

(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
2017 年 8 月 3 日(03.08.2017)



(10) 国際公開番号
WO 2017/131053 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) *C22C 38/14* (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) *C22C 38/60* (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2017/002614
- (22) 国際出願日: 2017 年 1 月 26 日(26.01.2017)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願 2016-016097 2016 年 1 月 29 日(29.01.2016) JP
- (71) 出願人: J F E スチール株式会社(JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区幸町二丁目 2 番 3 号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 長谷川 寛(HASEGAWA Hiroshi); 〒1000011 東京都千代田区幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 船川 義正(FUNAKAWA Yoshimasa); 〒1000011 東京都千代田区幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).
- (74) 代理人: 熊坂 晃, 外(KUMASAKA Akira et al.); 〒1000004 東京都千代田区大手町二丁目 7 番 1 号

J F E テクノリサーチ株式会社知的財産事業部内 Tokyo (JP).

- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, 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:

— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

(54) Title: HIGH-STRENGTH STEEL SHEET FOR WARM WORKING, AND METHOD FOR PRODUCING SAME

(54) 発明の名称: 温間加工用高強度鋼板およびその製造方法

(57) Abstract: Provided are: a high-strength steel sheet for warm working having outstanding warm working properties and a high yield ratio after warm working; and a method for producing same. The high-strength steel sheet for warm working has a constituent composition containing, by mass, C: 0.05-0.20%, Si: no more than 3.0%, Mn: 3.5-8.0%, P: no more than 0.100%, S: no more than 0.02%, Al: 0.01-3.0%, N: no more than 0.010%, and one or more selected from Nb: 0.005-0.20%, Ti: 0.005-0.20%, Mo: 0.005-1.0%, V: 0.005-1.0%, with the remainder being made up of Fe and unavoidable impurities, and has a metal sheet structure which contains, by surface area ratio contains 10-60% retained austenite, 10-80% ferrite, 10-50% martensite, and 0-5% bainite, has C content in the retained austenite of less than 0.40% by mass, an average crystal grain size of retained austenite, martensite and ferrite which does not exceed 2.0 μm , and contains a carbide including at least one element selected from Nb, Ti, Mo and V at the grain boundary.

(57) 要約: 優れた温間加工性および温間加工後高降伏比を有する温間加工用高強度鋼板およびその製造方法を提供すること。質量%で、C: 0.05~0.20%、Si: 3.0%以下、Mn: 3.5~8.0%、P: 0.100%以下、S: 0.02%以下、Al: 0.01~3.0%、N: 0.010%以下を含み、かつNb: 0.005~0.20%、Ti: 0.005~0.20%、Mo: 0.005~1.0%、V: 0.005~1.0%から選ばれる1種以上を含み、残部がFeおよび不可避免的な不純物からなる成分組成を有し、面積率で、10~60%の残留オーステナイト、10~80%のフェライト、10~50%のマルテンサイト、0~5%のベイナイトからなり、かつ残留オーステナイト中のC量が0.40質量%未満、かつ残留オーステナイト、マルテンサイトおよびフェライトの平均結晶粒径がそれぞれ2.0 μm 以下、かつ結晶粒界にNb、Ti、Mo、Vから選ばれる少なくとも1種を含む炭化物を有する鋼板組織を有する、温間加工用高強度鋼板。

WO 2017/131053 A1

明 細 書

発明の名称： 温間加工用高強度鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、温間加工性および温間加工後降伏比に優れた温間加工用高強度鋼板およびその製造方法に関する。

背景技術

[0002] 自動車における衝突安全性改善と重量低減による燃費向上の観点から自動車用部品に用いられる鋼板においては高強度化が求められている。しかしながら、鋼板等の材料の高強度化は一般に加工性の低下を招くため、強度と加工性の両方に優れた鋼板の開発が必要とされている。また、衝突時等の乗員安全性の観点から耐変形性や耐衝撃性にも優れることが要望されている。

[0003] このような背景の中、様々な特性を有する鋼板の開発が行われている。特許文献1では残留オーステナイトを活用し、衝撃吸収エネルギーおよび伸び（以下、E L）を高めたT R I P鋼板に関する技術が開示されている。非特許文献1ではオーステナイト単相まで加熱した後加工することで高い加工性を確保しつつ、その後の急冷却により低C量で高強度を得る技術が開示されている。特許文献2では加熱温度を300℃まで低温化しても優れた伸びと強度を両立する残留オーステナイト含有鋼板が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0004] 特許文献1：特開2001-11565号公報

特許文献2：特開2014-62286号公報

非特許文献

[0005] 非特許文献1：H. Karbasian, A. E. Tekkaya: Journal of Materials Processing Technology, 210 (2010), p. 2103-2118.

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0006] しかしながら、上記特許文献 1 に記載の鋼板が衝撃エネルギー吸収に優れるのは 10% 以上の高ひずみ変形の場合であり、側面衝突部位等のように乗員空間確保の観点から変形させない部位に適用できない。加えて室温で安定な残留オーステナイトを得るために残留オーステナイト中の C 量が高くなっており、加工後に生じる高 C 量のマルテンサイトにより降伏比が低下する。
- [0007] 非特許文献 1 に開示の技術では高温加熱のために結晶粒が粗大化し、さらにフレッシュマルテンサイトの残留等により降伏比に乏しくなるという課題がある。また、鋼板を高温加熱するための設備が必要で、そのランニングコストも高いため、加熱温度の低温化が望まれている。
- [0008] 特許文献 2 に記載の鋼板は、残留オーステナイト中の C 量が 0.5 質量% 以上と依然高いため加工後降伏比に課題があり、温間加熱温度の低温化も不十分である。
- [0009] 以上より、50～200℃ 程度の低い加熱温度でも優れた加工性を有し、かつ加工後に高い強度、高い降伏比を有する温間加工用高強度鋼板の例はなく、開発が望まれている。
- [0010] 本発明は、優れた温間加工性および温間加工後高降伏比を有する温間加工用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

- [0011] 本発明者らは、上記した課題を達成するため、鋭意研究を重ねた結果、以下のことを見出した。
- [0012] 質量%で、C : 0.05～0.20%、Si : 3.0% 以下、Mn : 3.5～8.0%、P : 0.000% 以下、S : 0.02% 以下、Al : 0.01～3.0%、N : 0.010% 以下を含み、かつ Nb : 0.005～0.20%、Ti : 0.005～0.20%、Mo : 0.005～1.0%、V : 0.005～1.0% から選ばれる 1 種以上を含み、残部が Fe および不可避免的不純物からなる成分組成を有し、かつ組織を面積率で 10～60% の残留オーステナイト、10～80% のフェライト、10～50% のマルテン

