

(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5月7日(07.05.2020)



(10) 国際公開番号

WO 2020/090302 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2019/037688

(22) 国際出願日: 2019年9月25日(25.09.2019)

(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 2018-204875 2018年10月31日(31.10.2018) JP
特願 2019-121143 2019年6月28日(28.06.2019) JP

(71) 出願人: J F E スチール株式会社(JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 Tokyo (JP).

(72) 発明者: 平島 拓弥 (HIRASHIMA Takuya); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財

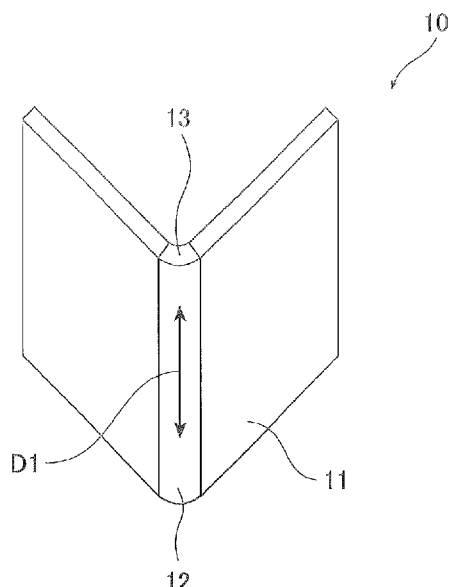
産部内 Tokyo (JP). 吉岡 真平 (YOSHIOKA Shimpei); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 金子 真次郎 (KANEKO Shinjiro); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).

(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, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY,

(54) Title: HIGH-STRENGTH MEMBER, METHOD FOR MANUFACTURING HIGH-STRENGTH MEMBER, AND METHOD FOR MANUFACTURING STEEL SHEET FOR HIGH-STRENGTH MEMBER

(54) 発明の名称: 高強度部材、高強度部材の製造方法及び高強度部材用鋼板の製造方法



(57) Abstract: The present invention addresses the problem of providing a high-strength member that has a superior delayed fracture resistance property, a method for manufacturing the high-strength member, and a method for manufacturing a steel sheet for the high-strength member. A high-strength member 10 according to the present application is a high-strength member 10 having a bend ridgeline section 12 that is obtained using a steel sheet 11, wherein the tensile strength of the member is 1470MPa or greater, the residual stress of an end surface 13 of the bend ridgeline section 12 is 800MPa or less, and among cracks extending in a bend ridgeline direction D1 from the end surface 13 of the bend ridgeline section 12, the length of the longest crack is 10μm or less.

(57) 要約: 本発明の課題は、耐遅れ破壊特性に優れた高強度部材、高強度部材の製造方法及び高強度部材用鋼板の製造方法を提供することである。本発明の高強度部材 10 は、鋼板 11 を用いて得た曲げ稜線部 12 を有する高強度部材 10 であって、部材の引張強度が 1470MPa 以上であり、曲げ稜線部 12 の端面 13 の残留応力が 800MPa 以下であり、かつ曲げ稜線部 12 の端面 13 から曲げ稜線方向 D1 に延在する亀裂のうち最も長い亀裂長さが、10μm 以下である。

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))

明 細 書

発明の名称：

高強度部材、高強度部材の製造方法及び高強度部材用鋼板の製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、自動車部品等に用いられる高強度部材、高強度部材の製造方法及び高強度部材用鋼板の製造方法に関する。より詳しくは、本発明は、耐遅れ破壊特性に優れた高強度部材およびその製造方法に関する。また、その高強度部材用の鋼板の製造方法に関する。

背景技術

[0002] 近年、センターピラーR／F（レインフォースメント）等の車体骨格部品や、バンパー、インパクトビーム部品等（以下、部品ともいう）に対し、引張強度（TS）が1320～1470MPa級の高強度鋼板の適用が進みつつある。さらには、自動車車体の一層の軽量化の観点から、部品に対しTSが1800MPa（1.8GPa）級以上の強度を有する鋼板の適用についても検討されている。

[0003] 鋼板の高強度化に伴い、遅れ破壊の発生が懸念され、近年では、部品形状へ加工されたサンプル、特にひずみが集中する曲げ加工部のせん断端面からの遅れ破壊が懸念されており、このようなせん断端面を起点とした遅れ破壊を抑制することが重要となっている。

[0004] 例えば、特許文献1では、化学成分が、C：0.05～0.3％、Si：3.0％以下、Mn：0.01～3.0％、P：0.02％以下、S：0.02％以下、Al：3.0％以下、N：0.01％以下を満たし、残部がFeおよび不可避不純物である鋼からなり、Mgの酸化物、硫化物、複合晶出物および複合析出物の粒径と密度を規定することで成形加工後の耐遅れ破壊特性に優れた薄鋼板を提供している。

[0005] 特許文献2では、1180MPa以上のTSを有する鋼板のせん断端面にショットピーニングを施すことによって、端面の残留応力を低減させ、耐遅

れ破壊特性に優れた成形部材の製造方法を提供している。

先行技術文献

特許文献

[0006] 特許文献1：特開2003-166035号公報

特許文献2：特開2017-125228号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0007] 特許文献1で開示された技術は、化学成分および鋼中の析出物の粒径と密度を規定することで耐遅れ破壊特性に優れる鋼板を提供している。しかしながら、特許文献1の鋼板は、添加されているC量が少ないため、本発明の高強度部材に用いられる鋼板よりも強度が低く、TSが1470MPa未満である。特許文献1の鋼板ではC量を多くする等して強度を向上させても、強度が上昇すると端面の残留応力も増加するため、耐遅れ破壊特性は劣化すると思われる。

[0008] 特許文献2で開示された技術では、せん断端面にショットピーニングを施すことで、端面の残留応力を低減し、耐遅れ破壊特性に優れる成形部材を提供している。しかしながら、本発明で規定した800MPa以下の端面の残留応力においても遅れ破壊が生じており、それは端面の亀裂長さが本発明で規定した長さよりも長いためと思われる。ショットピーニングを施したとしてもせん断端面のままであれば、せん断により生じた亀裂は10 μ m超となり、耐遅れ破壊特性の改善効果としては不十分となる。

[0009] 本発明は、上記事情に鑑みてなされたものであり、その目的とするところは、耐遅れ破壊特性に優れた高強度部材、高強度部材の製造方法及び高強度部材用鋼板の製造方法を提供することである。

本発明において、高強度とは、引張強度（TS）が1470MPa以上であることを意味する。

[0010] 本発明において、耐遅れ破壊特性に優れるとは、実施例に記載するように

、鋼板を曲げ加工した後の部材を $pH = 1$ ($25^{\circ}C$) の塩酸中に浸漬し、遅れ破壊しない最大負荷応力を臨界負荷応力として測定したときに、当該臨界負荷応力が降伏強度 (YS) 以上であることを意味する。

課題を解決するための手段

[0011] 本発明者らは、上記課題を解決すべく鋭意検討を行った結果、鋼板を用いて得た曲げ稜線部を有する高強度部材を、部材の引張強度が $1470 MPa$ 以上であり、曲げ稜線部の端面の残留応力が $800 MPa$ 以下であり、かつ曲げ稜線部の端面から曲げ稜線方向に延在する亀裂のうち最も長い亀裂長さが $10 \mu m$ 以下とすることによって、耐遅れ破壊特性に優れた高強度部材とすることができることを見出し、本発明に至った。上記課題は、以下の手段によって解決される。

[0012] [1] 鋼板を用いて得た曲げ稜線部を有する高強度部材であって、
部材の引張強度が $1470 MPa$ 以上であり、
前記曲げ稜線部の端面の残留応力が、 $800 MPa$ 以下であり、かつ
前記曲げ稜線部の端面から曲げ稜線方向に延在する亀裂のうち最も長い亀裂長さが、 $10 \mu m$ 以下である、高強度部材。

[0013] [2] 前記鋼板は、質量%で、
C : 0.17% 以上 0.35% 以下、
Si : 0.001% 以上 1.2% 以下、
Mn : 0.9% 以上 3.2% 以下、
P : 0.02% 以下、
S : 0.001% 以下、
Al : 0.01% 以上 0.2% 以下、および
N : 0.010% 以下を含有し、残部は Fe および不可避免的不純物からなる成分組成と、

鋼板組織全体に対して、平均粒径が $50 nm$ 以下の炭化物を含有するベイナイトおよび平均粒径が $50 nm$ 以下の炭化物を含有するマルテンサイトの1種または2種の面積率が合計で 90% 以上であるミクロ組織と、を有する

