬さが１００ＨＶ以上１５０ＨＶ以下であり、

(e)鋼板の結晶粒がランダムに方位分布してなる試料をＸ線回折したときのＸ線回折強度に対する、鋼板の１／２板厚部分の｛３１１｝＜０１１＞方位のＸ線回折強度比が３．０以下であることを特徴とする成形時の冷間加工性に優れた鋼板。

[0021]　（２）前記成分組成が、さらに、質量％で、

Ｎ　：０．０００１～０．０１０％、

Ｏ　：０．０００１～０．０２０％、

Ｃｒ：０．００１～０．５０％、

Ｍｏ：０．００１～０．１０％、

Ｎｂ：０．００１～０．１０％、

Ｖ　：０．００１～０．１０％、

Ｃｕ：０．００１～０．１０％、

Ｗ　：０．００１～０．１０％、

Ｔａ：０．００１～０．１０％、

Ｎｉ：０．００１～０．１０％、

Ｓｎ：０．００１～０．０５０％、

Ｓｂ：０．００１～０．０５０％、

Ａｓ：０．００１～０．０５０％、

Ｍｇ：０．０００１～０．０５０％、

Ｃａ：０．００１～０．０５０％、

Ｙ　：０．００１～０．０５０％、

Ｚｒ：０．００１～０．０５０％、

Ｌａ：０．００１～０．０５０％、

Ｃｅ：０．００１～０．０５０％の１種又は２種以上を含有する

ことを特徴とする前記（１）に記載の成形時の冷間加工性に優れた鋼板。

[0022] （３）前記（１）又は（２）に記載の成形時の冷間加工性に優れた鋼板を製造する製造方法であって、

前記（１）又は（２）に記載の成分組成の鋼片を加熱して熱間圧延に供し、８００℃以上９００℃以下の温度域で仕上げ熱延を完了し、４００℃以上５５０℃以下で巻き取った熱延鋼板に、酸洗後、２つの温度域で保持する２段ステップ型の焼鈍を施す際、

（ｉ）６５０℃以上７２０℃以下の温度域で、３時間以上６０時間以下保持する１段目の焼鈍を施し、次いで、７２５℃以上７９０℃以下の温度域で、３時間以上５０時間以下保持する２段目の焼鈍を施し、その後、

（ii）６５０℃以下まで冷却速度１℃／時間以上３０℃／時間以下で冷却する

ことを特徴とする成形時の冷間加工性に優れた鋼板の製造方法。

[0023] （４）鋼板の断面収縮率が４０％以上であることを特徴とする（３）に記載の鋼板の製造方法。

発明の効果

[0024] 本発明によれば、成形時の冷間加工性に優れた鋼板を製造し提供することができる。

発明を実施するための形態

[0025] 本発明の成形時の冷間加工性に優れた鋼板（以下「本発明鋼板」ということがある。）は、成分組成が、質量％で、

Ｃ　：０．１０～０．４０％、

Ｓｉ：０．０１～０．３０％、

Ｍｎ：０．３０～１．００％、

Ｐ　：０．０００１～０．０２０％、

Ｓ　：０．０００１～０．０１０％、

Ａｌ：０．００１～０．１０％

を含有し、残部がＦｅ及び不可避的不純物からなり、

(a)フェライト粒内の炭化物の個数に対するフェライト粒界の炭化物の個数の比率が１を超え、

(b)フェライト粒径が５μｍ以上５０μｍ以下であり、

(c)ＪＩＳ　Ｚ　２２５４に規格されるｒ値の面内異方性｜Δｒ｜が０．２以下であり、

(d)ビッカース硬さが１００ＨＶ以上１５０ＨＶ以下であり、

(e)鋼板の結晶粒がランダムに方位分布してなる試料をＸ線回折したときのＸ線回折強度に対する、鋼板の１／２板厚部分の｛３１１｝＜０１１＞方位のＸ線回折強度比が３．０以下であることを特徴とする。

[0026] 本発明の成形時の冷間加工性に優れた鋼板の製造方法（以下「本発明製造方法」ということがある。）は、本発明鋼板を製造する製造方法であって、

本発明鋼板の成分組成の鋼片を加熱して熱間圧延に供し、８００℃以上９００℃以下の温度域で仕上げ熱延を完了し、４００℃以上５５０℃以下で巻き取った熱延鋼板に、酸洗後、２つの温度域で保持する２段ステップ型の焼鈍を施す際、

（ｉ）６５０℃以上７２０℃以下の温度域で、３時間以上６０時間以下保持する１段目の焼鈍を施し、次いで、７２５℃以上７９０℃以下の温度域で、３時間以上５０時間以下保持する２段目の焼鈍を施し、その後、

（ii）６５０℃以下まで冷却速度１℃／時間以上３０℃／時間以下で冷却する

ことを特徴とする。

[0027] 以下、本発明鋼板と本発明製造方法について説明する。

[0028] 最初に、本発明鋼板の成分組成の限定理由について説明する。なお、成分組成に係る％は質量％を意味する。

[0029] Ｃ：０．１０～０．４０％

Ｃは、鋼中で炭化物を形成し、鋼の強化及びフェライト粒の微細化に有効な元素である。冷間加工における梨地の発生を抑制し、冷間鍛造部品の表面美観を確保するためには、フェライト粒径の粗大化を抑制する必要があるが

、０．１０％未満では、炭化物の体積率が不足し、焼鈍中の炭化物の粗大化を抑制することができないので、Ｃは０．１０％以上とする。好ましくは０．１２％以上である。

[0030] 一方、０．４０％を超えると、炭化物の体積率が増加し、瞬時的に荷重を負荷させた際に破壊の起点となるクラックが多量に生成し、耐衝撃特性が低下するので、Ｃは０．４０％以下とする。好ましくは０．３８％以下である。

[0031] Ｓｉ：０．０１～０．３０％

Ｓｉは、脱酸剤として作用し、また、炭化物の形態に影響を及ぼす元素である。フェライト粒内の炭化物の個数を減らし、フェライト粒界上の炭化物の個数を増やすためには、２段ステップ型の焼鈍において、焼鈍中にオーステナイト相を生成させ、一旦、炭化物を溶解させた後、徐冷し、フェライト粒界への炭化物の析出を促進する必要がある。

[0032] 本発明鋼板において、Ｓｉは少ないほど好ましいが、０．０１％未満に低減すると、製造コストが上昇するので、Ｓｉは０．０１％以上とする。

[0033] 一方、０．３０％を超えると、フェライトの延性が低下し、冷間加工時に割れが起こり易くなり、冷間加工性が低下するので、Ｓｉは０．３０％以下とする。好ましくは０．２８％以下である。

[0034] Ｍｎ：０．３０～１．００％

Ｍｎは、２段ステップ型の焼鈍において、炭化物の形態を制御する元素である。０．３０％未満では、２段目の焼鈍後の徐冷において、フェライト粒界に炭化物を析出させることが困難となるので、Ｍｎは０．３０％以上とする。好ましくは０．３３％以上である。

[0035] 一方、１．００％を超えると、フェライトの硬度が増加し、冷間加工性が低下するので、Ｍｎは１．００％以下とする。好ましくは０．９６％以下である。

[0036] Ｐ：０．０００１～０．０２０％

Ｐは、フェライト粒界に偏析し粒界炭化物の形成を抑制する元素である。

少ないほど好ましいが、精錬工程において、Ｐを０．０００１％未満に低減すると、精錬コストが大幅に上昇するので、Ｐは０．０００１％以上とする。好ましくは０．００１３％以上である。

[0037] 一方、０．０２０％を超えると、粒界炭化物の個数比率が低下し、冷間加工性が低下するので、Ｐは０．０２０％以下とする。好ましくは０．０１８％以下である。

[0038] Ｓ：０．０００１～０．０１０％

Ｓは、ＭｎＳなどの非金属介在物を形成する元素である。非金属介在物は、冷間鍛造時、割れ発生の起点となるので、Ｓは少ないほど好ましいが、０．０００１％未満に低減すると、精錬コストが大幅に上昇するので、Ｓは０．０００１％以上とする。好ましくは０．００１２％以上である。

[0039] 一方、０．０１０％を超えると、冷間加工性が低下するので、Ｓは０．０１０％以下とする。好ましくは０．００７％以下である。

[0040] Ａｌ：０．００１～０．１０％

Ａｌは、鋼の脱酸剤として作用し、フェライトを安定化する元素である。０．００１％未満では、添加効果が十分に得られないので、Ａｌは０．００１％以上とする。好ましくは０．００４％以上である。

[0041] 一方、０．１０％を超えると、粒界上の炭化物の個数割合が低下し、冷間加工性が低下するので、Ａｌは０．１０％以下とする。好ましくは０．０８％以下である。