サイト、0～5%のベイナイトとし、かつ残留オーステナイト中のC量を0.40質量%未満、かつ残留オーステナイト、マルテンサイトおよびフェライトの平均結晶粒径をそれぞれ2.0 μ m以下、かつ結晶粒界にNb、Ti、Mo、Vから選ばれる少なくとも1種を含む炭化物を有することで高強度かつ優れた温間加工性および温間加工後高降伏比を実現できる。

[0013] 従来、このような低C量の残留オーステナイトはオーステンパが不十分な場合に付随的に生成するもので、室温の加工特性に優れず、また安定性に乏しく、経時変化しやすい等の問題から避けるべき相と認識されていた。このため、低C量の残留オーステナイトを多量に生成させる方法についてもあまり検討されておらず、知見に乏しかった。また、残留オーステナイトは生成してもそのほとんどが0.7%以上程度のC量であった。しかし、本発明者らは残留オーステナイトのC量を従来よりもさらに低め、かつ安定した状態で多量に生成させることにより温間加工性を飛躍的に高めつつ、一方で室温でも高強度を得て、さらには結晶粒界への炭化物の配置と組み合わせることで降伏比の向上をも図ることを着想した。そして、C量、Mn量とその他の合金元素および焼鈍条件を精緻に制御することでこれを達成し得ることを見出した。

[0014] なお、本発明において、高強度とは室温での引張強度（以下、TSとも称する）が1180MPa以上かつ温間加工後室温でのビッカース硬さHVが400以上、高降伏比とは温間加工後の室温での降伏比が60%以上、優れた温間加工性とは150℃でのELが27%以上とする。また、鋼板には冷延鋼板および熱延鋼板を含み、さらにこれらの溶融亜鉛めっき鋼板、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を含む。鋼板において、説明で区別が必要となる場合は呼び分ける。

[0015] 本発明の要旨は以下のとおりである。

[0016] [1] 質量%で、C：0.05～0.20%、Si：3.0%以下、Mn：3.5～8.0%、P：0.000%以下、S：0.02%以下、Al：0.01～3.0%、N：0.010%以下を含み、かつNb：0.005

～0.20%、Ti：0.005～0.20%、Mo：0.005～1.0%、V：0.005～1.0%から選ばれる1種以上を含み、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、面積率で、10～60%の残留オーステナイト、10～80%のフェライト、10～50%のマルテンサイト、0～5%のベイナイトからなり、かつ残留オーステナイト中のC量が0.40質量%未満、かつ残留オーステナイト、マルテンサイトおよびフェライトの平均結晶粒径がそれぞれ2.0μm以下、かつ結晶粒界にNb、Ti、Mo、Vから選ばれる少なくとも1種を含む炭化物を有する鋼板組織を有する、温間加工用高強度鋼板。

[0017] [2] 前記Nb、Ti、Mo、Vから選ばれる少なくとも1種を含む炭化物の平均粒径が200nm以下である[1]に記載の温間加工用高強度鋼板。

[0018] [3] さらに、質量%で、Cr：0.005～2.0%、Ni：0.005～2.0%、Cu：0.005～2.0%、B：0.0001～0.0050%、Ca：0.0001～0.0050%、REM：0.0001～0.0050%、Sn：0.01～0.50%、Sb：0.0010～0.10%から選ばれる1種以上を含む成分組成を有する[1]または[2]に記載の温間加工用高強度鋼板。

[0019] [4] さらに、表面に亜鉛めっき層または合金化亜鉛めっき層を有する[1]～[3]のいずれかに記載の温間加工用高強度鋼板。

[0020] [5] [1]または[3]に記載の成分組成を有する鋼に、熱間圧延を施して熱延鋼板とする熱間圧延工程と、熱延鋼板に酸洗を施す酸洗工程と、前記酸洗を施した鋼板を、300～500℃の温度範囲を10℃/s以上の平均加熱速度で加熱する焼鈍加熱工程と、さらに加熱して680℃超～720℃とし、該温度域で1～30s保持する焼鈍保持工程と、Ms点～室温までを平均冷却速度10℃/s超で冷却する焼鈍冷却工程と、を有する温間加工用高強度鋼板の製造方法。

[0021] [6] 前記酸洗工程後に冷間圧延を施して冷延鋼板とする冷間圧延工程を

さらに有し、前記冷延鋼板を前記焼鈍加熱工程に供する、〔５〕に記載の温間加工用高強度鋼板の製造方法。

[0022] 〔７〕前記焼鈍保持工程後前記焼鈍冷却工程前に亜鉛めっきを施す〔５〕または〔６〕に記載の温間加工用高強度鋼板の製造方法。

[0023] 〔８〕さらに、前記亜鉛めっき後前記焼鈍冷却工程前に合金化処理を施す〔７〕に記載の温間加工用高強度鋼板の製造方法。

[0024] 〔９〕〔１〕または〔３〕に記載の成分組成を有する熱延鋼板または冷延鋼板を、 $300\sim500^{\circ}\text{C}$ の温度範囲を $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の平均加熱速度で加熱する焼鈍加熱工程と、さらに加熱して 680°C 超 $\sim720^{\circ}\text{C}$ とし、該温度域で $1\sim30\text{ s}$ 保持する焼鈍保持工程と、 Ms 点 $\sim$ 室温までを平均冷却速度 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 超で冷却する焼鈍冷却工程と、を有する温間加工用高強度鋼板の製造方法。

発明の効果

[0025] 本発明によれば、温間加工性および温間加工後降伏比に優れた温間加工用高強度鋼板を得ることができる。

発明を実施するための形態

[0026] 以下に、本発明の実施形態を説明する。なお、成分元素の含有量（単に「量」と表記する場合がある。）を表す「％」は、特に断らない限り「質量％」を意味する。

[0027] １）成分組成

C： $0.05\sim0.20\%$

Cは、マルテンサイトや残留オーステナイトを生成させて温間加工後のHVや温間加工時のEL（温間加工に相当する 150°C の条件でのEL）を上昇させるのに有効な元素である。 0.05% 未満ではこのような効果が十分得られない。一方、C量が 0.20% を超えると残留オーステナイト中のC量が高まり、温間加工後の降伏比が低下する。したがって、C量は $0.05\sim0.20\%$ とする。C量は、下限側は好ましくは 0.10 以上である。上限側は好ましくは 0.20% 以下である。

[0028] Si : 3.0%以下

Siは、鋼を固溶強化してTSや温間加工後のHVを上昇させるのに有効な元素である。こうした効果を得るにはSi量は0.01質量%以上とすることが好ましい。一方、Si量が3.0%を超えると、温間加工後の降伏比が低下する。したがって、Si量は3.0%以下とし、好ましくは2.5%以下、より好ましくは2.0%以下とする。

[0029] Mn : 3.5～8.0%

Mnは、マルテンサイトや残留オーステナイトを生成させて温間加工後のHVや温間のELを上昇させるのに有効な元素である。また、残留オーステナイト中のC量を低減するのに有効な元素である。3.5%未満ではこうした効果が十分得られず、また本発明に好ましくないベイナイトが生成しやすくなる。一方、8.0%を超えると温間加工後の降伏比が低下する。したがって、Mn量は3.5～8.0%とし、好ましくは3.5～7.0%とする。また、Mn含有量の下限については、3.5%超が好ましい。より好ましくは4.0%超である。さらに好ましくは4.5%以上である。