、〔１〕に記載の高強度部材。

[0014] 〔３〕前記鋼板は、質量％で、

C : 0.17%以上0.35%以下、

Si : 0.001%以上1.2%以下、

Mn : 0.9%以上3.2%以下、

P : 0.02%以下、

S : 0.001%以下、

Al : 0.01%以上0.2%以下、

N : 0.010%以下、および

Sb : 0.001%以上0.1%以下を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成と、

鋼板組織全体に対して、平均粒径が50nm以下の炭化物を含有するベイナイトおよび平均粒径が50nm以下の炭化物を含有するマルテンサイトの1種または2種の面積率が合計で90%以上であるミクロ組織と、を有する、〔１〕に記載の高強度部材。

[0015] 〔４〕前記鋼板の前記成分組成が、さらに、質量％で、

B : 0.0002%以上0.0035%未満を含有する、〔２〕または〔３〕に記載の高強度部材。

[0016] 〔５〕前記鋼板の前記成分組成が、さらに、質量％で、

Nb : 0.002%以上0.08%以下および

Ti : 0.002%以上0.12%以下のうちから選ばれる少なくとも1種を含有する、〔２〕～〔４〕のいずれか一つに記載の高強度部材。

[0017] 〔６〕前記鋼板の前記成分組成が、さらに、質量％で、

Cu : 0.005%以上1%以下および

Ni : 0.005%以上1%以下のうちから選ばれる少なくとも1種を含有する、〔２〕～〔５〕のいずれか一つに記載の高強度部材。

[0018] 〔７〕前記鋼板の前記成分組成が、さらに、質量％で、

Cr : 0.01%以上1.0%以下、

Mo : 0.01%以上0.3%未満、
V : 0.003%以上0.5%以下、
Zr : 0.005%以上0.20%以下、および
W : 0.005%以上0.20%以下のうちから選ばれる少なくとも1種
を含有する、[2]～[6]のいずれか一つに記載の高強度部材。

[0019] [8] 前記鋼板の前記成分組成は、さらに、質量%で、
Ca : 0.0002%以上0.0030%以下、
Ce : 0.0002%以上0.0030%以下、
La : 0.0002%以上0.0030%以下、および
Mg : 0.0002%以上0.0030%以下のうちから選ばれる少なく
とも1種を含有する、[2]～[7]のいずれか一つに記載の高強度部材。

[0020] [9] 前記鋼板の前記成分組成は、さらに、質量%で、
Sn : 0.002%以上0.1%以下を含有する[2]～[8]のいずれ
か一つに記載の高強度部材。

[0021] [10] 引張強度が1470MPa以上の鋼板を切出した後、切断により生
じた端面を、曲げ加工の前または後に面削加工し、前記曲げ加工および前記
面削加工の後に270℃以下の温度で加熱する端面処理工程を有する高強度
部材の製造方法。

[0022] [11] [2]～[9]のいずれか一つに記載の鋼板を切出した後、切断に
より生じた端面を、曲げ加工の前または後に面削加工し、前記曲げ加工およ
び前記面削加工の後に270℃以下の温度で加熱する端面処理工程を有する
、高強度部材の製造方法。

[0023] [12] [2]～[9]のいずれか一つに記載の高強度部材を製造するた
めの高強度部材用鋼板の製造方法であって、

前記成分組成を有する鋼に、熱間圧延および冷間圧延を施す工程と、
前記冷間圧延によって得られた冷延鋼板を、AC3点以上の焼鈍温度まで
加熱した後、前記焼鈍温度から550℃までの温度域の平均冷却速度を3℃
／秒以上とし、かつ冷却停止温度を350℃以下とする冷却を行い、その後

、 100°C 以上 260°C 以下の温度域で20秒以上1500秒以下の間滞留させる焼鈍工程と、を有する高強度部材用鋼板の製造方法。

発明の効果

[0024] 本発明によれば、耐遅れ破壊特性に優れた高強度部材、高強度部材の製造方法及び高強度部材用鋼板の製造方法を提供することができる。また、本発明の高強度部材を自動車構造部材に適用することにより、自動車用鋼板の高強度化と耐遅れ破壊特性向上との両立が可能となる。即ち、本発明により、自動車車体が高性能化する。

図面の簡単な説明

[0025] [図1]本発明の高強度部材の一例を示す斜視図である。

[図2]実施例において、ボルトとナットで締めこんだ部材の状態を示す側面図である。

[図3]実施例の端面の残留応力の測定において、測定箇所である板厚中心と、測定方向を示す端面の拡大図である。

発明を実施するための形態

[0026] 以下、本発明の実施形態について説明する。なお、本発明は、以下の実施形態に限定されない。

[0027] 本発明の高強度部材は、鋼板を用いて得た曲げ稜線部を有する高強度部材であって、部材の引張強度が 1470MPa 以上であり、曲げ稜線部の端面の残留応力が 800MPa 以下であり、かつ、曲げ稜線部の端面から曲げ稜線方向に延在する亀裂のうち最も長い亀裂長さが $10\mu\text{m}$ 以下である。

[0028] これらの条件を満たす高強度部材が得られれば、高強度部材に用いる鋼板は特に限定されない。以下、本発明の高強度部材を得るための好ましい鋼板について説明をするが、本発明の高強度部材に用いる鋼板は以下で説明する鋼板には限定されない。

[0029] 高強度部材を得るための好ましい鋼板は、後述する成分組織と、ミクロ組織とを有することが好ましい。なお、本発明の高強度部材が得られれば、必ずしも後述する成分組成とミクロ組織を有する鋼板を用いる必要はない。

[0030] まず、高強度部材に用いられる好ましい鋼板（素材鋼板）の好ましい成分組成について説明する。下記の好ましい成分組成の説明において、成分の含有量の単位である「%」は「質量%」を意味する。

[0031] <C : 0.17%以上0.35%以下>

Cは焼入れ性を向上させる元素である。所定のマルテンサイトおよびベイナイトの1種または2種の合計面積率を確保するとともに、マルテンサイトおよびベイナイトの強度を上昇させ、 $TS \geq 1470 \text{ MPa}$ を確保する観点から、C含有量は好ましくは0.17%以上であり、より好ましくは0.18%以上であり、さらに好ましくは0.19%以上である。一方、C含有量が0.35%を超えると、曲げ加工前または後に端面（板厚面）を面削加工し、かつ曲げ加工後に加熱したとしても、曲げ稜線部の端面の残留応力は 800 MPa を超えて、耐遅れ破壊特性を劣化させる可能性がある。したがって、C含有量は好ましくは0.35%以下であり、より好ましくは0.33%以下であり、さらに好ましくは0.31%以下である。

[0032] <Si : 0.001%以上1.2%以下>

Siは固溶強化による強化元素である。また、Siは、 200°C 以上の温度域で鋼板を保持する場合に、粗大な炭化物の過剰な生成を抑制して伸びの向上に寄与する。さらに、板厚中央部でのMn偏析を軽減してMnSの生成の抑制にも寄与する。上記のような効果を十分に得るには、Si含有量は好ましくは0.001%以上であり、より好ましくは0.003%以上であり、さらに好ましくは0.005%以上である。一方、Si含有量が多くなりすぎると、板厚方向に粗大なMnSが生成しやすくなり、曲げ加工時の亀裂生成を助長し、耐遅れ破壊特性を劣化させる。したがって、Si含有量は好ましくは1.2%以下であり、より好ましくは1.1%以下であり、さらに好ましくは1.0%以下である。

[0033] <Mn : 0.9%以上3.2%以下>

Mnは、鋼の焼入れ性を向上させ、所定のマルテンサイトおよびベイナイトの1種または2種の合計面積率を確保するために含有させる。Mn含有量

が0.9%未満では、鋼板表層部にフェライトが生成することで強度が低下する可能性がある。したがって、Mn含有量は好ましくは0.9%以上であり、より好ましくは1.0%以上であり、さらに好ましくは1.1%以上である。また、MnSが増加し、曲げ加工時の亀裂生成を助長させないために、Mn含有量は好ましくは3.2%以下であり、より好ましくは3.1%以下であり、さらに好ましくは3.0%以下である。

[0034] <P : 0.02%以下>

Pは、鋼を強化する元素であるが、その含有量が多いと亀裂発生を促進し、耐遅れ破壊特性を劣化させる。したがって、P含有量は好ましくは0.02%以下であり、より好ましくは0.015%以下であり、さらに好ましくは0.01%以下である。なお、P含有量の下限は特に限定されるものではないが、現在、工業的に実施可能な下限は0.003%程度である。