[0042] 本発明鋼板は、上記元素の他、本発明鋼板の特性の向上を図るため、Ｎ：０．０００１～０．０１０％、Ｏ：０．０００１～０．０２０％、Ｃｒ：０．００１～０．５０％、Ｍｏ：０．００１～０．１０％、Ｎｂ：０．００１～０．１０％、Ｖ：０．００１～０．１０％、Ｃｕ：０．００１～０．１０％、Ｗ：０．００１～０．１０％、Ｔａ：０．００１～０．１０％、Ｎｉ：０．００１～０．１０％、Ｓｎ：０．００１～０．０５０％、Ｓｂ：０．００１～０．０５０％、Ａｓ：０．００１～０．０５０％、Ｍｇ：０．０００１～０．０５０％、Ｃａ：０．００１～０．０５０％、Ｙ：０．００１～０

．０５０％、Ｚｒ：０．００１～０．０５０％、Ｌａ：０．００１～０．０５０％、Ｃｅ：０．００１～０．０５０％の１種又は２種以上を含有してもよい。

[0043] Ｎ：０．０００１～０．０１０％

Ｎは、多量の含有により、フェライトの脆化を引き起こす元素である。少ないほど好ましいが、０．０００１％未満に低減すると、精錬コストが大幅に上昇するので、Ｎは０．０００１％以上とする。好ましくは０．０００６％以上である。一方、０．０１０％を超えると、フェライトが脆化し、冷間鍛造性が低下するので、Ｎは０．０１０％以下とする。好ましくは０．００７％以下である。

[0044] Ｏ：０．０００１～０．０２０％

Ｏは、多量の含有により、鋼中に粗大な酸化物を形成する元素である。少ないほうが好ましいが、０．０００１％未満に低減すると、精錬コストが大幅に上昇するので、Ｏは０．０００１％以上とする。好ましくは０．００１１％以上である。一方、０．０２０％を超えると、鋼中に粗大な酸化物が生成し、冷間加工時に割れの起点となるので、Ｏは０．０２０％以下とする。好ましくは０．０１７％以下である。

[0045] Ｃｒ：０．００１～０．５０％

Ｃｒは、焼入れ性を高め、強度の向上に寄与する元素であり、また、炭化物に濃化し、オーステナイト相でも安定な炭化物を形成する元素である。０．００１％未満では、焼入れ性向上効果が十分に得られないので、Ｃｒは０．００１％以上とする。好ましくは０．００７％以上である。一方、０．５０％を超えると、炭化物が安定化し、焼入れ時に炭化物の溶解が遅れ、所要の焼入れ強度を達成できない恐れがあるので、Ｃｒは０．５０％以下とする。好ましくは０．４５％以下である。

[0046] Ｍｏ：０．００１～０．１０％

Ｍｏは、Ｍｎと同様に、炭化物の形態制御に有効な元素である。０．００１％未満では、添加効果が十分に得られないので、Ｍｏは０．００１％以上

とする。好ましくは０．０１０％以上である。一方、０．１０％を超えると、ｒ値の面内異方性が悪化し、冷間加工性が低下するので、Ｍｏは０．１０％以下とする。好ましくは０．０８％以下である。

[0047] Ｎｂ：０．００１～０．１０％

Ｎｂは、炭化物の形態制御に有効な元素であり、また、組織を微細化し、靭性の向上に寄与する元素である。０．００１％未満では、添加効果が十分に得られないので、Ｎｂは０．００１％以上とする。好ましくは０．００４％以上である。一方、０．１０％を超えると、微細なＮｂ炭化物が多数析出し、強度が過度に上昇し、また、粒界炭化物の個数比率が低下し、冷間鍛造性が低下するので、Ｎｂは０．１０％以下とする。好ましくは０．０８％以下である。

[0048] Ｖ：０．００１～０．１０％

Ｖも、Ｎｂと同様に、炭化物の形態制御に有効な元素であり、また、組織を微細化し、靭性の向上に寄与する元素である。０．００１％未満では、添加効果が十分に得られないので、Ｖは０．００１％以上とする。好ましくは０．００４％以上である。一方、０．１０％を超えると、微細なＶ炭化物が多数析出し、強度が過度に上昇し、また、粒界炭化物の個数比率が低下し、冷間鍛造性が低下するので、Ｖは０．１０％以下とする。好ましくは０．０８％以下である。

[0049] Ｃｕ：０．００１～０．１０％

Ｃｕは、フェライトの結晶粒界に偏析し、また、微細な析出物を形成して、強度の向上に寄与する元素である。０．００１％未満では、強度向上効果が十分に得られないので、Ｃｕは０．００１％以上とする。好ましくは０．００５％以上である。一方、０．１０％を超えると、赤熱脆性が生じ、熱延での生産性が低下するので、Ｃｕは０．１０％以下とする。好ましくは０．０８％以下である。

[0050] Ｗ：０．００１～０．１０％

Ｗも、Ｎｂ、Ｖと同様に、炭化物の形態制御に有効な元素である。０．０

０１％未満では、添加効果が十分に得られないので、Ｗは０．０００１％以上とする。好ましくは０．０００３％以上である。一方、０．１０％を超えると、微細なW炭化物が多数析出し、強度が過度に上昇し、また、粒界炭化物の個数比率が低下し、冷間鍛造性が低下するので、Ｗは０．１０％以下とする。好ましくは０．０８％以下である。

[0051] Ｔａ：０．００１～０．１０％

Ｔａも、Ｎｂ、Ｖ、Ｗと同様に、炭化物の形態制御に有効な元素である。０．００１％未満では、添加効果が十分に得られないので、Ｔａは０．００１％以上とする。好ましくは０．００５％以上である。一方、０．１０％を超えると、微細なW炭化物が多数析出し、強度が過度に上昇し、また、粒界炭化物の個数比率が低下し、冷間鍛造性が低下するので、Ｔａは０．１０％以下とする。好ましくは０．０８％以下である。

[0052] Ｎｉ：０．００１～０．１０％

Ｎｉは、部品の靭性の向上に有効な元素である。０．００１％未満では、添加効果が十分に得られないので、Ｎｉは０．００１％以上とする。好ましくは０．００３％以上である。一方、０．１０％を超えると、粒界炭化物の個数比率が低下し、冷間鍛造性が低下するので、Ｎｉは０．１０％以下とする。好ましくは０．０８％以下である。

[0053] Ｓｎ：０．００１～０．０５０％

Ｓｎは、鋼原料（スクラップ）から混入する元素である。粒界に偏析し、粒界炭化物の個数比率の低下を招くので、少ないほど好ましいが、０．００１％未満に低減すると、精錬コストが大幅に上昇するので、Ｓｎは０．００１％以上とする。好ましくは０．００２％以上である。一方、０．０５０％を超えると、フェライトが脆化し、冷間鍛造性が低下するので、Ｓｎは０．０５０％以下とする。好ましくは０．０４０％以下である。

[0054] Ｓｂ：０．００１～０．０５０％

Ｓｂは、Ｓｎと同様に、鋼原料（スクラップ）から混入する元素である。粒界に偏析し、粒界炭化物の個数比率の低下を招くので、少ないほど好まし

いが、０．００１％未満に低減すると、精錬コストが大幅に上昇するので、Ｓｂは０．００１％以上とする。好ましくは０．００２％以上である。一方、０．０５０％を超えると、冷間鍛造性が低下するので、Ｓｂは０．０５０％以下とする。好ましくは０．０４０％以下である。

[0055] Ａｓ：０．００１～０．０５０％

Ａｓは、Ｓｎ、Ｓｂと同様に、鋼原料（スクラップ）から混入する元素である。粒界に偏析し、粒界炭化物の個数比率の低下を招くので、少ないほど好ましいが、０．００１％未満に低減すると、精錬コストが大幅に上昇するので、Ａｓは０．００１％以上とする。好ましくは０．００２％以上である。一方、０．０５０％を超えると、粒界炭化物の個数比率が低下し、冷間鍛造性が低下するので、Ａｓは０．０５０％以下とする。好ましくは０．０４０％以下である。

[0056] Ｍｇ：０．０００１～０．０５０％

Ｍｇは、微量の添加で硫化物の形態を制御できる元素である。０．０００１％未満では、添加効果が十分に得られないので、Ｍｇは０．０００１％以上とする。好ましくは０．０００８％以上である。一方、０．０５０％を超えると、フェライトが脆化し、冷間鍛造性が低下するので、Ｍｇは０．０５０％以下とする。好ましくは０．０４０％以下である。

[0057] Ｃａ：０．００１～０．０５０％

Ｃａは、Ｍｇと同様に、微量の添加で硫化物の形態を制御できる元素である。０．００１％未満では、添加効果が十分に得られないので、Ｃａは０．００１％以上とする。好ましくは０．００３％以上である。一方、０．０５０％を超えると、粗大なＣａ酸化物が生成し、冷間鍛造時に割れ発生の起点となるので、Ｃａは０．０５０％以下とする。好ましくは０．０４０％以下である。

[0058] Ｙ：０．００１～０．０５０％

Ｙは、Ｍｇ、Ｃａと同様に、微量の添加で硫化物の形態を制御できる元素である。０．００１％未満では、添加効果が十分に得られないので、Ｙは０

．００１％以上とする。好ましくは０．００３％以上である。一方、０．０５０％を超えると、粗大なＹ酸化物が生成し、冷間加工時に割れ発生の起点となるので、Ｙは０．０５０％以下とする。好ましくは０．０３５％以下である。