[0030] P : 0.000%以下

Pは、鋼を脆化させ温間加工性が劣化するため、その量は極力低減することが望ましく、本発明ではP量は0.000%まで許容できる。好ましくは、0.002%以下である。下限は特に規定しないが、0.0001%未満では生産能率の低下を招くため、0.0001%以上が好ましい。

[0031] S : 0.02%以下

Sは、鋼を脆化させ温間加工性が劣化するため、その量は極力低減することが好ましく、本発明ではS量は0.02%まで許容できる。好ましくは、0.005%以下である。下限は特に規定しないが、0.0005%未満では生産能率の低下を招くため、0.0005%以上が好ましい。

[0032] Al : 0.01～3.0%

Alは、フェライトの生成を促進し、フェライトを得るのに有効な元素である。Al量が3.0%を超えると、温間加工後の降伏比が低下する。した

がって、Al量は3.0%以下、好ましくは1.5%以下、より好ましくは1.0%以下とする。一方、製鋼工程での脱酸の観点から、Al量は0.01%以上とし、好ましくは0.02%以上である。

[0033] N : 0.010%以下

Nはマルテンサイトを硬化させ、温間加工後の降伏比の低下を招くため、その量は極力低減することが好ましく、本発明ではN量は0.010%まで許容できる。好ましくは、0.007%以下である。下限は特に規定しないが、0.0005%未満では生産能率の低下を招くため、0.0005%以上が好ましい。

[0034] Nb : 0.005~0.20%、Ti : 0.005~0.20%、Mo : 0.005~1.0%、V : 0.005~1.0%から選ばれる1種以上

Nb、Ti、Mo、Vは、微細組織および微細粒界炭化物を形成させ、温間加工後の降伏比を改善する。すなわち、本発明レベルにMnを高めることで界面移動速度を低めた上で、かつ該微細粒界炭化物のピン止め効果により焼鈍時の粒成長を抑制することで微細組織を形成させつつ結晶粒界に該微細粒界炭化物が配置されることで温間加工後の降伏比が格段に向上する。Nb、Ti、Mo、Vの含有量がそれぞれ上記下限未満の場合、このような効果が得られない。一方、Nb、Ti、Mo、Vの含有量がそれぞれ上限を超えるとオーステナイト中のC量が低下して本発明の残留オーステナイト量が得られなくなる。したがって、Nb、Ti、Mo、Vから選ばれる少なくとも1種のそれぞれの含有量はNb : 0.005~0.20%、Ti : 0.005~0.20%、Mo : 0.005~1.0%、V : 0.005~1.0%とする。下限について、Ti量は0.010%以上が好ましい。Nb量は0.010%以上が好ましい。Mo量は0.02%以上が好ましい。V量は0.05%以上が好ましい。上限について、Ti量は0.050%以下が好ましい。Nb量は0.030%以下が好ましい。Mo量は0.30%以下が好ましい。V量は0.2%以下が好ましい。

[0035] 残部はFeおよび不可避免的不純物である。なお、必要に応じて以下の元素

(任意元素)の1種以上を適宜含有させることができる。

[0036] Cr: 0.005~2.0%、Ni: 0.005~2.0%、Cu: 0.005~2.0%、B: 0.0001~0.0050%、Ca: 0.0001~0.0050%、REM: 0.0001~0.0050%、Sn: 0.01~0.50%、Sb: 0.0010~0.10%から選ばれる1種以上

Cr、Ni、Cuはマルテンサイトを生成させ、高強度化に有効な元素である。このような効果を得る観点から、Cr、Ni、Cuのそれぞれの量は0.005%以上が好ましい。より好ましくは0.05%以上である。Cr、Ni、Cuのそれぞれの含有量が2.0%を超えると、温間加工後の降伏比が低下するおそれがある。より好ましくは1.0%以下である。

[0037] Bはマルテンサイトを生成させ、高強度化に有効な元素である。このような効果を得る観点から、Bの量は0.0001%以上が好ましい。より好ましくは0.0005%以上である。Bの量が0.0050%を超えると介在物が増加して温間加工性が劣化するおそれがある。より好ましくは0.0040%以下である。

[0038] Ca、REMは介在物の形態制御により温間加工性の向上に有効な元素である。このような効果を得る観点から、Ca、REMそれぞれの量は0.0001%以上が好ましい。より好ましくは0.0005%以上である。Ca、REMそれぞれの量が0.0050%を超えると、介在物量が増加して温間加工性が劣化するおそれがある。より好ましくは0.0040%以下である。

[0039] Sn、Sbは脱炭や脱窒、脱硼等を抑制して、鋼の強度低下抑制に有効な元素である。このような効果を得る観点から、Snの量は0.01%以上、より好ましくは0.03%以上とする。また、Sbの量は0.0010%以上が好ましい。より好ましくは0.01%以上である。Snの量が0.50%、Sbの量が0.10%を超えると鋼が脆化して温間加工性が劣化するおそれがある。また、上限についてSn量は0.05%以下がより好ましい。Sb量は0.05%以下がより好ましい。

[0040] したがって、Cr、Ni、Cu、B、Ca、REM、Sn、Sbの含有量はそれぞれCr：0.005～2.0%、Ni：0.005～2.0%、Cu：0.005～2.0%、B：0.0001～0.0050%、Ca：0.0001～0.0050%、REM：0.0001～0.0050%、Sn：0.01～0.50%、Sb：0.0010～0.10%が好ましい。

[0041] また、その他の元素として本願発明では、Zr、Mg、La、Ceを合計で0.002%まで含んでも構わない。

[0042] また、上記任意元素を下限値未満で含む場合、下限値未満で含まれる任意元素は、不可避免的不純物として含まれるものとする。

[0043] 2) 鋼板組織

以下の説明において、鋼板組織の面積率は単に「%」と表示する。亜鉛めっき層または合金化亜鉛めっき層を有する場合はこれらを含まない地鉄鋼板を意味する。

[0044] 残留オーステナイト：10～60%

残留オーステナイトの面積率が10%未満では温間加工時に27%以上のELが得られない。一方、60%を超えると温間加工後の降伏比が低下する。したがって、残留オーステナイトの面積率は10～60%とする。面積率の下限側は好ましくは15%以上であり、より好ましくは20%以上又は20%超である。より好ましくは30%以上又は30%超である。さらに好ましくは35%以上である。面積率の上限側は好ましくは55%以下である。

[0045] フェライト：10～80%

フェライトの面積率が10%未満では温間加工時に27%以上のELと温間加工後の降伏比が両立できない。一方、80%を超えると本発明の高強度が得られない。したがって、フェライトの面積率は10～80%とする。好ましくは10～60%とし、より好ましくは10～50%とする。