[0035] <S : 0.001%以下>

Sは、MnS、TiS、Ti(C, S)等の介在物を形成する。この介在物による亀裂発生を抑制するために、S含有量は0.001%以下とすることが好ましい。S含有量は、より好ましくは0.0009%以下、さらに好ましくは0.0007%以下、特に好ましくは0.0005%以下である。なお、S含有量の下限は特に限定されるものではないが、現在、工業的に実施可能な下限は0.0002%程度である。

[0036] <Al : 0.01%以上0.2%以下>

Alは十分な脱酸を行い、鋼中の粗大介在物を低減するために添加される。その効果を得るために、Al含有量が好ましくは0.01%以上であり、より好ましくは0.015%以上である。一方、Al含有量が0.2%超となると、熱間圧延後の巻取り時に生成したセメンタイトなどのFeを主成分とする炭化物が焼鈍工程で固溶しにくくなり、粗大な介在物や炭化物が生成する可能性があるため、亀裂発生を助長し、耐遅れ破壊特性を劣化させる可能性がある。したがって、Al含有量は好ましくは0.2%以下であり、より好ましくは0.17%以下であり、さらに好ましくは0.15%以下であ

る。

[0037] <N : 0.010%以下>

Nは、鋼中でTiN、(Nb, Ti)(C, N)、AlN等の窒化物、炭窒化物系の粗大介在物を形成する元素であり、これらの生成を通じて亀裂発生を促進させる。耐遅れ破壊特性の劣化を防止するためには、N含有量は好ましくは0.010%以下であり、より好ましくは0.007%以下であり、さらに好ましくは0.005%以下である。なお、N含有量の下限は特に限定されるものではないが、現在、工業的に実施可能な下限は0.0006%程度である。

[0038] <Sb : 0.001%以上0.1%以下>

Sbは、鋼板表層部の酸化や窒化を抑制し、鋼板表層部の酸化や窒化による脱炭を抑制する。脱炭が抑制されることで、鋼板表層部のフェライト生成を抑制し、高強度化に寄与する。さらに脱炭の抑制により耐遅れ破壊特性も向上する。このような観点から、Sb含有量は好ましくは0.001%以上であり、より好ましくは0.002%以上であり、さらに好ましくは0.003%以上である。一方、Sbは0.1%を超えて含有させると、旧オーステナイト(γ)粒界に偏析して亀裂発生を促進するため、耐遅れ破壊特性を劣化させる可能性がある。このため、Sb含有量は、好ましくは0.1%以下であり、より好ましくは0.08%以下であり、さらに好ましくは0.06%以下である。なお、Sbを含有することが好ましいが、Sbを含有せずに鋼板の高強度化及び耐遅れ破壊特性の向上の効果を十分に得られる場合は、Sbを含有しなくてもよい。

[0039] 本発明の高強度部材に用いる好ましい鋼は上記成分を基本的に含有することが好ましく、残部は鉄および不可避免的不純物であるが、本発明の作用を損なわない範囲で以下の許容成分(任意元素)を含有させることができる。

[0040] <B : 0.0002%以上0.0035%未満>

Bは、鋼の焼入れ性を向上させる元素であり、Mn含有量が少ない場合であっても、所定の面積率のマルテンサイトおよびベイナイトを生成させる利

点を有する。このようなBの効果を得るに、B含有量は好ましくは0.0002%以上であり、より好ましくは0.0005%以上であり、さらに好ましくは0.0007%以上である。また、Nを固定する観点から、0.002%以上のTiと複合添加することが好ましい。一方、B含有量が0.0035%以上になると、焼鈍時のセメンタイトの固溶速度を遅延させ、未固溶のセメンタイトなどのFeを主成分とする炭化物が残存することとなり、これにより、粗大な介在物や炭化物が生成するため、亀裂発生を助長し耐遅れ破壊特性を劣化させる。したがって、B含有量は好ましくは0.0035%未満であり、より好ましくは0.0030%以下であり、さらに好ましくは0.0025%以下である。

[0041] <Nb : 0.002%以上0.08%以下およびTi : 0.002%以上0.12%以下のうちから選ばれる少なくとも1種>

NbやTiは、旧オーステナイト(γ)粒の微細化を通じて、高強度化に寄与する。このような観点から、Nb含有量およびTi含有量は、それぞれ、好ましくは0.002%以上であり、より好ましくは0.003%以上であり、さらに好ましくは0.005%以上である。一方、NbやTiを多量に含有させると、熱間圧延工程のスラブ加熱時に未固溶で残存するNbN、Nb(C, N)、(Nb, Ti)(C, N)等のNb系の粗大な析出物、TiN、Ti(C, N)、Ti(C, S)、TiS等のTi系の粗大な析出物が増加し、亀裂発生を助長することで耐遅れ破壊特性を劣化させる。このため、Nb含有量は好ましくは0.08%以下であり、より好ましくは0.06%以下であり、さらに好ましくは0.04%以下である。また、Ti含有量は、好ましくは0.12%以下であり、より好ましくは0.10%以下であり、さらに好ましくは0.08%以下である。

[0042] <Cu : 0.005%以上1%以下およびNi : 0.005%以上1%以下のうちから選ばれる少なくとも1種>

CuやNiは、自動車の使用環境での耐食性を向上させ、かつ腐食生成物が鋼板表面を被覆して鋼板への水素侵入を抑制する効果がある。また、耐遅

れ破壊特性向上の観点からは、CuやNiは0.005%以上含有させることが好ましく、より好ましくは0.008%以上である。しかしながら、CuやNiが多くなりすぎると表面欠陥の発生を招来し、めっき性や化成処理性を劣化させるので、Cu含有量およびNi含有量は、それぞれ、好ましくは1%以下であり、より好ましくは0.8%以下であり、さらに好ましくは0.6%以下である。

[0043] <Cr: 0.01%以上1.0%以下、Mo: 0.01%以上0.3%未満、V: 0.003%以上0.5%以下、Zr: 0.005%以上0.20%以下、およびW: 0.005%以上0.20%以下のうちから選ばれる少なくとも1種>

Cr、Mo、Vは、鋼の焼入れ性の向上効果目的で、含有させることができる。このような効果を得るには、Cr含有量およびMo含有量は、それぞれ、好ましくは0.01%以上であり、より好ましくは0.02%以上であり、さらに好ましくは0.03%以上である。V含有量は、好ましくは0.003%以上であり、より好ましくは0.005%以上であり、さらに好ましくは0.007%以上である。しかしながら、いずれの元素も多くなりすぎると炭化物の粗大化により、亀裂発生を助長し耐遅れ破壊特性を劣化させる。そのためCr含有量は、好ましくは1.0%以下であり、より好ましくは0.4%以下であり、さらに好ましくは0.2%以下である。Mo含有量は、好ましくは0.3%未満であり、より好ましくは0.2%以下であり、さらに好ましくは0.1%以下である。V含有量は、好ましくは0.5%以下であり、より好ましくは0.4%以下であり、さらに好ましくは0.3%以下である。

[0044] ZrやWは、旧オーステナイト(γ)粒の微細化を通じて、高強度化に寄与する。このような観点から、Zr含有量及びW含有量は、それぞれ、好ましくは0.005%以上であり、より好ましくは0.006%以上であり、さらに好ましくは0.007%以上である。ただし、ZrやWを多量に含有させると、熱間圧延工程のスラブ加熱時に未固溶で残存する粗大な析出物が

増加し、亀裂発生を助長することで耐遅れ破壊特性を劣化させる。このため、Zr含有量及びW含有量は、それぞれ、好ましくは0.20%以下であり、より好ましくは0.15%以下であり、さらに好ましくは0.10%以下である。

[0045] <Ca: 0.0002%以上0.0030%以下、Ce: 0.0002%以上0.0030%以下、La: 0.0002%以上0.0030%以下およびMg: 0.0002%以上0.0030%以下のうちから選ばれる少なくとも1種>

Ca、Ce、Laは、Sを硫化物として固定することで、耐遅れ破壊特性の改善に寄与する。このため、これらの元素の含有量は、それぞれ、好ましくは0.0002%以上であり、より好ましくは0.0003%以上であり、さらに好ましくは0.0005%以上である。一方、これらの元素は多量に添加すると硫化物の粗大化により、亀裂発生を助長し耐遅れ破壊特性を劣化させる。したがって、これらの元素の含有量は、それぞれ、好ましくは0.0030%以下であり、より好ましくは0.0020%以下であり、さらに好ましくは0.0010%以下である。