[0059] Ｚｒ：０．００１～０．０５０％

Ｚｒは、Ｍｇ、Ｃａ、Ｙと同様に、微量の添加で硫化物の形態を制御できる元素である。０．００１％未満では、添加効果が十分に得られないので、Ｚｒは０．００１％以上とする。好ましくは０．００４％以上である。一方、０．０５０％を超えると、粗大なＺｒ酸化物が生成し、冷間加工時に割れ発生の起点となるので、Ｚｒは０．０５０％以下とする。好ましくは０．０４５％以下である。

[0060] Ｌａ：０．００１～０．０５０％

Ｌａは、微量の添加で硫化物の形態を制御できる元素であるが、粒界に偏析し、粒界炭化物の個数比率の低下を招く元素でもある。０．００１％未満では、形態制御効果が十分に得られないので、Ｌａは０．００１％以上とする。好ましくは０．００４％以上である。一方、０．０５０％を超えると、粒界炭化物の個数比率が低下し、冷間加工性が低下するので、Ｌａは０．０５０％以下とする。好ましくは０．０４５％以下である。

[0061] Ｃｅ：０．００１～０．０５０％

Ｃｅは、Ｌａと同様に、微量の添加で硫化物の形態を制御できる元素であるが、粒界に偏析し、粒界炭化物の個数比率の低下を招く元素でもある。０．００１％未満では、形態制御効果が十分に得られないので、Ｃｅは０．００１％以上とする。好ましくは０．００４％以上である。一方、０．０５０％を超えると、粒界炭化物の個数比率が低下し、冷間鍛造性が低下するので、Ｃｅは０．０５０％以下とする。好ましくは０．０４５％以下である。

[0062] なお、本発明鋼板の成分組成の残部は、Ｆｅ及び不可避的不純物である。

[0063] 本発明鋼板は、上記成分組成の他、最適な熱延及び焼鈍の結果、

(a)フェライト粒内の炭化物の個数に対するフェライト粒界の炭化物の個数の

比率が１を超え、

(b)フェライト粒径が５μｍ以上５０μｍ以下であり、

(c)ＪＩＳ　Ｚ　２２５４に規格されるｒ値の面内異方性｜Δｒ｜が０．２以下であり、

(d)ビッカース硬さが１００ＨＶ以上１５０ＨＶ以下であり、

(e)鋼板の結晶粒がランダムに方位分布してなる試料をＸ線回折したときのＸ線回折強度に対する、鋼板の１／２板厚部分の｛３１１｝＜０１１＞方位のＸ線回折強度比が３．０以下である

ことにより、成形時の冷間加工性に優れることは、本発明者らが見いだした新規な知見である。

[0064] 以下、上記(a)～(e)について説明する。

[0065] (a)フェライト粒内の炭化物の個数に対するフェライト粒界の炭化物の個数の比率が１超であること：

本発明鋼板は、実質的に、フェライトと炭化物からなり、フェライト粒内の炭化物の個数に対するフェライト粒界の炭化物の個数の比率が１を超える組織である。なお、炭化物は、鉄と炭素の化合物であるセメンタイト（Fe_3C）に加え、セメンタイト中のＦｅをＭｎ、Ｃｒ等の元素で置換した化合物や、合金炭化物（$M_{23}C_6$、M_6C、ＭＣ等であり、ＭはＦｅ及びその他の添加金属元素）である。

[0066] 鋼板を所定の部品形状に成形する際、鋼板のマクロ組織には剪断帯が形成され、剪断帯の近傍で、すべり変形が集中して起きる。すべり変形は、転位の増殖を伴い、剪断帯の近傍には、転位密度の高い領域が形成される。鋼板に付与する歪量の増加に伴い、すべり変形が促進され、転位密度が増加する。冷間鍛造では、相当歪で１を超える強加工が施される。

[0067] このため、従来の鋼板では、転位密度の増加に伴うボイド及び／又はクラックの発生を防ぐことはできず、冷間鍛造性の向上を図ることは困難であった。

[0068] 上記困難な課題を解決するためには、成形時における剪断帯の形成を抑制

することが効果的である。ミクロ組織の観点では、剪断帯の形成は、ある一つの結晶粒で発生したすべりが、結晶粒界を乗り越えて、隣接結晶粒に連続的に伝播する現象である。よって、剪断帯の形成を抑制するためには、結晶粒界を越えるすべりの伝播を防ぐ必要がある。

[0069] 鋼板中の炭化物は、すべりを妨げる強固な粒子であり、炭化物を、フェライト粒界に存在させることで、剪断帯の形成を抑制することができ、冷間鍛造性を向上させることが初めて可能となる。

[0070] 理論及び原則に基づけば、冷間鍛造性は、フェライト粒界の炭化物の被覆率の影響を強く受けると考えられるので、該被覆率を高精度で測定することが必要となる。

[0071] ３次元空間において、フェライト粒界における炭化物の被覆率を測定するためには、走査型電子顕微鏡内にて、ＦＩＢによるサンプル切削と観察を繰り返して行うシリアルセクショニングＳＥＭ観察、又は、３次元ＥＢＳＰ観察が必須となり、膨大な測定時間を要するとともに、技術ノウハウの蓄積が不可欠となる。このことを、本発明者らは明らかにし、一般的な分析手法は適さないと結論付けた。

[0072] このため、簡易的で精度の高い評価指標を探索した結果、フェライト粒内の炭化物の個数に対するフェライト粒界の炭化物の個数の比率を指標とすれば、冷間鍛造性を評価することが可能となり、フェライト粒内の炭化物の個数に対するフェライト粒界の炭化物の個数の比率が１を超えると、冷間鍛造性が著しく向上することを本発明者らは見いだした。

[0073] なお、冷間加工時に起きる鋼板の座屈、折込み、たたみ込みのいずれも、剪断帯の形成に伴う歪の局所化により引き起こされるものであるから、炭化物をフェライト粒界に存在させることにより、剪断帯の形成及び歪の局所化を緩和し、座屈、折込み、たたみ込みの発生を効果的に抑制することができる。

[0074] 結晶粒界上の炭化物の球状化率が８０％未満であると、棒状又は板条の炭化物に局所的にひずみが集中し、ボイド及び／又はクラックが発生し易くな

るので、結晶粒界上の炭化物の球状化率は８０％以上が好ましく、より好ましくは９０％以上である。

[0075] フェライト粒内炭化物及びフェライト粒界の炭化物の平均粒子径が０．１μｍ未満であると、鋼板の硬さが顕著に増加して、加工性が低下するので、炭化物の平均粒子径は０．１μｍ以上が好ましい。より好ましくは０．１７μｍ以上である。一方、炭化物の平均粒子径が２．０μｍを超えると、冷間加工時に粗大な炭化物が起点となり亀裂が発生し、冷間加工性が低下するので、炭化物の平均粒子径は２．０μｍ以下が好ましい。より好ましくは１．９５μｍ以下である。

[0076] 続いて、組織の観察方法及び測定方法について説明する。

[0077] 炭化物の観察は、走査型電子顕微鏡で行なう。観察に先立ち、組織観察用のサンプルを、エメリー紙による湿式研磨及び１μｍの平均粒子サイズをもつダイヤモンド砥粒により研磨し、観察面を鏡面に仕上げた後、３％硝酸－アルコール溶液にて組織をエッチングしておく。

[0078] 観察の倍率は、３０００倍の中で、フェライトと炭化物を判別できる倍率を選択する。選択した倍率で、板厚１／４層における３０μｍ×４０μｍの視野をランダムに８枚撮影する。

[0079] 得られた組織画像に対して、三谷商事株式会社製（Ｗｉｎ　ＲＯＯＦ）に代表される画像解析ソフトにより、その領域中に含まれる各炭化物の面積を詳細に測定する。各炭化物の面積から、円相当直径（＝２×√（面積／３．１４））を求め、その平均値を炭化物粒子径とする。

[0080] また、炭化物の球状化率は、炭化物を等面積で、かつ、慣性モーメントが等しい楕円に近似し、最大長さと、その直角方向の最大長さの比が３未満となるものの割合を計算して求めた。

[0081] なお、ノイズによる測定誤差の影響を抑えるため、粒内及び粒界の炭化物のうち、面積が０．０１μｍ^{2}以上の炭化物を個数カウントの対象とし、面積が０．０１μｍ^{2}以下の炭化物は、評価の対象から除外した。

[0082] フェライト粒界上に存在する炭化物の個数をカウントし、全炭化物数から

、フェライト粒界上の炭化物数を引算してフェライト粒内の炭化物数を求めた。測定した個数をもとに、フェライト粒内の炭化物に対する粒界の炭化物の個数比率を求めた。

[0083] (b)フェライト粒径が５μｍ以上５０μｍ以下であること：

冷延鋼板を焼鈍した後の組織において、フェライト粒径を５μｍ以上とすることで、冷間加工性を改善することができる。フェライト粒径が５μｍ未満であると、硬さが増加して、冷間加工時に、亀裂やクラックが発生し易くなるので、フェライト粒径は５μｍ以上とする。好ましくは７μｍ以上である。