[0046] マルテンサイト：10～50%

マルテンサイトの面積率が10%未満では室温で1180MPa以上のTSが得られない。一方、50%を超えると温間加工時に27%以上のELが

得られない。したがって、マルテンサイトの面積率は10～50%とする。面積率の下限側は好ましくは15%以上である。より好ましくは20%超、さらに好ましくは25%以上である。面積率の上限側は好ましくは45%以下である。

[0047] ベイナイト：0～5%

本発明においてベイナイトは好ましくないが5%まで許容される。5%を超えると温間加工後の降伏比が低下する。したがって、ベイナイトは0～5%、好ましくは0～3%、より好ましくは0～1%とする。

[0048] 本発明の鋼板組織は、残留オーステナイト、フェライト、マルテンサイト（さらに含んでもベイナイト）からなり、他の相は含まない。残留オーステナイト、フェライト、マルテンサイトの合計は、95%以上である。例えば、パーライトは含まない。

[0049] 残留オーステナイト中のC量：0.40質量%未満

後述のように、残留オーステナイト中のC量は下記（1）式、（2）式により求める。残留オーステナイト中のC量が0.40質量%以上では本発明の温間加工後の高降伏比が得られない。したがって残留オーステナイト中のC量は0.40質量%未満とし、好ましくは0.3質量%未満、より好ましくは0.2質量%未満とする。

[0050] 残留オーステナイト、マルテンサイト、フェライトの平均結晶粒径：それぞれ2.0μm以下

残留オーステナイト、マルテンサイト、フェライトのいずれかの平均結晶粒径が2.0μmを超えると本発明の温間加工後の高降伏比が得られない。したがって、残留オーステナイト、マルテンサイト、フェライトそれぞれの平均結晶粒径は2.0μm以下とし、好ましくは1.0μm以下とする。

[0051] 結晶粒界に存在する、Nb、Ti、Mo、Vから選ばれる少なくとも1種を含む炭化物

Nb、Ti、Mo、V系の微細炭化物を結晶粒界に配置することで、粒界近傍の転位の移動が抑制されて温間加工後の降伏比が向上する。

- [0052] 該炭化物の平均粒径を200nm以下とすることでさらに温間加工後の降伏比をさらに改善できる。下限は特に規定しないが、平均粒径が10nm未満になると上記効果が小さくなるため10nm以上が好ましい。
- [0053] 本発明において、該炭化物の平均粒径は透過型電子顕微鏡（TEM）を用いて10万倍で10視野観察し、該視野に認められた全炭化物の粒径の平均値とした。
- [0054] 本発明においてフェライト、マルテンサイト、ベイナイトの面積率とは、観察面積に占める各組織の面積の割合のことである。これらの面積率は、鋼板よりサンプルを切り出し、圧延方向に平行な板厚断面を研磨後、3%ナイトールで腐食し、板厚1/4位置をSEM（走査型電子顕微鏡）で1500倍の倍率でそれぞれ3視野撮影し、得られた画像データからMedia Cybernetics社製のImage-Proを用いて各組織の面積率を求め、視野の平均面積率を各組織の面積率とする。前記画像データにおいて、フェライトは黒色、マルテンサイトおよび残留オーステナイトは白色、ベイナイトは方位の揃った炭化物または島状マルテンサイトを含む暗灰色として区別される。マルテンサイトの面積率は該白色組織の面積率から後述する残留オーステナイトの面積率を差し引くことで求める。なお、本発明において、マルテンサイトは方位の揃っていない炭化物を含むオートテンパードマルテンサイトや焼戻しマルテンサイトであっても構わない。また、本発明では含有しないが、パーライトは黒色と白色の層状組織として区別できる。
- [0055] また、フェライト、マルテンサイトおよび残留オーステナイトの結晶粒径は面積率を測定した画像について、切断法により測定し、その平均値を該組織の平均結晶粒径とする。切断法で用いた線の本数は縦方向に10本、横方向に10本とし、画像をそれぞれ11に等分割するように引いた。マルテンサイトと残留オーステナイトは区別せず同じ粒径とする。なお、本発明においてはパケット境界やブロック境界は粒界に含まない。
- [0056] 残留オーステナイトの体積率は、鋼板を板厚の1/4位置まで研削後、化学研磨によりさらに0.1mm研磨した面について、X線回折装置でMoの

K α 線を用い、f c c 鉄（オーステナイト）の（2 0 0）面、（2 2 0）面、（3 1 1）面と、b c c 鉄（フェライト）の（2 0 0）面、（2 1 1）面、（2 2 0）面の積分反射強度を測定し、b c c 鉄の各面からの積分反射強度に対する f c c 鉄の各面からの積分反射強度の強度比から体積率を求める。本発明では該体積率の値を面積率の値として用いる。

[0057] また、残留オーステナイトの格子定数 a を、X線回折装置でC o のK α 線を用い、（2 2 0）面の回折ピークシフト量から（1）式により算出し、さらに（2）式より残留オーステナイト中のC量を算出する。

[0058] [数1]

$$a = 0.17889\sqrt{2}/\sin\theta \cdots (1)$$

ここで、 a は残留オーステナイトの格子定数（nm）、 θ は（200）面の回折ピーク角度を 2 で除した値（rad）である。

$$a = 0.3578 + 0.0033[C] + 0.000095[Mn] + 0.00006[Cr] + 0.0022[N] + 0.00056[Al] + 0.00015[Cu] + 0.00031[Mo] \cdots (2)$$

ここで、 a は残留オーステナイトの格子定数（nm）、 $[M]$ はオーステナイト中の元素 M の質量％である。

[0059] 本発明では残留オーステナイト中の元素M（C以外）の質量％は鋼全体に占める質量％とした。 a とC以外の元素含有量を（2）式に代入すれば、残留オーステナイト中のC量が算出できる。

[0060] 本発明鋼板は、表面に亜鉛めっき層または合金化亜鉛めっき層を有してよい。亜鉛めっき層の組成は、例えば、Al：0.05～0.25%、残部がZnおよび不可避免的不純物としてよい。

[0061] 3）製造条件

本発明の温間加工用高強度鋼板は、例えば、上記の成分組成を有するスラブ等の鋼に、熱間圧延あるいはさらに冷間圧延を施し作製した、熱延鋼板あるいは冷延鋼板を、300～500℃の温度範囲を10℃／s以上の平均加熱速度で加熱する焼鈍加熱工程と、さらに加熱して680℃超～720℃とし、該温度域で1～30s保持する焼鈍保持工程と、Ms点～室温までを平