[0046] MgはMgOとしてOを固定し、鋼中水素のトラップサイトとなるため、耐遅れ破壊特性の改善に寄与する。このため、Mg含有量は、好ましくは0.0002%以上であり、より好ましくは0.0003%以上であり、さらに好ましくは0.0005%以上である。一方、Mgは多量に添加するとMgOの粗大化により、亀裂発生を助長し耐遅れ破壊特性を劣化させるので、Mg含有量は、好ましくは0.0030%以下であり、より好ましくは0.0020%以下であり、さらに好ましくは0.0010%以下である。

[0047] <Sn: 0.002%以上0.1%以下>

Snは、鋼板表層部の酸化や窒化を抑制し、鋼板表層部の酸化や窒化による脱炭を抑制する。脱炭が抑制されることで、鋼板表層部のフェライト生成を抑制し、高強度化に寄与する。このような観点から、Sn含有量は、好ましくは0.002%以上であり、より好ましくは0.003%以上であり、

さらに好ましくは0.004%以上である。一方、S_nを0.1%を超えて含有させると、旧オーステナイト（ γ ）粒界に偏析して亀裂発生を促進するため、耐遅れ破壊特性を劣化させる。このため、S_n含有量は、好ましくは0.1%以下であり、より好ましくは0.08%以下であり、さらに好ましくは0.06%以下である。

[0048] 次に、本発明の高強度部材に用いられる好ましい鋼板の有する好ましいミクロ組織について説明する。

[0049] <鋼板組織全体に対して、平均粒径が50nm以下の炭化物を含有するベイナイトおよび平均粒径が50nm以下の炭化物を含有するマルテンサイトの1種または2種の面積率が合計で90%以上>

T_S ≥ 1470MPaの高強度を得るため、鋼板組織全体に対して、平均粒径が50nm以下の炭化物を含有するベイナイトおよび平均粒径が50nm以下の炭化物を含有するマルテンサイトの1種または2種の面積率が合計で90%以上とすることが好ましい。90%未満の場合、フェライトが多くなり、強度が低下する。なお、マルテンサイトおよびベイナイトの組織全体に対する面積率は合計で100%であってもよい。また、マルテンサイトおよびベイナイトのうちどちらか一方の面積率が上記範囲内であってもよく、両方の合計の面積率が上記範囲内であってもよい。また、強度を高める観点から、上記面積率は、より好ましくは91%以上、さらに好ましくは92%以上、特に好ましくは93%以上である。

[0050] マルテンサイトは、焼入れしたままのマルテンサイトおよび焼戻した焼戻しマルテンサイトの合計とする。本発明において、マルテンサイトとは低温（マルテンサイト変態点以下）でオーステナイトから生成した硬質な組織を指し、焼戻しマルテンサイトはマルテンサイトを再加熱した時に焼戻される組織を指す。ベイナイトとは比較的低温（マルテンサイト変態点以上）でオーステナイトから生成し、針状または板状のフェライト中に微細な炭化物が分散した硬質な組織を指す。

[0051] なお、マルテンサイトおよびベイナイト以外の残部組織は、フェライト、

パーライト、残留オーステナイトであり、その合計量は10%以下であれば許容できる。0%であってもよい。

[0052] 本発明において、フェライトとは比較的高温でオーステナイトからの変態により生成し、bcc格子の結晶粒からなる組織であり、パーライトとはフェライトとセメンタイトが層状に生成した組織であり、残留オーステナイトはマルテンサイト変態温度が室温以下となることでマルテンサイト変態しなかったオーステナイトである。

[0053] 本発明でいう平均粒径が50nm以下の炭化物は、SEMで観察した際にベイナイトおよびマルテンサイト中に観察できる微細な炭化物のことであり、具体的には、例えば、Fe炭化物、Ti炭化物、V炭化物、Mo炭化物、W炭化物、Nb炭化物、Zr炭化物が挙げられる。

[0054] なお、鋼板は、溶融亜鉛めっき層等のめっき層を備えていても良い。かかるめっき層としては、例えば電気めっき層、無電解めっき層、溶融めっき層等が挙げられる。さらに、合金化めっき層としても良い。

[0055] 次に、高強度部材について説明する。

[0056] [高強度部材]

本発明の高強度部材は、鋼板を用いて得た曲げ稜線部を有する高強度部材であって、部材の引張強度が1470MPa以上であり、前記曲げ稜線部の端面の残留応力が、800MPa以下であり、かつ前記曲げ稜線部の端面から曲げ稜線方向に延在する亀裂のうち最も長い亀裂長さが、10μm以下である。

[0057] 本発明の高強度部材は、鋼板を用いて得たものであり、所定の形状となるように、成形加工および曲げ加工等の加工を行うことにより得た成形部材である。本発明の高強度部材は、例えば、自動車部品に好適に用いることができる。

[0058] 本発明の高強度部材は曲げ稜線部を有する。本発明でいう「曲げ稜線部」とは、鋼板に曲げ加工を施すことにより平板ではなくなった領域を指す。図1に示す高強度部材10の一例は、鋼板11をV字曲げ加工したものである

。高強度部材 10 は、曲げ加工した部分の鋼板 11 の側面に、曲げ稜線部 12 を有する。曲げ稜線部 12 の端面 13 は、曲げ稜線部 12 の側面に位置する板厚面である。本発明でいう曲げ稜線方向 D1 は、曲げ稜線部 12 に平行な方向である。

[0059] 曲げ稜線部の端面の残留応力が、800MPa 以下であり、かつ、曲げ稜線部の端面から曲げ稜線方向に延在する亀裂のうち最も長い亀裂長さが、10μm 以下であれば、曲げ加工の角度は特に限られない。

[0060] 図 1 に示した高強度部材 10 の一例は、曲げ加工した箇所が 1 つである例を示したが、2 つ以上の箇所を曲げ加工して、2 つ以上の曲げ稜線部を有することとしてもよい。

[0061] <部材の引張強度が 1470MPa 以上>

高強度部材の部材の引張強度 (TS) が 1470MPa 以上である。引張強度 (TS) を 1470MPa 以上とするためには、上記鋼板を用いることが好ましい。

本発明における引張強度 (TS) 及び降伏強度 (YS) は、高強度部材の曲げ加工されていない部分である平坦部で測定することによって算出する。また、曲げ加工前の焼鈍鋼板 (焼鈍工程後の鋼板) の引張強度 (TS) および降伏強度 (YS) を測定しておけば、これらの測定値は、当該焼鈍鋼板を用いて得た高強度部材の引張強度 (TS) および降伏強度 (YS) の測定値とみなせる。部材の強度は実施例に記載の方法で算出することができる。

[0062] <曲げ稜線部の端面の残留応力が 800MPa 以下>

高強度部材の曲げ稜線部の端面 (板厚面) の残留応力が、800MPa 以下である。これにより、曲げ稜線部の端面に亀裂が発生しにくくなるので、耐遅れ破壊特性に優れる部材を得ることができる。遅れ破壊による亀裂発生を抑制する観点から、残留応力は 800MPa 以下であり、好ましくは 700MPa 以下であり、より好ましくは 600MPa 以下であり、さらに好ましくは 400MPa 以下であり、最も好ましくは 200MPa 以下である。曲げ稜線部の端面の残留応力は、本明細書の実施例に記載するような方法で

算出することができる。

[0063] <曲げ稜線部の端面から曲げ稜線方向に延在する亀裂のうち最も長い亀裂長さが、 $10\mu\text{m}$ 以下>

曲げ稜線部の端面から曲げ稜線方向に延在する亀裂のうち最も長い亀裂長さ（以下、単に亀裂長さともいう。）が、 $10\mu\text{m}$ 以下である。亀裂長さを短くすることで、曲げ稜線部の端面に大きな亀裂が発生しにくくなるので、耐遅れ破壊特性に優れる部材を得ることができる。亀裂長さを短くすることで遅れ破壊を抑制する観点から、亀裂長さは $10\mu\text{m}$ 以下であり、好ましくは $8\mu\text{m}$ 以下であり、より好ましくは $5\mu\text{m}$ 以下である。亀裂長さは、本明細書の実施例に記載するような方法で算出することができる。