[0084] 一方、５０μｍを超えると、すべりの伝播を抑制する結晶粒界上の炭化物の個数が減少し、冷間加工性が低下するので、フェライト粒径は５０μｍ以下とする。好ましくは３７μｍ以下である。

[0085] フェライト粒径は、前述した研磨方法で、サンプルの観察面を鏡面に研磨した後、３％硝酸－アルコール溶液でエッチングし、観察面の組織を光学顕微鏡又は走査型電子顕微鏡で観察し、撮影した画像に線分法を適用して測定する。

[0086] (c)ＪＩＳ　Ｚ　２２５４に規格されるｒ値の面内異方性｜Δｒ｜が０．２以下であること：

鋼板の塑性ひずみ比（ｒ値）の面内異方性｜Δｒ｜は、ＪＩＳ　Ｚ　２２５４に準拠する方法で測定する。圧延方向に対して０°方向、４５°方向、及び９０°方向の各方向から試験片を採取して測定したｒ値（０°方向：r_0、４５°方向：r_{45}、９０°方向：r_{90}）を用い、下記式を用いて算出した。

$$|\Delta r| = (r_0 - 2r_{45} + r_{90}) / 2$$

[0087] 鋼板の塑性ひずみ比（ｒ値）の面内異方性｜Δｒ｜を０．２以下とすることで、冷間加工性を改善することができる。｜Δｒ｜が０．２を超えると、絞り加工の際、部品の厚さや耳の高さが不均一になるので、面内異方性｜Δｒ｜は０．２以下とする。

[0088] (d)ビッカース硬さが１００ＨＶ以上１５０ＨＶ以下であること：

鋼板のビッカース硬さを１００ＨＶ以上１５０ＨＶ以下とすることで、冷間加工性を改善することができる。ビッカース硬さが１００ＨＶ未満であると、冷間加工中に座屈が発生し易くなるので、ビッカース硬さは１００ＨＶ以上とする。好ましくは１１０ＨＶ以上である。

[0089] 一方、ビッカース硬さが１５０ＨＶを超えると、延性が低下し、冷間鍛造時に内部割れが起き易くなるので、ビッカース硬さは１５０ＨＶ以下とする。好ましくは１４６ＨＶ以下である。

[0090] (e)鋼板の結晶粒がランダムに方位分布してなる試料をＸ線回折したときのＸ線回折強度に対する、鋼板の１／２板厚部分の｛３１１｝＜０１１＞方位のＸ線回折強度比が３．０以下であること：

冷間鍛造時には、炭化物の形態を制御することに加えて、冷間鍛造時の絞り成形性を確保する必要がある。冷間鍛造時の絞り成形性を向上させるためには、面内異方性｜Δｒ｜等の塑性異方性の改善が必要となる。そのためには、熱延鋼板での集合組織を制御する必要がある。集合組織の評価は、熱延鋼板の１／２板厚部分での板面に平行な面でのＸ線回折による解析を用いる。

[0091] 熱延鋼板の片方の表面から１／２板厚面まで表面と平行に研削を行って１／２板厚面を露出し、前記１／２板厚面についてＸ線回折による解析を行う。前記Ｘ線回折として、Ｍｏ管球によるＸ線回折を使用しても良い。反射による回折方位｛１１０｝、｛２２０｝、｛２１１｝、｛３１０｝の回折強度を得て、これらをもとに、結晶方位分布（Orientation Distribution Function：ＯＤＦ）を作成する。

[0092] Ｘ線回折強度比は、ＯＤＦから得られた前記１／２板厚面の回折強度データと、熱延鋼板のランダム方位の回折強度データとを用いて定められる。具体的には、金属組織が特定の方位への集積を持たない標準試料として、測定対象の熱延鋼板の粉末の鉄を焼結させた試料或いは焼結前の前記粉末を用いて、前記１／２板厚面の回折強度データ取得時と同一条件にて、回折強度を求める。尚、前記標準試料として採取される部位は、特に限定されず、熱延

鋼板の任意の部分で良い。特定方位のＸ線回折強度比は、ＯＤＦから得られた前記１／２板厚面の当該特定方向の回折強度を、前記標準試料の回折強度で除して得られた数値である。

[0093] 前述したＯＤＦ解析により得られる｛３１１｝＜０１１＞方位のＸ線回折強度比をＩ１として、このＩ１が３．０以下であることが、熱延時のランダム集合組織に必要となる。好ましくは２．５以下である。Ｉ１が３．０以下のランダム集合組織が得られれば、塑性異方性は低減し、成形性は向上する。

[0094] 次に、本発明製造方法について説明する。

[0095] 本発明製造方法は、熱延と焼鈍を一貫して管理して組織制御を行なうことを特徴としている。所定の成分組成の鋼片を連続鋳造した後、鋼片を加熱して熱間圧延に供し、８００℃以上９００℃以下の温度域で仕上げ熱延を完了し、４００℃以上５５０℃以下で巻き取った熱延鋼板に、酸洗後、２つの温度域で保持する２段ステップ型の焼鈍を施す際、

（ｉ）６５０℃以上、７２０℃以下の温度域で、３時間以上６０時間以下保持する１段目の焼鈍を施し、次いで、７２５℃以上７９０℃以下の温度域で、３時間以上５０時間以下保持する２段目の焼鈍を施し、その後、

（ii）６５０℃以下まで冷却速度を１℃／時間以上３０℃／時間以下で冷却することにより、成形時の冷間加工性に優れた鋼板を製造することができる。

[0096] 上記熱間圧延と焼鈍により、鋼板組織を、微細パーライトとベイナイトからなる組織とすることができる。

[0097] 以下、工程条件について説明する。

[0098] 鋼片の加熱温度：１０００℃以上１２５０℃以下

熱間圧延に供する鋼片の加熱温度は１０００℃以上１２５０℃以下が好ましく、加熱時間は０．５時間以上３時間以下が好ましい。

[0099] 加熱温度が１０００℃未満、又は、加熱時間が０．５時間未満であると、鋳造で形成したミクロ偏析やマクロ偏析が解消せず、鋼材内部に、ＳｉやＭ

ｎ等が局所的に濃化する領域が残存し、耐衝撃特性が低下するので、加熱温度は１０００℃以上が好ましく、加熱時間は０．５時間以上が好ましい。

[0100] 一方、加熱温度が１２５０℃を超え、又は、加熱時間が３時間を超えると、鋼片表層からの脱炭が顕著になり、浸炭焼入れ前の加熱時に、表層のオーステナイト粒が異常に成長し、耐衝撃特性が低下するので、加熱温度は１２５０℃以下が好ましく、加熱時間は３時間以下が好ましい。

[0101] 仕上げ熱延温度：８００℃以上９００℃以下

仕上げ熱延は、８００℃以上９００℃以下で完了する。仕上げ熱延温度が８００℃未満であると、鋼片の変形抵抗が増加して、圧延負荷が顕著に上昇し、また、ロールの磨耗量が増大し、生産性が低下するので、仕上げ熱延温度は８００℃以上とする。好ましくは８２０℃以上である。

[0102] 一方、仕上げ熱延温度が９００℃を超えると、ＲＯＴ（Run Out Table）上を通板中に分厚いスケールが生成し、該スケールに起因して鋼板表面に疵が発生し、冷間鍛造及び浸炭焼き入れ焼戻し後に衝撃荷重が加わった際に疵を起点として亀裂が発生して耐衝撃特性が低下するので、仕上げ熱延温度は９００℃以下とする。好ましくは８８０℃以下である。

[0103] ＲＯＴでの冷却速度：１０℃／秒以上１００℃／秒以下

仕上げ熱延後のＲＯＴ上で熱延鋼板を冷却する際の冷却速度は１０℃／秒以上１００℃／秒以下が好ましい。冷却速度が１０℃／秒未満では、冷却途中に分厚いスケールが生成し、該スケールに起因して鋼板表面に疵が発生するのを抑制できないので、冷却速度は１０℃／秒以上とする。より好ましくは２０℃／秒以上である。

[0104] 一方、冷却速度が１００℃／秒を超えると、鋼板の表層から内部にわたり１００℃／秒を超える冷却速度で冷却され、鋼板の最表層部が過剰に冷却されて、ベイナイトやマルテンサイトなどの低温変態組織が生じる。

[0105] 巻き取り後、１００℃～室温まで冷却された熱延コイルを払い出す際、上記低温変態組織に微小クラックが発生し、続く酸洗工程及び冷延工程においても、この微小クラックを取り除くことは難しく、冷間加工中に微小クラッ

クを起点に亀裂が進展するため、冷間加工性が低下する。それ故、冷却速度は１００℃／秒以下が好ましい。

[0106] なお、上記冷却速度は、仕上げ熱延後の熱延鋼板が無注水区間を通過後に注水区間で水冷却を受ける時点から、巻取り目標温度までＲＯＴ上で冷却される時点において、各注水区間の冷却設備から受ける冷却能を指しており、注水開始点から巻取機により巻き取られる温度までの平均冷却速度を示すものではない。

[0107] 巻取温度：４００℃以上５５０℃以下

巻取温度は４００℃以上５５０℃以下とする。巻取温度が４００℃未満であると、巻取り前に未変態であったオーステナイトが、硬いマルテンサイトに変態し、熱延コイルの払い出し時に、鋼板表層にクラックが入り、加工性が低下するので、巻取温度は４００℃以上とする。好ましくは４３０℃以上である。