均冷却速度 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 超で冷却する焼鈍冷却工程と、を有する製造方法で製造可能である。焼鈍では初めの昇温過程において Fe 系炭化物を溶解させつつ、Nb、Ti、Mo、V の少なくとも 1 種を含む炭化物を生成させ、かつ再結晶フェライトの粒成長を該炭化物によるピン止め効果により抑制しつつ、オーステナイトを生成させることで、粒界に微細炭化物が配置された微細なフェライトとオーステナイトからなる組織を得る。続くフェライトとオーステナイトの 2 相域焼鈍での保持時間を適正化することで元素分配を制御する。さらにその後の冷却において、Ms 点以下の平均冷却速度を $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 超とすることで、先に生成したマルテンサイトから隣接する残部オーステナイトへの C の拡散が抑制されて、本発明の C 量の低い残留オーステナイトとフェライトおよびマルテンサイトを含む微細なミクロ組織（鋼板組織）を得ることができる。以下、詳しく説明する。なお、製造条件の説明において、時間をあらわす「s」は秒を意味する。

[0062] まず、焼鈍加熱工程、焼鈍保持工程、焼鈍冷却工程を含む焼鈍工程について説明する。熱延鋼板または冷延鋼板を焼鈍工程に供する。

[0063] $300\sim 500^{\circ}\text{C}$ まで： $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の平均加熱速度で加熱

$300\sim 500^{\circ}\text{C}$ の平均加熱速度が $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満では、フェライト粒が粗大化して本発明の鋼板組織が得られない。したがって、 $300\sim 500^{\circ}\text{C}$ の平均加熱速度は $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とする。上限は特に規定しないが、操業安定性の観点からは $2000^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下が好ましい。また、 $300\sim 500^{\circ}\text{C}$ の平均加熱速度は $1000^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下がより好ましい。 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の平均加熱速度での加熱について、加熱開始温度が 300°C を上回るとフェライト粒が粗大化して本発明の鋼板組織が得られない場合がある。なお、 500°C から下記の焼鈍温度までの平均加熱速度は特に限定されない。

[0064] 焼鈍温度： 680°C 超～ 720°C

焼鈍温度が 680°C 以下ではオーステナイトが生成しない、あるいは生成しても C や Mn の過濃化により本発明の温間加工性や温間加工後の高降伏比が得られない。一方、 720°C を超えるとフェライトや残留オーステナイト

が減少し、温間加工性が不十分となる。したがって、焼鈍温度は 680°C 超～ 720°C とする。

[0065] 焼鈍保持時間：1～30 s

焼鈍時間が1 s未満では、オーステナイトの生成が不十分となって本発明の鋼板組織が得られない。一方、30 sを超えると結晶粒が粗大化して本発明の鋼板組織が得られない。したがって、焼鈍保持時間は1～30 sとする。

[0066] 亜鉛めっき処理

焼鈍保持工程後焼鈍冷却工程前に鋼板に亜鉛めっき処理を施してもよい。亜鉛めっきに使用するめっき浴の組成はAlが0.10～0.25%、残部が亜鉛と不可避免的不純物からなることが好ましい。さらに合金化処理を行ってもよい。合金化条件は $460\sim 600^{\circ}\text{C}$ で1～60 s保持することが好ましい。

[0067] また、めっきを付与する場合は上記焼鈍保持工程後からMs点までの冷却の途中でなければならない。Ms点以下まで冷却した後めっきを施すと本発明の鋼板組織が得られず、本発明の温間加工性や温間加工後の温間加工後の高降伏比が得られない。

[0068] 本発明において、Ms点($^{\circ}\text{C}$)はフォーマスタにより求める。

[0069] Ms点～室温までを平均冷却速度 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 超で冷却

以上の処理または焼鈍保持工程の後、Ms点まで冷却する。その後さらに、Ms点～室温までを平均冷却速度 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 超で冷却する。Ms点～室温までの平均冷却速度が $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下では、Cの拡散により残留オーステナイト中のC量が増加して温間加工性や温間加工後の降伏比が低下する。したがって、Ms点～室温までの平均冷却速度は $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 超とする。なお、Ms点以下の冷却途中で再加熱を伴う場合もCの拡散により残留オーステナイト中のC量が増加するため、Ms点から室温までの冷却中は加熱してはならない。上限は特に規定しないが $1000^{\circ}\text{C}/\text{s}$ を超えると過剰な冷却設備が必要となりコストアップを招くため、平均冷却速度の上限は $1000^{\circ}\text{C}/\text{s}$

以下が好ましい。なお、室温とは0～50℃を意味する。

[0070] 上記焼鈍工程前までの製造方法の条件は、特に限定せず、例えば以下の条件で行うのが好ましい。

[0071] スラブは、マクロ偏析を防止するため、連続鋳造法で製造するのが好ましく、また、造塊法、薄スラブ鋳造法により製造することもできる。スラブを熱間圧延するには、スラブをいったん室温まで冷却し、その後再加熱して熱間圧延を行ってもよいし、スラブを室温まで冷却せずに加熱炉に装入して熱間圧延を行うこともできる。あるいはわずかの保熱を行った後に直ちに熱間圧延する省エネルギープロセスも適用できる。スラブを加熱する場合は、炭化物を溶解させたり、圧延荷重の増大を防止するため、1100℃以上に加熱することが好ましい。また、スケールロスの増大を防止するため、スラブの加熱温度は1300℃以下とすることが好ましい。なお、スラブ温度はスラブ表面の温度である。スラブを熱間圧延する際は、粗圧延後の粗バーを加熱することもできる。また、粗バー同士を接合し、仕上げ圧延を連続的に行う、いわゆる連続圧延プロセスを適用できる。仕上げ圧延は、異方性を増大させ、冷間圧延・焼鈍後の加工性を低下させる場合があるので、800℃以上の仕上げ温度で行うことが好ましい。また、圧延荷重の低減や形状・材質の均一化のために、仕上げ圧延の全パスあるいは一部のパスで摩擦係数が0.10～0.25となる潤滑圧延を行うことが好ましい。

[0072] 巻取り後の鋼板は、スケールを酸洗などにより除去する。場合によりさらに熱処理、冷間圧延が施され、その後さらに焼鈍、亜鉛めっき等が施される。

[0073] 上記冷間圧延は、常法に則り、行えばよい。また、冷間圧延の圧下率は特に規定しないが30%未満ではその後の焼鈍で粗粒等の不均一組織や未再結晶組織を招く場合があるため、30%以上が好ましい。また、90%を超えると板形状の悪化を招く場合があるため90%以下が好ましい。なお、本発明においては冷間圧延前に熱処理を施しても構わない。またその最高到達温度は600℃を超えるとオーステナイトの生成等の組織変化を伴うため、6