[0064] 次に、本発明の高強度部材の製造方法の一実施形態について説明する。

本発明の高強度部材の製造方法の実施形態の一例は、引張強度が 1470MPa 以上の鋼板を切出した後、切断により生じた端面を、曲げ加工の前または後に面削加工し、前記曲げ加工および前記面削加工の後に 270°C 以下の温度で加熱する端面処理工程を有する。

[0065] また、本発明の高強度部材の製造方法の実施形態の一例は、上記成分組成及び上記ミクロ組織を有する鋼板を切出した後、切断により生じた端面を、曲げ加工の前または後に面削加工し、曲げ加工および面削加工の後に 270°C 以下の温度で加熱する端面処理工程を有する。

[0066] また、本発明の高強度部材用鋼板の製造方法の実施形態の一例は、上記成分組成を有する鋼（鋼素材）に熱間圧延および冷間圧延を施す工程と、前記冷間圧延によって得られた冷延鋼板を、 A_{c3} 点以上の焼鈍温度まで加熱した後、前記焼鈍温度から 550°C までの温度域の平均冷却速度を $3^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上とし、かつ冷却停止温度を 350°C 以下とする冷却を行い、その後、 100°C 以上 260°C 以下の温度域で 20秒 以上 1500秒 以下の間滞留させる焼鈍工程と、を有する。

以下、これらの工程と、熱間圧延工程前に行う好ましい鑄造工程について説明する。なお、以下に示す温度は、スラブ、鋼板等の表面温度を意味する

。

[0067] [鑄造工程]

前述した成分組成を有する鋼を鑄造する。鑄造速度は特に限定しないが、上記の介在物の生成を抑え、耐遅れ破壊特性を向上させるために、鑄造速度は1.80m/分以下が好ましく、1.75m/分以下がより好ましく、1.70m/分以下がさらに好ましい。下限も特に限定しないが、生産性の観点から、好ましくは1.25m/分以上であり、より好ましくは1.30m/分以上である。

[0068] [熱間圧延工程]

前述した成分組成を有する鋼（鋼スラブ）を、熱間圧延に供する。スラブ加熱温度は特に限定されないが、スラブ加熱温度を1200℃以上とすることで、硫化物の固溶促進とMn偏析の軽減が図られ、上記した粗大な介在物量の低減が図られ、耐遅れ破壊特性が向上する傾向がある。このため、スラブ加熱温度は1200℃以上が好ましい。より好ましくは1220℃以上である。また、スラブ加熱時の加熱速度は5～15℃/分が好ましく、スラブ均熱時間は30～100分が好ましい。

[0069] 仕上げ圧延終了温度は840℃以上が好ましい。仕上げ圧延終了温度が840℃未満では、温度の低下までに時間がかかり、介在物が生成することで耐遅れ破壊特性を劣化させるのみならず、鋼板の内部の品質も低下する可能性がある。したがって、仕上げ圧延終了温度は好ましくは840℃以上であり、より好ましくは860℃以上である。一方、上限は特に限定しないが、後の巻き取り温度までの冷却が困難になるため、仕上げ圧延終了温度は好ましくは950℃以下であり、より好ましくは920℃以下である。

[0070] 冷却された熱延鋼板は630℃以下の温度で巻き取るのが好ましい。巻き取り温度が630℃超では、地鉄表面が脱炭するおそれがあり、鋼板内部と表面で組織差が生じ合金濃度ムラの原因となる可能性がある。また表層の脱炭により、鋼板表層の炭化物を有するベイナイトやマルテンサイトの面積率が減少するため、所望の強度を確保するのが難しくなる傾向がある。したが

って、巻き取り温度は好ましくは630℃以下であり、より好ましくは600℃以下である。巻き取り温度の下限は特に限定されないが、冷間圧延性の低下を防ぐために500℃以上が好ましい。

[0071] [冷間圧延工程]

冷間圧延工程では、巻き取られた熱延鋼板を酸洗した後、冷間圧延し、冷延鋼板を製造する。酸洗の条件は特に限定はされない。圧下率が20%未満の場合、表面の平坦度が悪く、組織が不均一となる可能性があるので、圧下率は、好ましくは20%以上であり、より好ましくは30%以上であり、さらに好ましくは40%以上である。

[0072] [焼鈍工程]

冷間圧延後の鋼板を、 A_{C3} 点以上の焼鈍温度に加熱する。焼鈍温度が A_{C3} 点未満では、組織にフェライトが生成し、所望の強度を得ることができない。したがって、焼鈍温度は A_{C3} 点以上であり、好ましくは A_{C3} 点+10℃以上であり、より好ましくは A_{C3} 点+20℃以上である。焼鈍温度の上限は特に限定されないが、オーステナイトの粗大化を抑制し、耐遅れ破壊特性の劣化を防ぐ観点から、焼鈍温度は900℃以下が好ましい。なお、 A_{C3} 点以上の焼鈍温度まで加熱した後に、当該焼鈍温度で均熱してもよい。

[0073] A_{C3} 点は以下の式により算出する。また、下記式において（%元素記号）は各元素の含有量（質量%）を意味する。

$$A_{C3} \text{ 点 } (^{\circ}\text{C}) = 910 - 203\sqrt{(\%C)} + 45(\%Si) - 30(\%Mn) - 20(\%Cu) - 15(\%Ni) + 11(\%Cr) + 32(\%Mo) + 104(\%V) + 400(\%Ti) + 460(\%Al)$$

[0074] 上記のとおり冷延鋼板を A_{C3} 点以上の焼鈍温度まで加熱した後、当該焼鈍温度から550℃までの温度域の平均冷却速度を3℃/秒以上とし、かつ冷却停止温度を350℃以下とする冷却を行い、その後、100℃以上260℃以下の温度域で20秒以上1500秒以下の間滞留させる。

[0075] 焼鈍温度から550℃までの温度域の平均冷却速度が3℃/秒未満では、フェライトの過度な生成を招くため所望の強度を得ることが難しくなる。ま

た表層にフェライトが生成することで、表層付近の炭化物を有するベイナイトやマルテンサイト分率を得ることが難しくなり、耐遅れ破壊特性を劣化させる。したがって、焼鈍温度から550℃までの温度域の平均冷却速度は、3℃/秒以上であり、好ましくは5℃/秒以上であり、より好ましくは10℃/秒以上である。なお、平均冷却速度の上限は特に規定されないが、速くなりすぎるとコイル幅方向でマルテンサイト変態の不均一化が起こりやすくなり、形状劣化により鋼板が設備へ接触するおそれがあるため、最低限の形状を得る観点から、3000℃/s以下とすることが好ましい。

[0076] 焼鈍温度から550℃までの温度域の平均冷却速度は、特に断らない限り、「 $(\text{焼鈍温度} - 550^{\circ}\text{C}) / (\text{焼鈍温度から} 550^{\circ}\text{C} \text{までの冷却時間})$ 」である。

[0077] 冷却停止温度は350℃以下である。冷却停止温度が350℃超となると、十分に焼戻しが進行せず、最終組織に炭化物を含まない焼入れままのマルテンサイトや残留オーステナイトが過剰に生成し、鋼板表層の微細炭化物量が減少することで耐遅れ破壊特性が劣化する。したがって、優れた耐遅れ破壊特性を得るために、冷却停止温度は350℃以下であり、好ましくは300℃以下、より好ましくは250℃以下である。

[0078] ベイナイト内部に分布する炭化物は、焼入れ後の低温域での保持中に生成する炭化物であり、水素のトラップサイトとなることで水素を捕捉し、耐遅れ破壊特性の劣化を防ぐことができる。滞留温度が100℃未満、または、滞留時間が20秒未満になると、ベイナイトが生成せず、また炭化物を含まない焼入れままのマルテンサイトが生成するため、鋼板表層の微細炭化物量が減少し、上記の効果が得られなくなる。

[0079] また、滞留温度が260℃超、または、滞留時間が1500秒超となると、脱炭し、さらにベイナイト内部に粗大な炭化物が生成するため、耐遅れ破壊特性を劣化させる。

したがって、滞留温度は100℃以上260℃以下であり、滞留時間は20秒以上1500秒以下である。また、滞留温度は好ましくは130℃以上

240℃以下であり、滞留時間は好ましくは50秒以上1000秒以下である。

[0080] なお、熱間圧延後の熱延鋼板には、組織軟質化のための熱処理をおこなってもよく、鋼板表面にZnやAlなどのめっきが施されていても構わない。また、焼鈍冷却後もしくはめっき処理後は形状調整のための調質圧延を行ってもよい。

[0081] [端面処理工程]