[0108] 一方、巻取温度が５５０℃を超えると、ラメラー間隔の大きなパーライトが生成し、熱的安定性が高い分厚い針状の炭化物が形成され、２段ステップ型の焼鈍後にも、針状の炭化物が残留する。この針状の炭化物を起点として冷間加工時には亀裂が生成するので、巻取温度は５５０℃以下とする。好ましくは５２０℃以下である。

[0109] 上記条件で製造した熱延コイルに、酸洗後、２つの温度域で保持する２段ステップ型の焼鈍を施す。尚、１段目の焼鈍及び２段目の焼鈍は、箱焼鈍或いは連続焼鈍のいずれであっても良い。２段ステップ型の焼鈍により、炭化物の安定性を制御して、フェライト粒界への炭化物の生成を促進するとともに、フェライト粒界上の炭化物の球状化率を高める。

[0110] 以下、２段ステップ型の焼鈍について説明する。

[0111] １段目の焼鈍をA_{C1}点以下の温度域で行ない、炭化物を粗大化させるとともに、合金元素を濃化させ、炭化物の熱的安定性を高める。その後、A_{C1}点以上A_3点以下の温度域に昇温し、オーステナイトを組織中に生成させる。

[0112] その後、徐冷により、オーステナイト中をフェライトに変態させ、オース

テナイト中の炭素濃度を高める。徐冷を進めることで、オーステナイト中に残存する炭化物に炭素原子が吸着し、炭化物とオーステナイトがフェライトの粒界を覆うようになり、最終的に、フェライトの粒界に球状化炭化物が多く存在する組織を形成することが可能となる。

[0113] A_{C1}点以上A_3点以下の温度域での保持中に、残留炭化物が少ない場合、冷却中に、パーライト、及び、棒状炭化物、板状炭化物が生成する。このパーライト、及び、棒状炭化物、板状炭化物が生成すると、鋼板の加工性が著しく低下するので、A_{C1}点以上A_3点以下の温度域での残留炭化物数を増加することが、鋼板の加工性を上げるうえで重要な要素となる。

[0114] 上記熱延条件で得られる鋼板組織を用いることで、A_{C1}点以下の温度で炭化物の熱的安定性を確保できるので、A_{C1}点以上A_3点以下の温度域での残留炭化物数の増加を狙うことができる。

[0115] 以下、２段ステップ型の焼鈍の焼鈍条件について説明する。

[0116] １段目の焼鈍

温度域：６５０℃以上７２０℃以下

保持時間：３時間以上６０時間以下

１段目の焼鈍において、焼鈍温度は６５０℃以上７２０℃以下とする。１段目の焼鈍温度が６５０℃未満であると、炭化物の安定度が不足し、２段目の焼鈍において、オーステナイト中に炭化物を残存させることが困難となるので、１段目の焼鈍温度は６５０℃以上とする。好ましくは６７０℃以上である。

[0117] 一方、１段目の焼鈍温度が７２０℃を超えると、炭化物の安定度を高める前に、オーステナイトが生成して、所要の組織変化に制御することが難しくなるので、１段目の焼鈍温度は７２０℃以下とする。好ましくは７００℃以下である。

[0118] １段目の保持時間は３時間以上６０時間以下とする。保持時間が３時間未満では、炭化物の安定化が十分ではなく、２段目の焼鈍時に炭化物を残存させることが困難となるので、１段目の保持時間は３時間以上とする。一方、

１段目の保持時間が６０時間を超えると、炭化物の安定度向上は見込めず、さらに、生産性が低下するので、１段目の保持時間は６０時間以下とする。好ましくは５５時間以下である。

[0119] 焼鈍雰囲気は、特定の雰囲気に限定されない。例えば、窒素９５％以上の窒素雰囲気、水素９５％以上の水素雰囲気、及び、大気雰囲気のいずれでもよい。

[0120] ２段目の焼鈍

温度域：７２５℃以上７９０℃以下

保持時間：３時間以上５０時間以下

２段目の焼鈍において、焼鈍温度は７２５℃以上７９０℃以下とする。２段目の焼鈍温度が７２５℃未満であると、オーステナイトの生成量が少なく、フェライト粒界上の炭化物の個数比率が低下するので、２段目の焼鈍温度は７２５℃以上とする。好ましくは７４５℃以上である。

[0121] 一方、２段目の焼鈍温度が７９０℃を超えると、炭化物をオーステナイト中に残存させることが困難となり、所要の組織変化に制御することが難しくなるので、２段目の焼鈍温度は７９０℃以下とする。好ましくは７７０℃以下である。

[0122] ２段目の保持時間を３時間以上５０時間以下とする。２段目の保持時間が３時間未満では、オーステナイトの生成量が少なく、かつ、フェライト粒内の炭化物の溶解が十分でなく、フェライト粒界上の炭化物の個数比率を増加させることが困難となるので、２段目の保持時間は３時間以上とする。好ましくは５時間以上である。

[0123] 一方、２段目の保持時間が５０時間を超えると、炭化物をオーステナイト中に残存させることが困難となるので、２段目の保持時間は５０時間以下とする。好ましくは４６時間以下である。

[0124] 焼鈍雰囲気は、特定の雰囲気に限定されない。例えば、窒素９５％以上の窒素雰囲気、水素９５％以上の水素雰囲気、及び、大気雰囲気のいずれでもよい。

[0125] ２段ステップ型の焼鈍が完了した後、熱延鋼板を冷却するが、その際、６５０℃まで、１℃／時間以上３０℃／時間以下の冷却速度で冷却する。

[0126] ６５０℃以下の温度までの冷却速度：１℃／時間以上３０℃／時間以下

徐冷で組織変化を制御する温度域は６５０℃までで十分であるので、６５０℃までの温度域における冷却速度を制御すれば良い。また、６５０℃以下の温度に到達後、冷却速度を前記範囲に制御しないで室温まで冷却して良い。

[0127] ２段目の焼鈍において生成したオーステナイトを徐冷して、フェライトに変態させるとともに、オーステナイト中に残存した炭化物へ炭素を吸着させるために、冷却速度は遅い方が好ましい。しかし、冷却速度が１℃／時間未満であると、冷却のために要する時間が増大し、生産性が低下するので、冷却速度は１℃／時間以上とする。好ましくは５℃／時間である。

[0128] 一方、冷却速度が３０℃／時間を超えると、オーステナイトがパーライトに変態し、鋼板の硬さが増加して、冷間鍛造性が低下し、また、浸炭焼き入れ焼戻し後の耐衝撃特性が低下するので、冷却速度は３０℃／時間以下とする。好ましくは２６℃／時間以下である。

[0129] また、本発明製造方法によれば、成分組成が、質量％で、Ｃ：０．１０～０．４０％、Ｓｉ：０．０１～０．３０％、Ｍｎ：０．３０～１．００％、Ｐ：０．０００１～０．０２０％、Ｓ：０．０００１～０．０１０％、ＡｌＩ：０．００１～０．１０％を含有し、残部がＦｅ及び不可避的不純物からなり、金属組織が、実質的にフェライトと球状化炭化物の組織であり、(a)フェライト粒内の炭化物の個数に対するフェライト粒界の炭化物の個数の比率が１を超え、(b)フェライト粒径が５μｍ以上５０μｍ以下であり、(c)ＪＩＳ Ｚ ２２５４に規格されるｒ値の面内異方性｜Δｒ｜が０．２以下であり、(d)ビッカース硬さが１００ＨＶ以上１５０ＨＶ以下であり、断面収縮率が４０％以上であり、鋼板の結晶粒がランダムに方位分布してなる試料をＸ線回折したときのＸ線回折強度に対する、鋼板の１／２板厚部分の｛３１１｝＜０１１＞方位のＸ線回折強度比が３．０以下である、成形時の冷間加工性

に優れた鋼板を製造することができる。

[0130] 尚、断面収縮率は下記の式（１）で定義される。この値が大きいことは、局部変形能が高いことを意味し、式（１）の値が大きくなるに従って鋼板の加工性が高くなる。

断面収縮率(%)＝１００－(引張破断時の断面積/初期断面積)×１００・・・式（１）

[0131] 以上、本願発明は、圧延制御および圧延後の熱処理により、炭化物（すなわち、セメンタイト）が均一に分散する組織になり、結晶の異方性を無くすことができることを特徴とする。そのため、本願発明は、鋼板の１／２板厚部分の｛３１１｝＜０１１＞方位のランダム強度比を３．０以下にすることができる。

実施例

[0132] 次に、実施例について説明するが、実施例の水準は、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条件の一例であり、本発明は、この一条件例に限定されるものではない。本発明は、本発明の要旨を逸脱せず、本発明の目的を達する限りにおいて、種々の条件を採用すること可能なものである。