0 0℃以下が好ましい。

[0074] 4) その他

また、本発明では、温間加工用高強度鋼板は5 0～2 0 0℃での加工に用いられることが好ましい。

実施例

[0075] 以下、本発明を、実施例に基づいて具体的に説明する。本発明の技術的範囲は以下の実施例に限定されない。

[0076] 表1に示す成分組成の鋼（残部はF eおよび不可避免の不純物）を実験室の真空溶解炉により溶製し、圧延して鋼スラブとした。これらの鋼スラブを1 2 0 0℃に加熱後粗圧延、仕上げ圧延して、厚さ3. 0 mmの熱延板とした。熱延の仕上げ圧延温度は9 0 0℃、巻取り温度は5 0 0℃とした。巻取り後、酸洗を施した。一部は、次いで、軟質化のために6 0 0℃で1時間の焼鈍（熱処理）を施した後1. 4 mmまで冷間圧延して冷延鋼板（C R）とした。得られた熱延鋼板および冷延鋼板を焼鈍に供した。

[0077] 焼鈍は実験室にて熱処理およびめっき処理装置を用いて表2に示す条件で行い、熱延鋼板を焼鈍してなる温間加工用高強度鋼板（H R）、冷延鋼板を焼鈍してなる温間加工用高強度鋼板（C R）、熔融亜鉛めっき鋼板（G I）および合金化熔融亜鉛めっき鋼板（G A）1～2 5を作製した。亜鉛めっき鋼板は4 6 0℃のめっき浴中に浸漬し、付着量3 5～4 5 g/m²のめっき層を形成させ、合金化亜鉛めっき鋼板はめっき層形成後5 5 0℃で1～6 0 s保持する合金化処理を行うことで作製した。表2 N o. 8は焼鈍後の冷却で一旦M s点より低い温度まで冷却しているため、「M s～室温までの平均冷却速度」を記載していない。表2 N o 1 8は焼鈍後室温まで冷却している。

[0078] 得られた熱延鋼板を焼鈍してなる温間加工用高強度鋼板、冷延鋼板を焼鈍してなる温間加工用高強度鋼板、熔融亜鉛めっき鋼板および合金化熔融亜鉛めっき鋼板に伸長率0. 3%の調質圧延を施した後、以下の試験方法にしたがい、室温の引張特性、温間の引張特性および引張後耐衝撃性を評価した。結果を表3に示す。また、上述の方法で測定した相の面積率等も表3に示し

た。

[0079] <室温引張試験>

焼鈍板（亜鉛めっき処理、合金化亜鉛めっき処理をした場合は地鉄鋼板を意味する。以下同じ。）より圧延方向に対して平行方向に J I S 5 号引張試験片（J I S Z 2 2 0 1）を採取し、室温で歪速度が $10^{-3}/s$ とする J I S Z 2 2 4 1 の規定に準拠した引張試験を行い、T S を求めた。なお、1180MPa 以上を合格とした。また、後述の温間引張試験と同様の方法で 27% の引張ひずみを付与した後、室温まで冷却し、次いで室温で歪速度が $10^{-3}/s$ とする J I S Z 2 2 4 1 の規定に準拠した引張試験を行い、室温での降伏強さを引張強度で除して、温間加工後の降伏比を求めた。

[0080] <温間引張試験>

焼鈍板より圧延方向に対して平行方向に J I S 5 号引張試験片（J I S Z 2 2 0 1）を採取し、試験温度が 80℃ または 150℃、歪速度が $10^{-3}/s$ とする引張試験を行い、E L を求めた。なお、本発明では温間引張試験の E L が 27% 以上を温間加工性良好とした。

[0081] <温間加工後室温ビッカース硬さ試験>

上記温間引張試験と同様の方法で 27% の引張ひずみを付与した後、室温まで冷却し、該引張試験片の中央部の引張方向に平行な板厚断面において、板厚の 1/4 位置について、荷重が 1kgf で 5 点ビッカース硬さ試験を行い、最大値と最小値を除いた 3 点の平均ビッカース硬さ H V を求めた。なお、本発明では H V : 400 以上を高強度とした。

[0082]

[表1]

鋼	成分組成(質量%)												備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Mo	V	その他	
A	0.15	1.50	5.5	0.015	0.001	0.030	0.003	0.030	-	-	-	B:0.0010	発明範囲内
B	0.15	1.50	5.5	0.015	0.001	0.030	0.003	-	0.015	-	-	Ca:0.0010	発明範囲内
C	0.15	1.50	5.5	0.015	0.001	0.030	0.003	-	-	0.10	-	B:0.0010	発明範囲内
D	0.15	1.50	5.5	0.015	0.001	0.030	0.003	-	-	-	0.15	-	発明範囲内
E	0.15	0.50	7.0	0.015	0.001	1.000	0.003	0.022	-	-	-	-	発明範囲内
F	0.15	1.50	5.5	0.015	0.001	0.030	0.003	-	-	0.08	0.10	Cu:0.1	発明範囲内
G	0.15	1.50	5.5	0.015	0.001	0.030	0.003	0.015	0.010	-	-	REM:0.0020	発明範囲内
H	0.15	1.50	5.5	0.015	0.001	0.030	0.003	0.010	-	0.20	-	Ni:0.1	発明範囲内
I	0.15	1.50	4.5	0.015	0.001	0.030	0.003	0.010	-	-	0.10	Cr:0.3	発明範囲内
J	0.15	1.50	5.5	0.015	0.001	0.030	0.003	-	0.020	0.10	-	Sb:0.03	発明範囲内
K	0.15	1.50	5.5	0.015	0.001	0.030	0.003	-	0.010	-	0.05	Sn:0.03	発明範囲内
L	0.15	1.50	5.5	0.015	0.001	0.030	0.003	-	-	-	-	-	発明範囲外
M	0.03	1.50	5.5	0.015	0.001	0.030	0.003	-	0.020	-	-	-	発明範囲外
N	0.25	1.50	5.5	0.015	0.001	0.030	0.003	-	-	0.100	-	-	発明範囲外
O	0.15	3.50	5.5	0.015	0.001	0.030	0.003	0.010	-	-	0.080	-	発明範囲外
P	0.15	1.50	10.0	0.015	0.001	0.030	0.003	-	0.010	-	-	-	発明範囲外
Q	0.15	1.50	3.0	0.015	0.001	0.030	0.003	-	-	0.200	-	-	発明範囲外
R	0.20	1.50	8.0	0.015	0.001	0.030	0.003	0.020	-	-	-	Cr:0.5	発明範囲内

[0083]

[表2]