本発明の高強度部材の製造方法の一実施形態は、鋼板を切出した後、切断により生じた端面を、曲げ加工の前または後に面削加工し、前記曲げ加工および前記面削加工の後に270℃以下の温度で加熱する端面処理工程を有する。

本発明でいう切断とは、せん断切断（機械切断）、レーザー切断、放電加工などの電気切断、ガス切断などの公知の切断を含む意味である。

[0082] 端面処理工程を行うことにより、鋼板を切出した際に生じた微小亀裂を除去し、かつ残留応力低減させ、曲げ稜線部の端面に亀裂を生じにくくし、耐遅れ破壊特性に優れる部材を得ることができる。曲げ稜線部の端面から曲げ稜線方向に延在する亀裂のうち最も長い亀裂長さを10μm以下にできれば、端面の面削量は特に限定しないが、残留応力を低減するためには表面から200μm以上除去するのが好ましく、250μm以上除去するのがより好ましい。また、端面の面削加工方法については特に限定されず、例えば、レーザー、研削、およびコイニング処理のいずれの方法を用いてもよい。曲げ加工および端面の面削加工はどちらを先に行ってもよく、曲げ加工後に端面の面削加工をしてもよく、端面の面削加工後に曲げ加工をしてもよい。

[0083] 端面の残留応力を低減するために、鋼板を前記曲げ加工および前記面削加工した後の成形部材を、270℃以下の温度で加熱する。加熱温度が270℃超となると、マルテンサイト組織の焼戻しが進行するため、所望のTSを得るのが困難となる。したがって、加熱温度は270℃以下であり、好ましくは250℃以下である。また、曲げ稜線部の端面の残留応力を800MP

a以下にすることができれば、加熱温度の下限および加熱時間は特に限定されない。

なお、270℃以下の温度での加熱は、塗装焼付けで行う加熱で代用してもよい。

[0084] また、この加熱は、少なくとも面削加工した端面部を加熱すればよく、鋼板全体を加熱してもよい。

実施例

[0085] 本発明を、実施例を参照しながら具体的に説明するが、本発明はこれらに限定されるものではない。

[0086] 1. 評価用部材の製造

表1に示す成分組成を有し、残部がFeおよび不可避免の不純物よりなる鋼を真空溶解炉にて溶製後、分塊圧延し27mm厚の分塊圧延材を得た。得られた分塊圧延材を板厚4.0～2.8mmまで熱間圧延し、熱延鋼板を製造した。次いで、熱延鋼板を板厚1.4mmまで冷間圧延し、冷延鋼板を製造した。次いで、上記により得られた冷延鋼板に、表2～4に示す条件で熱処理を行った（焼鈍工程）。なお、表1の成分組成の空欄は、その成分を意図的に添加していないことを表しており、含有しない（0質量%）場合だけでなく、不可避免に含有する場合も含む。なお、熱間圧延工程、冷間圧延工程、焼鈍工程の各条件の詳細は表2～4に示す。

[0087] 熱処理後の鋼板を30mm×110mmの小片にせん断し、一部のサンプルにおいて、せん断により生じた端面を曲げ加工前にレーザーまたは研削にて面削加工した。次いで、90°の角度を有するダイスの上に鋼板のサンプルを載せて、90°の角度を有するポンチによって鋼板をプレスすることで、V字曲げ加工を行った。次いで、図2に側面図を示すように、ボルト20、ナット21およびテーパワッシャー22を用いて、曲げ加工後の鋼板（部材）を、鋼板11の板面の両側からボルト20で締め込んだ。CAE（Computer Aided Engineering）解析によって、負荷応力と締込量の関係を算出し、締込量と臨界負荷応力が一致するようにし

た。臨界負荷応力は、後述する方法で測定した。

[0088] 曲げ加工前に端面を面削加工していないサンプルの一部は、曲げ加工した後、種々の臨界負荷応力に対応する締込量で、上記と同様に図2に示すようにボルト20で締め込んだ後、端面をレーザーまたは研削にて除去（面削加工）した。

[0089] 曲げ加工および面削加工の後、一部のサンプルは、種々の加熱温度で熱処理した。端面処理の各条件は、表2～4に示す。表2～4の端面処理で、面削加工の欄を「－」と記載したものは、面削加工しなかったことを意味し、熱処理温度（℃）の欄を「－」と記載したものは、熱処理しなかったことを意味する。

[0090]

[表1]

鋼種	成分組成(質量%)									A _{cs} 点 (°C)
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Sb	その他	
A	0.21	0.20	1.2	0.007	0.0008	0.05	0.0021	0.01		813
B	0.31	0.20	1.2	0.008	0.0003	0.07	0.0048	0.01		801
C	0.17	0.20	2.8	0.008	0.0005	0.08	0.0021	0.02		788
D	0.34	0.90	1.1	0.018	0.0002	0.02	0.0043	0.01		809
E	0.18	0.02	1.8	0.010	0.0010	0.08	0.0043	0.01		806
F	0.19	0.85	3.0	0.010	0.0010	0.05	0.0058	0.04		792
G	0.28	1.15	1.1	0.007	0.0004	0.04	0.0014	0.01		838
H	0.29	0.30	1.0	0.007	0.0010	0.08	0.0034	0.02		820
I	0.23	0.12	3.2	0.006	0.0007	0.10	0.0046	0.03		766
J	0.31	0.40	1.2	0.015	0.0002	0.09	0.0028	0.01		821
K	0.32	0.38	1.2	0.009	0.0009	0.03	0.0031	0.005		788
L	0.22	0.01	2.7	0.016	0.0004	0.04	0.0028	0.003	B:0.0020	752
M	0.23	0.07	2.8	0.005	0.0004	0.05	0.0015	0.07	B:0.0032	755
N	0.22	0.21	2.8	0.006	0.0010	0.07	0.0053	0.09	B:0.0004	771
O	0.23	0.30	2.9	0.018	0.0006	0.05	0.0040	0.01	Nb:0.0150	763
P	0.26	0.09	1.7	0.006	0.0002	0.06	0.0027	0.01	Nb:0.0700	788
Q	0.24	0.75	2.4	0.009	0.0002	0.06	0.0051	0.05	Nb:0.0025	801
R	0.24	0.11	2.5	0.007	0.0004	0.04	0.0051	0.01	Ti:0.017	765
S	0.25	0.10	2.3	0.006	0.0003	0.04	0.0037	0.01	Ti:0.090	798
T	0.26	0.04	2.2	0.017	0.0005	0.03	0.0019	0.06	Ti:0.003	759
U	0.28	0.20	1.6	0.009	0.0003	0.10	0.0060	0.01	Cu:0.15	805
V	0.28	0.60	1.6	0.015	0.0010	0.10	0.0020	0.02	Cu:0.90	808
W	0.26	0.12	1.8	0.008	0.0010	0.07	0.0020	0.02	Cu:0.02	789
X	0.22	0.35	2.7	0.009	0.0001	0.06	0.0043	0.01	B:0.0025, Ti:0.015, Ni:0.12	780
Y	0.23	1.10	2.8	0.009	0.0009	0.04	0.0029	0.03	Nb:0.0130, Cr:0.05, Mo:0.05	800
Z	0.25	1.00	2.4	0.009	0.0007	0.03	0.0039	0.03	Cu:0.13, Cr:0.03, V:0.012	796
AA	0.24	0.10	2.6	0.018	0.0010	0.03	0.0033	0.04	Zr:0.009, W:0.01, Ca:0.0008, Ce:0.0009, La:0.0006, Mg:0.0005	753
AB	0.27	0.10	1.8	0.007	0.0007	0.06	0.0027	0.01	Sn:0.004	783
AC	0.21	0.10	1.2	0.005	0.0008	0.05	0.0021			813
AD	0.26	0.50	2.2	0.005	0.0005	0.03	0.0019			759
AE	0.37	0.20	1.2	0.019	0.0002	0.04	0.0021	0.01		776
AF	0.14	0.90	3.0	0.006	0.0002	0.08	0.0055	0.01		820
AG	0.21	2.40	2.8	0.008	0.0010	0.02	0.0028	0.01		852
AH	0.22	0.12	3.4	0.014	0.0006	0.07	0.0024	0.01		750
AI	0.26	0.16	0.8	0.008	0.0007	0.06	0.0010	0.01		817
AJ	0.28	0.84	1.4	0.030	0.0004	0.07	0.0058	0.01		830
AK	0.26	0.07	1.5	0.007	0.0020	0.06	0.0028	0.01		792
AL	0.25	0.11	1.6	0.006	0.0003	0.25	0.0021	0.01		880
AM	0.21	0.05	2.9	0.018	0.0008	0.07	0.0015	0.15		765
AN	0.18	0.01	3.0	0.009	0.0005	0.08	0.0015	0.02	B:0.0040	770
AO	0.25	0.04	1.8	0.009	0.0002	0.05	0.0057	0.02	Nb:0.100	781
AP	0.24	0.15	2.0	0.006	0.0009	0.07	0.0054	0.02	Ti:0.140	846