[0133] （実施例１）

表１に示す成分組成の連続鋳造鋳片（鋼塊）を、熱延条件の影響を調べるため、表２に示す条件で熱間圧延し、板厚３．０ｍｍの熱延コイルを製造した。尚、表１の「備考」の欄に「開発鋼」と記載された鋼種は、本発明に係る鋼板の組成範囲に含まれる組成を有する。また、表１の「備考」の欄に「比較鋼」と記載された鋼種は、本発明に係る鋼板の組成範囲外の組成を有するものであり、本発明に係る鋼板の組成条件を満たさない成分には、下線が付されている。

[0134] 熱延コイルを酸洗し、箱型焼鈍炉内に熱延コイルを装入し、雰囲気を９５％水素－５％窒素に制御した後、室温から７０５℃に加熱して３６時間保持して、熱延コイル内の温度分布を均一化し、その後、７６０℃まで加熱し、

さらに、７６０℃で１０時間保持した後、６５０℃までを１０℃／時間の冷却速度で冷却し、その後、室温まで炉冷して、特性評価用のサンプルを作製した。なお、サンプルの組織は、前述した方法で測定した。

[0135] [表1]

	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Cr	Mo	Nb	V	Cu	W	Ta	Ni	Sn	Sb	As	Mg	Ca	Y	Zr	La	Ce	備考
A	0.21	0.13	0.53	0.0048	0.0084	0.618		0.0053	0.098				0.084			0.004		0.015		0.0149						比較鋼
B	0.24	0.28	0.91	0.0039	0.0018																					開発鋼
C	0.34	0.19	0.51	0.0133	0.0015									0.049	0.083			0.018		0.0459						開発鋼
D	0.18	0.18	0.50	0.0151	0.0092		0.0081		0.461										0.017					0.018		開発鋼
E	0.32	0.03	0.73	0.0149	0.0094	0.018		0.0018		0.087				0.080		0.020		0.034					0.021		0.045	開発鋼
F	0.22	0.06	0.98	0.0144	0.0088	0.082					0.073	0.039														開発鋼
G	0.17	0.13	0.94	0.0199	0.0026	0.038			0.277													0.014				開発鋼
H	0.37	0.11	0.38	0.0144	0.0087																					開発鋼
I	0.33	0.10	0.96	0.0010	0.0019				1.180	0.480									0.037			0.046	0.048			比較鋼
J	0.29	0.16	0.81	0.0132	0.0031																					開発鋼
K	0.11	0.02	0.41	0.0117	0.0360																					比較鋼
L	0.25	0.11	0.63	0.0167	0.0058		0.0007		0.090					0.020			0.012			0.0423	0.035				0.008	開発鋼
M	0.19	1.21	0.91	0.0027	0.0084														0.037			0.046	0.048			比較鋼
N	0.31	0.23	1.27	0.0010	0.0019																					比較鋼
O	0.51	0.14	0.65	0.0059	0.0013																					比較鋼
P	0.20	0.13	0.92	0.0153	0.0091																					開発鋼
Q	0.11	0.07	0.64	0.0060	0.0051		0.0013	0.0131									0.033	0.035								開発鋼
R	0.27	0.19	0.70	0.0185	0.0033								0.012			0.080							0.037			開発鋼
S	0.27	0.13	0.80	0.0044	0.0002					0.071			0.060		0.016					0.0280				0.036		開発鋼
T	0.25	0.14	0.38	0.0142	0.0097																					開発鋼
U	0.12	0.25	0.86	0.0154	0.0045																					開発鋼
W	0.40	0.08	0.78	0.0184	0.0087	0.026				0.025		0.088	0.055								0.038				0.015	開発鋼
X	0.13	0.20	0.96	0.0061	0.0034																					開発鋼
Y	0.21	0.21	0.41	0.0139	0.0038				0.092			0.093										0.039			0.030	開発鋼
Z	0.11	0.05	0.59	0.0195	0.0010																					開発鋼
AA	0.13	0.09	0.76	0.0127	0.0079																					開発鋼
AB	0.19	0.22	0.89	0.0005	0.0021																					開発鋼
AC	0.12	0.02	0.63	0.0168	0.0098																					開発鋼
AD	0.30	0.28	0.71	0.0169	0.0031						0.018	0.035							0.041							開発鋼

[0136] [表2]

	熱延条件		炭化物径 [μm]	フェライト粒径 [μm]	ビッカース硬さ [HV]	粒界炭化物数／粒内炭化物数	断面収縮率 [%]	{311} <011> X線回折強度比 (I1)	面内異方性 |Δr|	備考
	仕上熱延温度 [℃]	巻取温度 [℃]								
A-1	891	505	0.91	18.5	125	3.7	51.0	5.5	0.44	比較鋼
B-1	832	500	1.17	20.7	124	6.7	49.7	1.6	0.05	発明鋼
C-1	850	489	1.08	20.7	120	4.6	51.3	2.1	0.10	発明鋼
D-1	742	532	0.99	21.5	111	6.3	54.0	5.6	0.48	比較鋼
E-1	811	617	0.95	16.8	116	5.4	29.7	1.5	0.06	比較鋼
F-1	937	512	1.18	21.1	112	7.2	52.8	2.5	0.18	比較鋼
G-1	871	409	1.27	23.9	110	8.7	56.3	1.5	0.04	発明鋼
H-1	837	522	0.99	20.7	117	3.7	55.7	2.0	0.10	発明鋼
I-1	802	484	1.03	16.9	121	7.1	49.5	5.0	0.39	比較鋼
J-1	841	407	1.28	22.5	116	6.9	43.9	1.9	0.09	発明鋼
K-1	871	475	1.11	29.7	104	4.4	31.4	1.4	0.06	比較鋼
L-1	898	443	1.20	22.7	110	6.9	54.7	2.3	0.12	発明鋼
M-1	873	467	1.11	18.1	172	5.4	34.9	4.6	0.37	比較鋼
N-1	850	414	1.37	22.8	152	9.3	38.5	2.4	0.14	比較鋼
O-1	834	413	1.22	20.0	127	5.7	38.4	2.0	0.12	比較鋼
P-1	856	485	1.22	22.8	111	7.2	57.1	2.2	0.11	発明鋼
Q-1	873	428	1.25	29.3	116	6.2	54.1	2.0	0.12	発明鋼
R-1	845	348	1.32	24.0	114	6.5	51.1	2.2	0.14	比較鋼
S-1	837	454	1.23	21.9	114	7.1	56.6	1.8	0.08	発明鋼
T-1	830	671	0.75	17.4	116	2.8	38.7	1.4	0.05	比較鋼
U-1	881	419	1.29	27.6	112	7.3	59.0	2.7	0.19	発明鋼
W-1	853	535	1.09	18.5	121	6.1	55.1	1.4	0.05	発明鋼
X-1	885	477	1.24	25.8	112	7.5	58.0	2.9	0.19	発明鋼
Y-1	874	436	1.14	25.7	110	5.8	44.8	2.0	0.12	発明鋼
Z-1	899	485	1.16	27.7	108	5.5	57.5	1.6	0.06	発明鋼
AA-1	895	423	1.28	27.6	102	6.9	42.6	2.4	0.14	発明鋼
AB-1	855	434	1.27	23.9	115	7.3	53.3	2.5	0.16	発明鋼
AC-1	895	381	1.30	30.1	109	6.4	54.4	1.9	0.11	比較鋼
AD-1	854	463	1.17	20.7	125	5.9	52.3	1.4	0.06	発明鋼

[0137] 冷間加工性は、切欠き付き引張試験とｒ値の面内異方性を用いて評価した。切欠き付き引張試験は、板厚３ｍｍの焼鈍まま材から切欠き付き引張試験

片を採取し、圧延方向に引張試験を行なって断面収縮率を測定し、局所的な変形能を評価した。断面収縮率が４０％以上であるとき優位であると評点をつけた。

[0138] また、ｒ値の面内異方性は、板厚３ｍｍの焼鈍まま材のＪＩＳ　Ｚ　２２５４に規格されるｒ値の面内異方性｜Δｒ｜が０．２以下であるとき、優位であると評点をつけた。

[0139] ｛３１１｝＜０１１＞のＸ線回折強度比（Ｉ１）を測定するため、各サンプルの板厚の中央からＭｏ管球によるＸ線回折を行い、ＯＤＦ解析を行った。ＯＤＦ解析によって得られた結果に基づいて、前記Ｉ１を測定した。

[0140] 表２に、作製されたサンプルのそれぞれについて、炭化物径、フェライト粒径、ビッカース硬さ、フェライト粒内の炭化物の個数に対するフェライト粒界の炭化物の個数の比率、断面収縮率、｛３１１｝＜０１１＞のＸ線回折強度比及び面内異方性の測定結果を示す。表２のサンプルのうち、備考欄に「発明鋼」として示されたものは、本発明に係る鋼板の要件を満たすものであり、備考欄に「比較鋼」として示されたものは、本発明に係る鋼板の要件を満たさないものである。表２において、本発明に係る鋼板の要件を満たさない測定結果と、本発明に係る鋼板の製造方法の要件が満たさない製造条件には、下線が付されている。