鋼板 No.	鋼	冷間 圧延	焼鈍条件											*鋼板 表面	備考
			300～500℃ までの 平均加熱 速度 (℃/s)	焼鈍 温度 (℃)	焼鈍 保持 時間 (s)	焼鈍 速度 (℃/s)	冷却 停止 温度 (℃)	冷却 停止 保持 時間 (s)	Ms点 (℃)	再加熱 温度 (℃)	再加熱 保持 時間 (s)	めっき浴 温度 (℃)	めっき 合金化 温度 (℃)		
1	A	有	15	710	15	15	500	100	190	—	—	460	550	15	発明例
2		有	15	750	15	15	500	100	280	—	—	460	550	15	比較例
3	B	無	15	710	15	15	500	100	170	—	—	—	—	15	発明例
4		無	15	650	15	15	500	100	120	—	—	—	—	15	比較例
5	C	有	15	710	15	15	500	100	190	—	—	460	—	15	発明例
6		有	15	710	500	15	500	100	180	—	—	460	—	15	比較例
7	D	有	100	700	15	15	500	100	190	—	—	460	550	15	発明例
8		有	100	700	15	15	150	1	190	400	100	460	550	—	比較例
9	E	有	15	710	15	5	500	100	190	—	—	460	550	15	発明例
10		有	15	710	60	5	500	100	190	—	—	460	550	15	比較例
11		有	15	710	15	5	500	100	190	—	—	460	550	0.1	比較例
12	F	有	15	710	15	15	500	100	180	—	—	460	550	15	発明例
13		有	1	710	15	15	500	100	180	—	—	460	550	15	比較例
14	G	有	15	690	15	15	500	100	170	—	—	460	550	15	発明例
15	H	有	15	700	15	15	500	100	160	—	—	460	550	15	発明例
16	I	有	15	700	15	15	500	10	220	—	—	460	550	15	発明例
17	J	無	15	700	15	15	500	100	190	—	—	460	550	15	発明例
18	K	有	15	700	15	15	—	0	190	—	—	—	—	15	発明例
19	L	有	15	710	15	15	500	100	180	—	—	460	550	15	比較例
20	M	有	15	710	15	15	500	100	250	—	—	460	550	15	比較例
21	N	有	15	700	15	15	500	100	60	—	—	460	550	15	比較例
22	Q	有	15	700	15	15	500	100	160	—	—	460	550	15	比較例
23	P	有	15	700	15	15	500	100	50	—	—	460	550	15	比較例
24	Q	有	15	700	15	15	500	100	110	—	—	460	550	15	比較例
25	R	有	15	700	15	15	500	100	50	—	—	460	550	15	発明例

*鋼板表面: CR: 冷延鋼板, HR: 熱延鋼板, GI: 溶融亜鉛めっき鋼板, GA: 合金化溶融亜鉛めっき鋼板

[0084]

[表3]

銅板 No.	銅板組織*1											機械特性					備考	
	V(F) (%)	V(M) (%)	V(γ) (%)	V(B) (%)	その他 (%)	O(γ) (%)	d(F) (μm)	d(M) (μm)	d(γ) (μm)	粒界炭化物 種類	粒界炭化物 平均粒径 (μm)	室温			温間加工後室温			
												TS (MPa)	加工温度 (℃)	EL (%)	HV	降伏比 (%)		
1	36	21	43	0	0	0.12	0.8	1.2	1.2		Ti	0.22	1484	150	40	421	75	発明例
2	9	85	6	0	0	0.01	2.1	3.8	3.8		Ti	0.63	1576	150	10	-	-	比較例
3	31	24	45	0	0	0.13	0.9	1.0	1.0		Nb	0.19	1498	150	42	421	72	発明例
4	73	6	21	0	0	0.43	0.9	0.7	0.7		Nb	0.11	1082	150	25	-	-	比較例
5	23	32	45	0	0	0.14	0.7	0.8	0.8		Mo	0.16	1504	150	44	419	83	発明例
6	19	35	46	0	0	0.11	2.3	2.8	2.8		Mo	0.32	1530	150	37	438	57	比較例
7	31	31	38	0	0	0.10	1.0	0.9	0.9		V	0.18	1466	150	39	419	72	発明例
8	30	14	26	0	30	0.41	1.0	1.0	1.0		V	0.19	1289	150	25	-	-	比較例
9	19	30	51	0	0	0.15	0.8	1.5	1.5		Ti	0.24	1560	150	45	430	68	発明例
10	19	29	52	0	0	0.14	1.9	2.2	2.2		Ti	0.28	1552	150	44	430	58	比較例
11	18	29	53	0	0	0.44	0.9	1.3	1.3		Ti	0.23	1510	150	21	-	-	比較例
12	20	33	47	0	0	0.15	0.7	0.7	0.7		Mo,V	0.12	1537	150	39	436	63	発明例
13	20	35	45	0	0	0.14	2.5	1.6	1.6		Mo,V	0.28	1528	150	40	431	59	比較例
14	28	24	48	0	0	0.19	0.7	0.8	0.8		Ti,Nb	0.14	1311	80	31	402	70	発明例
15	22	34	44	0	0	0.15	0.9	1.1	1.1		Ti,Mo	0.22	1455	150	36	422	64	発明例
16	43	23	34	0	0	0.25	1.8	1.6	1.6		Ti,V	0.16	1401	150	39	403	75	発明例
17	30	31	39	0	0	0.13	1.0	1.1	1.1		Nb,Mo	0.15	1510	150	43	422	74	発明例
18	29	30	41	0	0	0.14	0.9	1.0	1.0		Nb,V	0.18	1494	150	43	418	66	発明例
19	21	34	45	0	0	0.16	1.0	1.3	1.3		=	-	1517	150	43	423	58	比較例
20	39	35	26	0	0	0.03	1.8	1.1	1.1		Nb	0.25	1026	150	19	-	-	比較例
21	10	32	58	0	0	0.50	1.1	1.3	1.3		Mo	0.86	1733	150	59	444	55	比較例
22	27	27	46	0	0	0.13	1.0	1.3	1.3		Ti,V	0.20	1507	150	41	425	58	比較例
23	11	32	57	0	0	0.10	0.8	0.9	0.9		Nb	0.41	1635	150	49	440	57	比較例
24	45	19	8	28	0	0.38	2.4	0.9	0.9		Mo	0.27	893	150	38	356	56	比較例
25	20	21	59	0	0	0.13	0.8	1.2	1.2		Ti	0.20	1683	150	49	452	75	発明例

*1 V(F):フェライトの面積率、V(M):マルテンサイトの面積率、V(γ):残留オーステナイトの面積率、V(B):ベイナイトの面積率、C(γ):残留オーステナイト中のC量(質量%)

d(F):フェライトの平均結晶粒径、d(M):マルテンサイトの平均結晶粒径、d(γ):残留オーステナイトの平均結晶粒径

[0085] 発明例では、いずれも室温でのTSが1180MPa以上かつ温間加工後

室温でのビッカース硬さHVが400以上で、かつ温間加工後降伏比が60%以上で、かつ温間でのELが27%以上有する温間加工後の降伏比に優れた温間加工用高強度鋼板である。なお、鋼板No. 14について、温間引張試験の温度を150℃とした場合、温間でのELは29%となり、温間加工後のHVは400以上、温間加工後の降伏比も60%以上であった。