[0091]

[表2]

No.	鋼種	熱間圧延			冷間 圧延	焼鈍					端面処理			備考
		※1 (℃)	※2 (℃)	※3 (℃)	圧下率 (%)	焼鈍 温度 (℃)	※4 (℃/秒)	※5 (℃)	滯留 温度 (℃)	滯留 時間 (秒)	※6	※7	熱処理 温度 (℃)	
1	A	1250	880	550	56	880	2000	150	150	100	-	-	-	比較例
2		1250	880	550	56	860	2000	150	200	100	-	-	-	比較例
3		1250	880	550	56	860	2000	250	150	100	-	-	-	比較例
4		1250	880	550	56	860	2000	150	150	100	レーザー	-	250	発明例
5		1250	880	550	56	860	2000	150	150	100	研削	-	250	発明例
6		1250	880	550	56	860	2000	150	150	100	研削	-	180	発明例
7	B	1250	880	550	56	860	2000	150	150	100	レーザー	-	150	発明例
8		1250	880	550	56	860	2000	150	150	100	レーザー	-	220	発明例
9		1250	880	550	56	860	2000	150	150	100	レーザー	-	280	比較例
10		1250	880	550	56	860	2000	150	150	100	研削	-	150	発明例
11		1250	880	550	56	860	2000	150	150	100	研削	-	220	発明例
12		1250	880	550	56	860	2000	150	150	100	研削	-	280	比較例
13	C	1210	880	550	56	860	10	150	150	100	レーザー	-	240	発明例
14		1230	880	550	56	860	10	150	150	100	レーザー	-	250	発明例
15		1280	880	550	56	860	10	150	150	100	レーザー	-	230	発明例
16		1300	880	550	56	860	10	150	150	100	レーザー	-	180	発明例
17	D	1280	850	550	56	860	2000	150	150	100	レーザー	-	200	発明例
18		1280	860	550	56	860	2000	150	150	100	レーザー	-	210	発明例
19		1280	880	550	56	860	2000	150	150	100	レーザー	-	170	発明例
20		1280	900	550	56	860	2000	150	150	100	レーザー	-	240	発明例
21	E	1280	880	550	56	860	2000	150	150	100	レーザー	-	-	比較例
22		1280	880	550	56	860	2000	150	150	100	レーザー	-	140	発明例
23		1280	880	550	56	860	2000	150	150	100	レーザー	-	180	発明例
24		1280	880	550	56	860	2000	150	150	100	レーザー	-	220	発明例
25		1280	880	550	56	860	2000	150	150	100	レーザー	-	250	発明例
26		1280	880	550	56	860	2000	150	150	100	レーザー	-	280	比較例
27	F	1280	880	550	56	860	10	150	150	100	研削	-	250	発明例
28		1280	880	550	56	860	10	200	150	100	研削	-	250	発明例
29		1280	880	550	56	860	10	250	150	100	研削	-	250	発明例
30		1280	880	550	56	860	10	300	150	100	研削	-	250	発明例
31		1280	880	550	56	860	10	350	150	100	研削	-	250	発明例
32		1280	880	550	56	860	10	400	150	100	研削	-	250	比較例
33	G	1280	880	550	56	860	2000	150	150	100	研削	-	250	発明例
34		1280	880	550	56	860	2000	150	200	100	研削	-	250	発明例
35		1280	880	550	56	860	2000	150	220	100	研削	-	250	発明例
36		1280	880	550	56	860	2000	150	270	100	研削	-	250	比較例
37	H	1280	880	550	56	860	2000	150	150	100	研削	-	250	発明例
38		1280	880	550	40	860	2000	150	150	100	研削	-	250	発明例
39		1280	880	550	30	860	2000	150	150	100	研削	-	250	発明例
40		1280	880	550	20	860	2000	150	150	100	研削	-	250	発明例

※1:スラブ加熱温度、※2:仕上げ圧延終了温度、※3:巻き取り温度

※4:焼鈍温度から550°Cまでの温度域の平均冷却速度、※5:冷却停止温度

※6:曲げ加工前の面削加工、※7:曲げ加工後の面削加工

[0092]

[表3]

No.	鋼種	熱間圧延			冷間 圧延 圧下率 (%)	焼鈍					端面処理			備考
		※1 (°C)	※2 (°C)	※3 (°C)		焼鈍 温度 (°C)	※4 (°C/秒)	※5 (°C)	滞留 温度 (°C)	滞留 時間 (秒)	※6	※7	熱処理 温度 (°C)	
41	I	1280	880	550	56	900	10	150	150	100	研削	-	250	発明例
42		1280	880	550	56	850	10	150	150	100	研削	-	250	発明例
43		1280	880	550	56	800	10	150	150	100	研削	-	250	発明例
44		1280	880	550	56	750	10	150	150	100	研削	-	250	比較例
45	J	1250	880	550	56	860	2000	150	150	100	研削	-	250	発明例
46		1250	880	550	56	860	2000	200	150	100	研削	-	250	発明例
47		1250	880	550	56	860	2000	250	150	100	研削	-	250	発明例
48		1250	880	550	56	860	2000	300	150	100	研削	-	250	発明例
49		1250	880	550	56	860	2000	350	150	100	研削	-	250	発明例
50		1250	880	550	56	860	2000	400	150	100	研削	-	250	比較例
51	K	1250	880	550	56	860	2000	150	150	100	-	-	250	比較例
52		1250	880	550	56	860	2000	150	150	100	レーザー	-	250	発明例
53		1250	880	550	56	860	2000	150	150	100	研削	-	250	発明例
54		1250	880	550	56	860	2000	150	150	100	レーザー	-	-	比較例
55		1250	880	550	56	860	2000	150	150	100	研削	-	-	比較例
56		1250	880	550	56	860	2000	150	150	100	レーザー	-	220	発明例
57	L	1250	880	550	56	860	10	150	150	100	-	レーザー	250	発明例
58		1250	880	550	56	800	10	150	150	100	-	レーザー	250	発明例
59		1250	880	550	56	740	10	150	150	100	-	レーザー	250	比較例
60	M	1250	880	550	56	860	10	150	150	100	-	レーザー	250	発明例
61		1250	880	550	56	860	8	150	150	100	-	レーザー	250	発明例
62		1250	880	550	56	860	5	150	150	100	-	レーザー	250	発明例
63	N	1250	880	550	56	860	7	150	150	100	-	レーザー	250	発明例
64		1250	880	550	56	860	3	150	150	100	-	レーザー	250	発明例
65		1250	880	550	56	860	1	150	150	100	-	レーザー	250	比較例
66	O	1250	880	550	56	860	10	150	150	100	-	レーザー	250	発明例
67		1250	880	550	56	860	10	180	150	100	-	レーザー	250	発明例
68		1250	880	550	56	860	10	150	150	100	-	レーザー	250	発明例
69	P	1250	880	550	56	860	2000	150	150	100	-	レーザー	250	発明例
70		1250	880	550	56	860	2000	180	150	100	-	レーザー	250	発明例
71		1250	880	550	56	860	2000	200	150	100	-	レーザー	250	発明例
72	Q	1250	880	550	56	860	10	150	150	100	-	レーザー	250	発明例
73		1250	880	550	56	860	10	150	100	100	-	レーザー	250	発明例
74		1250	880	550	56	860	10	150	70	100	-	レーザー	250	比較例
75	R	1250	880	550	56	860	10	150	150	100	-	レーザー	250	発明例
76		1250	880	550	56	860	10	150	220	100	-	レーザー	250	発明例
77		1250	880	550	56	860	10	150	270	100	-	レーザー	250	比較例
78	S	1250	880	550	56	860	10	150	150	100	-	レーザー	250	発明例
79		1250	880	550	56	860	10	150	150	80	-	レーザー	250	発明例
80		1250	880	550	56	860	10	150	150	50	-	レーザー	250	発明例