[0141] 表２に示すように、発明鋼のＢ－１、Ｃ－１、Ｇ－１、Ｈ－１、Ｊ－１、Ｌ－１、Ｐ－１、Ｑ－１、Ｓ－１、Ｕ－１、Ｗ－１、Ｘ－１、Ｙ－１、Ｚ－１、ＡＡ－１、ＡＢ－１、ＡＤ－１は、いずれも、フェライト粒内の炭化物の個数に対するフェライト粒界の炭化物の個数の比率が１を超え、ビッカース硬さが１５０ＨＶ以下である。また、前記発明鋼はいずれも断面収縮率が４０％を超えており且つｒ値の面内異方性｜Δｒ｜が０．２以下であるので冷間加工性に優れている。また、前記発明鋼はいずれも、鋼板表面にスケール疵が生成していないことが確認されたので、これらの鋼は、冷間加工に好適に使用することができる。

[0142] これに対し、比較鋼Ａ－１は、ＡＩの含有率が高く、Ａ3点が低下したため

、仕上げ熱延中の再結晶が阻害されて｜Δｒ｜が悪化し、冷間加工性が低い。比較鋼Ｉ－１は、ＭｏとＣｒが高く、仕上げ熱延中の再結晶が阻害され、｜Δｒ｜が悪化している。比較鋼Ｋ－１とＮ－１は、Ｓ或いはＭｎの含有率が高く、鋼中に粗大なＭｎＳが形成され、冷間加工性が低い。比較鋼Ｍ－１は、Ｓｉの含有率が高く、硬さが増加したので、冷間加工性が低い。また、比較鋼Ｍ－１は、Ａ3点が上昇したため、仕上げ熱延中の再結晶が阻害され、｜Δｒ｜が悪化している。

[0143] 比較鋼Ｏ－１は、Ｃが高く、炭化物の体積率が増加し、破壊の起点となるクラックが多量に生成して、断面収縮率が低いために冷間加工性が低い。比較鋼Ｄ－１は、熱延の仕上げ温度が低く生産性が低下した。比較鋼Ｆ－１は、熱延の仕上げ温度が高く、鋼板表面にスケール疵が生成した。

[0144] 比較鋼Ｒ－１とＡＣ－１は、熱延の巻取温度が低く、ベイナイトやマルテンサイト等の低温変態組織が多くなって脆化し、熱延コイル払い出し時に割れが頻発して生産性が低下した。比較鋼Ｅ－１及びＴ－１は、熱延の巻取温度が高く、熱延組織において、ラメラー間隔の分厚いパーライトと熱的安定性の高い針状の粗大な炭化物が生成し、この炭化物が、２段ステップ型の焼鈍後においても鋼板中に残存するため、断面収縮率が低くなり、冷間加工性が低い。

[0145] 続いて、焼鈍条件の影響を調べるため、表１の成分組成の鋼片（スラブ）を、１２４０℃で１．８時間加熱した後、熱間圧延に供し、８９０℃で仕上げ熱延を完了した後、ＲＯＴ上で４５℃／秒の冷却速度で５２０℃まで冷却し、５１０℃で巻き取り、板厚３．０ｍｍの熱延コイルを製造し、表３に示す条件にて、板厚３．０ｍｍの熱延板焼鈍サンプルを作製した。

[0146] 作製された前記サンプルのそれぞれについて、炭化物径、フェライト粒径、ビッカース硬さ、フェライト粒内の炭化物の個数に対するフェライト粒界の炭化物の個数の比率、断面収縮率、｛３１１｝＜０１１＞のＸ線回折強度比及び面内異方性を、表２の各発明鋼及び各比較鋼と同様の方法にて測定した。その結果を表３に示す。

[0147] [表3]

	1段目焼鈍		2段目焼鈍			炭化物径 [μm]	フェライト粒径 [μm]	ビッカース硬さ [HV]	粒界炭化物数／粒内炭化物数	断面収縮率 [%]	[311] <011> X線回折強度比 (111)	面内異方性 |Δr|	備考
	保持温度 [℃]	保持時間 [hr]	保持温度 [℃]	保持時間 [hr]	冷却速度 [℃/sec]								
A-2	669	27	761	41	7	0.96	27.1	116	4.8	56.3	4.6	0.38	比較鋼
B-2	695	47	753	12	30	0.80	15.2	136	3.1	48.7	1.9	0.10	開発鋼
C-2	654	19	771	32	20	0.90	23.3	112	2.8	58.7	1.8	0.11	開発鋼
D-2	705	51	760	23	13	0.98	25.4	108	3.7	59.4	1.5	0.06	開発鋼
E-2	693	50	729	45	34	0.60	13.6	161	1.7	38.6	1.2	0.04	比較鋼
F-2	698	22	743	36	14	0.91	16.8	120	4.9	54.8	2.5	0.17	開発鋼
G-2	695	55	759	19	7	1.26	24.2	118	11.4	51.0	2.2	0.15	開発鋼
H-2	698	30	742	1	6	0.98	13.5	133	0.4	50.9	1.5	0.07	比較鋼
I-2	658	57	754	14	16	0.75	12.8	133	8.2	53.6	3.8	0.28	比較鋼
J-2	694	42	811	29	7	1.59	38.1	151	2.9	32.6	1.9	0.10	比較鋼
K-2	675	21	746	42	22	0.71	26.5	104	2.7	20.7	1.0	0.03	比較鋼
L-2	694	14	781	12	30	0.84	22.0	109	4.3	55.9	2.4	0.17	開発鋼
M-2	709	9	779	8	29	0.81	18.2	183	3.9	38.6	2.8	0.18	比較鋼
N-2	670	15	738	14	25	0.76	10.9	153	11.2	39.6	1.6	0.06	比較鋼
O-2	676	52	732	46	7	0.82	14.6	148	4.0	37.4	1.2	0.05	比較鋼
P-2	671	21	769	42	9	1.23	29.5	108	4.6	59.0	1.4	0.05	開発鋼
Q-2	701	2	756	34	25	0.79	24.9	135	3.2	37.6	1.6	0.05	比較鋼
R-2	663	52	729	15	17	0.61	10.3	138	4.5	48.0	2.0	0.12	開発鋼
S-2	681	56	779	4	7	1.41	27.3	126	7.6	49.9	1.2	0.04	開発鋼
T-2	741	47	774	9	25	1.29	32.6	138	1.5	34.7	1.1	0.01	比較鋼
U-2	672	12	741	47	25	0.71	17.7	121	3.7	42.1	2.6	0.16	開発鋼
W-2	700	45	730	8	28	0.72	10.3	141	2.1	46.5	2.0	0.11	開発鋼
X-2	709	46	743	45	8	1.15	22.2	118	4.2	49.6	1.8	0.08	開発鋼
Y-2	676	51	777	54	17	0.94	37.7	141	2.8	29.2	1.8	0.07	比較鋼
Z-2	668	30	706	23	16	0.57	8.5	124	0.5	51.0	1.1	0.04	比較鋼
AA-2	662	14	776	26	19	2.23	54.0	105	9.4	60.2	1.4	0.05	開発鋼
AB-2	678	68	785	12	14	1.16	29.4	116	4.8	45.7	1.4	0.06	比較鋼
AC-2	637	35	745	48	6	1.19	26.2	133	6.8	31.2	1.9	0.10	比較鋼
AD-2	712	50	750	29	15	0.96	19.3	127	2.3	50.9	1.7	0.06	開発鋼

[0148] 表３に示すように、発明鋼のＢ－２、Ｃ－２、Ｄ－２、Ｆ－２、Ｇ－２、Ｌ－２、Ｐ－２、Ｒ－２、Ｓ－２、Ｕ－２、Ｗ－２、Ｘ－２、ＡＡ－２、Ａ

Ｄ－２は、いずれも、フェライト粒内の炭化物の個数に対するフェライト粒界の炭化物の個数の比率が１を超え、ビッカース硬さが１５０ＨＶ以下である。また、前記発明鋼はいずれも断面収縮率が４０％を超えており且つｒ値の面内異方性｜Δｒ｜が０．２以下であるので、冷間加工性に優れている。

[0149] これに対し、比較鋼Ａ－２は、ＡＩの含有率が高く、A3点が低下したため、仕上げ熱延中の再結晶が阻害され、｜Δｒ｜が悪化し、冷間加工性が低い。比較鋼Ｉ－２は、ＭｏとＣｒが高く、仕上げ熱延中の再結晶が阻害され、｜Δｒ｜が悪化している。比較鋼Ｋ－２とＮ－２は、Ｓ或いはＭｎの含有率が高く、鋼中に粗大なＭｎＳが形成され、冷間加工性が低下した。比較鋼Ｍ－２は、Ｓｉの含有率が高く、硬さが増加して冷間加工性が低下した。また、比較鋼Ｍ－２は、A3点が低下したため、仕上げ熱延中の再結晶が阻害され、｜Δｒ｜が悪化し、冷間加工性が低い。

[0150] 比較鋼Ｏ－２は、Ｃが高く、炭化物の体積率が増加し、破壊の起点となるクラックが多量に生成し、断面収縮率が低いために冷間加工性が低い。

[0151] 比較鋼ＡＣ－２は、２段ステップ型の箱焼鈍時の１段目の焼鈍における焼鈍温度が低く、Ac1温度以下での炭化物の粗大化処理が不十分であり、炭化物の熱的安定度が不十分であることにより、２段目の焼鈍時に残存する炭化物が減少し、徐冷後の組織においてパーライト変態を抑制できず、断面収縮率が低いために冷間加工性が低い。