[0086] 一方、本発明の範囲を外れる比較例は所望の強度が得られていないか、温間でのELが得られていないか、温間加工後の高降伏比が得られていない。

産業上の利用可能性

[0087] 本発明によれば、室温でのTSが1180MPa以上で、温間でのELが27%以上、かつ優れた温間加工後の高降伏比を有する温間加工用高強度鋼板を得ることができる。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.05 ~ 0.20 %、

Si : 3.0 %以下、

Mn : 3.5 ~ 8.0 %、

P : 0.000 %以下、

S : 0.02 %以下、

Al : 0.01 ~ 3.0 %、

N : 0.010 %以下を含み、

かつ Nb : 0.005 ~ 0.20 %、

Ti : 0.005 ~ 0.20 %、

Mo : 0.005 ~ 1.0 %、

V : 0.005 ~ 1.0 %から選ばれる1種以上を含み、残部がFe
および不可避免の不純物からなる成分組成を有し、

面積率で、10 ~ 60 %の残留オーステナイト、10 ~ 80 %のフェライト、10 ~ 50 %のマルテンサイト、0 ~ 5 %のベイナイトからなり、かつ残留オーステナイト中のC量が0.40質量%未満、かつ残留オーステナイト、マルテンサイトおよびフェライトの平均結晶粒径がそれぞれ2.0 μm以下、かつ結晶粒界にNb、Ti、Mo、Vから選ばれる少なくとも1種を含む炭化物を有する鋼板組織を有する、

温間加工用高強度鋼板。

[請求項2]

前記Nb、Ti、Mo、Vから選ばれる少なくとも1種を含む炭化物の平均粒径が200 nm以下である請求項1に記載の温間加工用高強度鋼板。

[請求項3]

さらに、質量%で、

Cr : 0.005 ~ 2.0 %、

Ni : 0.005 ~ 2.0 %、

Cu : 0.005 ~ 2.0%、
B : 0.0001 ~ 0.0050%、
Ca : 0.0001 ~ 0.0050%、
REM : 0.0001 ~ 0.0050%、
Sn : 0.01 ~ 0.50%、
Sb : 0.0010 ~ 0.10% から選ばれる 1 種以上を含む成分組成を有する請求項 1 または 2 に記載の温間加工用高強度鋼板。

[請求項4] さらに、表面に亜鉛めっき層または合金化亜鉛めっき層を有する請求項 1 ~ 3 のいずれかに記載の温間加工用高強度鋼板。

[請求項5] 請求項 1 または 3 に記載の成分組成を有する鋼に、熱間圧延を施して熱延鋼板とする熱間圧延工程と、
熱延鋼板に酸洗を施す酸洗工程と、
前記酸洗を施した鋼板を、300 ~ 500℃の温度範囲を 10℃/s 以上の平均加熱速度で加熱する焼鈍加熱工程と、
さらに加熱して 680℃超 ~ 720℃とし、該温度域で 1 ~ 30 s 保持する焼鈍保持工程と、
Ms 点 ~ 室温までを平均冷却速度 10℃/s 超で冷却する焼鈍冷却工程と、
を有する温間加工用高強度鋼板の製造方法。

[請求項6] 前記酸洗工程後に冷間圧延を施して冷延鋼板とする冷間圧延工程をさらに有し、
前記冷延鋼板を前記焼鈍加熱工程に供する、請求項 5 に記載の温間加工用高強度鋼板の製造方法。

[請求項7] 前記焼鈍保持工程後前記焼鈍冷却工程前に亜鉛めっきを施す請求項 5 または 6 に記載の温間加工用高強度鋼板の製造方法。

[請求項8] さらに、前記亜鉛めっき後前記焼鈍冷却工程前に合金化処理を施す請求項 7 に記載の温間加工用高強度鋼板の製造方法。

[請求項9] 請求項 1 または 3 に記載の成分組成を有する熱延鋼板または冷延鋼

板を、 $300\sim500^{\circ}\text{C}$ の温度範囲を $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の平均加熱速度で加熱する焼鈍加熱工程と、

さらに加熱して 680°C 超 $\sim720^{\circ}\text{C}$ とし、該温度域で $1\sim30\text{ s}$ 保持する焼鈍保持工程と、

M_s 点 $\sim$ 室温までを平均冷却速度 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 超で冷却する焼鈍冷却工程と、

を有する温間加工用高強度鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2017/002614

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/14(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i

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

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C1/00-49/14, C21D9/46

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

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

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2015-503023 A (Posco), 29 January 2015 (29.01.2015), table 2 & US 2014/0308156 A1 tables 2 to 2-continued & WO 2013/069937 A1 & EP 2778247 A1 & KR 10-2013-0050138 A & CN 103917681 A	1-9
A	JP 2012-251239 A (JFE Steel Corp.), 20 December 2012 (20.12.2012), tables 1 to 3 & US 2014/0103684 A1 tables 1 to 3-continued & WO 2012/153471 A1 & EP 2708610 A1 & CA 2835153 A1 & KR 10-2013-0140176 A & CN 103582714 A	1-9

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C.

☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
19 April 2017 (19.04.17)

Date of mailing of the international search report
09 May 2017 (09.05.17)

Name and mailing address of the ISA/
Japan Patent Office
3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku,
Tokyo 100-8915, Japan

Authorized officer

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2017/002614

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 2011/093319 A1 (Nippon Steel Corp.), 04 August 2011 (04.08.2011), tables 1, 6, 7 & US 2013/0037180 A1 tables 1, 6 to 7-continued & JP 4903915 B2 & EP 2530179 A1 & CA 2787575 A1 & CN 102712980 A & KR 10-2012-0096109 A	1-9

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC））

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/14(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC））

Int.Cl. C22C1/00-49/14, C21D9/46

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

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

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

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	JP 2015-503023 A（ポスコ）2015.01.29, 表2 & US 2014/0308156 A1, TABLE 2 ~ TABLE 2-continued & WO 2013/069937 A1 & EP 2778247 A1 & KR 10-2013-0050138 A & CN 103917681 A	1-9
A	JP 2012-251239 A（JFEスチール株式会社）2012.12.20, 表1 ~ 表3 & US 2014/0103684 A1, TABLE 1 ~ TABLE 3-continued	1-9

C欄の続きにも文献が列挙されている。

パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

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

国際調査を完了した日

19.04.2017

国際調査報告の発送日

09.05.2017

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁（ISA/J P）

郵便番号100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官（権限のある職員）

河野 一夫

4 K

9833

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	n u e d & WO 2012/153471 A1 & EP 2708610 A1 & CA 2835153 A1 & KR 10-2013-0140176 A & CN 103582714 A WO 2011/093319 A1 (新日本製鐵株式会社) 2011.08.04, [表 1], [表 6], [表 7] & US 2013/0037180 A1 , T A B L E 1, T A B L E 6 ~ T A B L E 7 - c o n t i n u e d & JP 4903915 B2 & EP 2530179 A1 & CA 2787575 A1 & CN 102712980 A & KR 10-2012-0096109 A	1 - 9