[0152] 比較鋼Ｔ－２は、２段ステップ型の箱焼鈍時の１段目の焼鈍における焼鈍温度が高く、焼鈍中にオーステナイトが生成し、炭化物の安定度を高めることができなので、２段目の焼鈍時に残存する炭化物が減少し、徐冷後の組織において、パーライト変態を抑制できず、断面収縮率が低いために冷間鍛加工性が低い。

[0153] 比較鋼Ｑ－２は、２段ステップ型の焼鈍時の１段目の焼鈍における保持時間が短く、Ac1温度以下での炭化物の粗大化処理が不十分で、炭化物の熱的安定度が不十分であることで、２段目の焼鈍時に残存する炭化物が減少し、徐冷後の組織においてパーライト変態を抑制できず、断面収縮率が低いため

に冷間加工性が低い。比較鋼ＡＢ－２は、２段ステップ型の箱焼鈍時の１段目の焼鈍における保持時間が長く、生産性が低い。

[0154] 比較鋼Ｚ－２は、２段ステップ型の箱焼鈍時の２段目の焼鈍時における焼鈍温度が低く、オーステナイトの生成量が少なくて、粒界における炭化物の個数割合を増やすことができず、冷間加工性が低い。比較鋼Ｊ－２は、２段ステップ型の焼鈍時の２段目の焼鈍時における焼鈍温度が高く、炭化物の溶解が促進して残存する炭化物が減少し、徐冷後の組織においてパーライト変態を抑制できず、ビッカース硬さが高すぎ、また断面収縮率が低いために冷間鍛加工性が低い。

[0155] 比較鋼Ｈ－２は、２段ステップ型の焼鈍時の２段目の焼鈍時における焼鈍温度が低く、オーステナイトの生成量が少なくて、粒界における炭化物の個数割合を増やすことができず、冷間加工性が低い。比較鋼Ｙ－２は、２段ステップ型の焼鈍時の２段目の焼鈍時における保持時間が長く、炭化物の溶解が促進して残存する炭化物が減少し、徐冷後の組織においてパーライト変態を抑制できず、断面収縮率が低いために冷間鍛加工性が低い。比較鋼Ｅ－２は、２段ステップ型の焼鈍時の２段目の焼鈍から６５０℃までの冷却速度が速く、冷却時にパーライト変態が起きて、ビッカース硬さが高すぎ、また断面収縮率が低いために冷間加工性が低い。

[0156] 比較鋼Ａ－１、Ｄ－１、Ｉ－１、Ｍ－１、Ａ－２及びＩ－２は、いずれも｛３１１｝＜０１１＞のＸ線回折強度比が３．０超である。これらの比較鋼は、面内異方性｜Δｒ｜が０．２超であり、冷間加工性が低い。このように、熱延鋼板の１／２板厚部分での板面に平行な面でのＸ線回折による解析を行うことによって、冷間加工の対象となる熱延鋼板の面内異方性｜Δｒ｜等の塑性異方性の程度或いは冷間加工性の良否を、冷間加工前に判定することができる。

産業上の利用可能性

[0157] 前述したように、本発明によれば、成形時の冷間加工性に優れた鋼板を製造し提供することができる。本発明の鋼板は、打抜き、曲げ、プレス加工等

の加工工程を経て製造する自動車用部品、刃物、その他機械部品の素材として好適な鋼板であるので、本発明は、産業上の利用可能性が高いものである。

請求の範囲

[請求項1] 成分組成が、質量％で、

Ｃ　：０．１０～０．４０％、

Ｓｉ：０．０１～０．３０％、

Ｍｎ：０．３０～１．００％、

Ｐ　：０．０００１～０．０２０％、

Ｓ　：０．０００１～０．０１０％、

Ａｌ：０．００１～０．１０％

を含有し、残部がＦｅ及び不可避的不純物からなり、

(a)フェライト粒内の炭化物の個数に対するフェライト粒界の炭化物の個数の比率が１を超え、

(b)フェライト粒径が５μｍ以上５０μｍ以下であり、

(c)ＪＩＳ　Ｚ　２２５４に規格されるｒ値の面内異方性｜Δｒ｜が０．２以下であり、

(d)ビッカース硬さが１００ＨＶ以上１５０ＨＶ以下であり、

(e)鋼板の結晶粒がランダムに方位分布してなる試料をＸ線回折したときのＸ線回折強度に対する、鋼板の１／２板厚部分の｛３１１｝＜０１１＞方位のＸ線回折強度比が３．０以下であることを特徴とする成形時の冷間加工性に優れた鋼板。

[請求項2] 前記成分組成が、さらに、質量％で、

Ｎ　：０．０００１～０．０１０％、

Ｏ　：０．０００１～０．０２０％、

Ｃｒ：０．００１～０．５０％、

Ｍｏ：０．００１～０．１０％、

Ｎｂ：０．００１～０．１０％、

Ｖ　：０．００１～０．１０％、

Ｃｕ：０．００１～０．１０％、

Ｗ　：０．００１～０．１０％、

Ｔａ：０．００１～０．１０％、
Ｎｉ：０．００１～０．１０％、
Ｓｎ：０．００１～０．０５０％、
Ｓｂ：０．００１～０．０５０％、
Ａｓ：０．００１～０．０５０％、
Ｍｇ：０．０００１～０．０５０％、
Ｃａ：０．００１～０．０５０％、
Ｙ：　０．００１～０．０５０％、
Ｚｒ：０．００１～０．０５０％、
Ｌａ：０．００１～０．０５０％、
Ｃｅ：０．００１～０．０５０％の１種又は２種以上を含有する
ことを特徴とする請求項１に記載の成形時の冷間加工性に優れた鋼板。

[請求項3]　請求項１又は２に記載の成形時の冷間加工性に優れた鋼板を製造する製造方法であって、
請求項１又は２に記載の成分組成の鋼片を加熱して熱間圧延に供し、８００℃以上９００℃以下の温度域で仕上げ熱延を完了し、４００℃以上５５０℃以下で巻き取った熱延鋼板に、酸洗後、２つの温度域で保持する２段ステップ型の焼鈍を施す際、
（ｉ）６５０℃以上７２０℃以下の温度域で、３時間以上６０時間以下保持する１段目の焼鈍を施し、次いで、７２５℃以上７９０℃以下の温度域で、３時間以上５０時間以下保持する２段目の焼鈍を施し、その後、
（ii）６５０℃まで、冷却速度１℃／時間以上３０℃／時間以下で冷却する
ことを特徴とする成形時の冷間加工性に優れた鋼板の製造方法。

[請求項4]　鋼板の断面収縮率が４０％以上であることを特徴とする請求項３に記載の鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2016/061608

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C22C38/06(2006.01)i, *C22C38/60*(2006.01)i, *C21D8/02*(2006.01)i, *C21D9/46*(2006.01)i

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

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)
C22C38/00-38/60, C21D8/00-8/04, C21D9/46-9/48

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

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2016
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2016	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2016

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2007/088985 A1 (JFE Steel Corp.), 09 August 2007 (09.08.2007), claims; page 11, lines 9 to 24; page 13, lines 12 to 22 & US 2009/0173415 A1 claims; paragraphs [0065], [0076] to [0077] & EP 1980635 A1 & CN 101379208 A & JP 2007-231416 A	1-4
A	WO 2007/116599 A1 (JFE Steel Corp.), 18 October 2007 (18.10.2007), claims & US 2009/0308504 A1 claims & EP 2003220 A1 & CN 101379207 A & JP 2007-270325 A	1-4

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

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

Date of the actual completion of the international search	Date of mailing of the international search report
28 June 2016 (28.06.16)	12 July 2016 (12.07.16)

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

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2016/061608

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 2015-117406 A (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 25 June 2015 (25.06.2015), claims; tables 1-1 to 5 (Family: none)	1-4

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２０１６／０６１６０８

Ａ．　発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl.　C22C38/06(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C21D9/46(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, C21D8/00-8/04, 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	１９７１－２０１６年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０１６年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０１６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 2007/088985 A1（ＪＦＥスチール株式会社）2007.08.09, 請求の範囲，第１１頁第９－２４行，第１３頁第１２－２２行 & US 2009/0173415 A1, Claims, [0065], [0076]-[0077] & EP 1980635 A1 & CN 101379208 A & JP 2007-231416 A	１－４
A	WO 2007/116599 A1（ＪＦＥスチール株式会社）2007.10.18, 請求の範囲 & US 2009/0308504 A1, Claims & EP 2003220 A1 & CN 101379207 A & JP 2007-270325 A	１－４

☑　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	国際調査報告の発送日
２８．０６．２０１６	１２．０７．２０１６

国際調査機関の名称及びあて先
日本国特許庁（ＩＳＡ／ＪＰ）
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）　４Ｋ　９１５４
鈴木　毅
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
Ｐ，Ａ	JP 2015-117406 A（新日鐵住金株式会社）2015.06.25, 特許請求の範囲，表 1-1－表５（ファミリーなし）	１－４