※1: スラブ加熱温度、※2: 仕上げ圧延終了温度、※3: 巻き取り温度

※4: 焼鈍温度から550°Cまでの温度域の平均冷却速度、※5: 冷却停止温度

※6: 曲げ加工前の面削加工、※7: 曲げ加工後の面削加工

[0093]

[表4]

No.	鋼種	熱間圧延			冷間 圧延 圧下率 (%)	焼鈍					端面処理			備考
		※1 (°C)	※2 (°C)	※3 (°C)		焼鈍 温度 (°C)	※4 (°C/秒)	※5 (°C)	滞留 温度 (°C)	滞留 時間 (秒)	※6	※7	熱処理 温度 (°C)	
81	T	1280	880	550	56	860	10	150	150	10	-	レーザー	250	比較例
82		1280	880	550	56	860	10	150	150	1000	-	レーザー	250	発明例
83		1280	880	550	56	860	10	150	150	1700	-	研削	-	比較例
84	U	1280	880	550	56	860	2000	150	150	100	-	研削	250	発明例
85		1280	880	550	56	860	2000	150	150	100	-	-	220	比較例
86		1280	880	550	56	860	2000	150	150	100	-	研削	200	発明例
87	V	1280	880	550	56	860	2000	150	150	100	-	研削	200	発明例
88		1280	880	550	56	860	2000	150	150	100	-	-	250	比較例
89		1280	880	550	56	860	2000	150	150	100	-	研削	-	比較例
90	W	1280	880	550	56	860	2000	150	150	100	-	-	-	比較例
91		1280	880	550	56	860	2000	150	150	100	-	レーザー	140	発明例
92		1280	880	550	56	860	2000	150	150	100	-	レーザー	200	発明例
93	X	1280	880	550	56	860	10	150	150	100	-	レーザー	220	発明例
94		1280	880	550	56	860	10	150	150	100	-	レーザー	250	発明例
95		1280	880	550	56	860	10	150	150	100	-	レーザー	280	比較例
96	Y	1280	880	550	56	780	10	150	150	100	-	レーザー	250	比較例
97		1280	880	550	56	820	10	150	150	100	-	レーザー	250	発明例
98		1280	880	550	56	860	10	150	150	100	-	レーザー	250	発明例
99	Z	1280	880	550	56	860	10	150	150	100	-	レーザー	250	発明例
100		1280	880	550	56	860	30	250	150	100	-	レーザー	250	発明例
101		1280	880	550	56	860	50	400	150	100	-	レーザー	250	比較例
102	AA	1280	880	500	56	860	10	150	150	100	-	レーザー	250	発明例
103		1280	880	550	56	860	10	200	150	100	-	レーザー	250	発明例
104		1280	880	600	56	860	10	250	150	100	-	レーザー	250	発明例
105	AB	1280	880	550	56	860	2000	150	150	100	-	レーザー	250	発明例
106		1280	880	550	56	860	2000	250	170	100	-	レーザー	250	発明例
107		1280	880	550	56	860	2000	380	220	100	-	レーザー	250	比較例
108	AC	1280	880	550	56	860	1500	150	150	100	レーザー	-	80	発明例
109		1280	880	550	56	860	1500	150	150	100	レーザー	-	170	発明例
110		1280	880	550	56	860	1500	150	150	100	レーザー	-	250	発明例
111	AD	1280	880	550	56	860	1500	150	150	100	レーザー	-	120	発明例
112	AE	1280	880	550	56	860	2000	150	150	100	レーザー	-	250	比較例
113	AF	1280	880	550	56	860	10	150	150	100	レーザー	-	250	比較例
114	AG	1280	880	550	56	860	10	150	150	100	レーザー	-	250	比較例
115	AH	1280	880	550	56	860	10	150	150	100	レーザー	-	250	比較例
116	AI	1280	880	550	56	860	2000	150	150	100	レーザー	-	250	比較例
117	AJ	1280	880	550	56	860	2000	150	150	100	レーザー	-	250	比較例
118	AK	1280	880	550	56	860	2000	150	150	100	レーザー	-	250	比較例
119	AL	1280	880	550	56	900	2000	150	150	100	レーザー	-	250	比較例
120	AM	1280	880	550	56	860	10	150	150	100	レーザー	-	250	比較例
121	AN	1280	880	550	56	860	10	150	150	100	レーザー	-	250	比較例
122	AO	1280	880	550	56	860	2000	150	150	100	レーザー	-	250	比較例
123	AP	1280	880	550	56	860	10	150	150	100	レーザー	-	250	比較例

※1:スラブ加熱温度、※2:仕上げ圧延終了温度、※3:巻き取り温度

※4:焼鈍温度から550°Cまでの温度域の平均冷却速度、※5:冷却停止温度

※6:曲げ加工前の面削加工、※7:曲げ加工後の面削加工

[0094] 2. 評価方法

各種製造条件で得られた部材に対して、鋼組織（ミクロ組織）を解析することで組織分率を調査し、引張試験を実施することで引張強度等の引張特性

を評価し、遅れ破壊試験によって測定した臨界負荷応力で耐遅れ破壊特性を評価した。各評価の方法は次のとおりである。

- [0095] (鋼板組織全体に対する、平均粒径が50nm以下の炭化物を含有するベイナイトおよび平均粒径が50nm以下の炭化物を含有するマルテンサイトの1種または2種の面積率の合計)

焼鈍工程で得られた鋼板(以下、焼鈍鋼板という。)に対して垂直方向から試験片を採取し、圧延方向に平行な板厚L断面を鏡面研磨し、ナイトール液で組織現出した後、走査電子顕微鏡を用いて観察し、倍率1500倍のSEM像上の、実長さ82 μ m $\times$ 57 μ mの領域上に4.8 μ m間隔の16mm $\times$ 15mmの格子をおき、各相上にある点数を数えるポイントカウンティング法により、平均粒径が50nm以下の炭化物を含有するマルテンサイトおよび平均粒径が50nm以下の炭化物を含有するベイナイトの面積率を計算し、それらの合計の面積率を算出した。面積率は、倍率1500倍の別々のSEM像から求めた3つの面積率の平均値とした。マルテンサイトは白色の組織を呈しており、ベイナイトは黒色の組織の内部に微細な炭化物が析出している。炭化物の平均粒径は以下のように算出した。また、面積率は、観察範囲全体に対する面積率であり、これを鋼板組織全体に対する面積率とみなした。

- [0096] (ベイナイトおよびマルテンサイト中の炭化物の平均粒径)

焼鈍鋼板の圧延方向に対して垂直方向から試験片を採取し、圧延方向に平行な板厚L断面を鏡面研磨し、ナイトール液で組織現出した後、走査電子顕微鏡を用いて観察し、倍率5000倍のSEM像上の炭化物の総面積を二値化による画像解析にて測定し、その総面積を個数平均することで炭化物1個あたりの面積を算出した。炭化物1個あたりの面積から求めた円相当直径を平均粒径とした。

- [0097] (引張試験)

焼鈍鋼板の圧延方向から、標点間距離50mm、標点間幅25mm、板厚1.4mmのJIS5号試験片を採取し、JISZ2241(2011)に

準拠し、引張速度が10mm/分で引張試験を行い、引張強度（TS）および降伏強度（YS）を測定した。

[0098] （臨界負荷応力の測定）

遅れ破壊試験によって臨界負荷応力を測定した。具体的には、各製造条件で得られた部材をpH=1（25℃）の塩酸中に浸漬し、遅れ破壊しない最大負荷応力を臨界負荷応力として評価した。遅れ破壊の判定は目視および実体顕微鏡で倍率×20まで拡大した画像にて行い、96時間浸漬し割れが発生しなかった場合を破壊なしとした。ここでいう割れとは、亀裂長さが200μm以上の亀裂が発生した場合を指す。

[0099] （端面の残留応力の測定）

各製造条件で得られた部材について、X線回折により端面の残留応力を測定した。残留応力の測定箇所は、曲げ稜線部の端面の板厚中心であり、X線の照射径は150μmとした。測定方向は、板厚方向に垂直かつ曲げ稜線方向に垂直な方向とした。図3は、曲げ稜線部の端面の拡大図であり、板厚中心C1および測定方向D2にそれぞれ符号を付して示している。

[0100] （端面の亀裂長さの測定）

各製造条件で得られた部材について、曲げ稜線部の端面から曲げ稜線方向に延在する亀裂の長さを、実体顕微鏡にて倍率50倍に拡大して測定した。曲げ稜線部の端面から曲げ稜線方向に延在する亀裂のうち最も長い亀裂長さを表5～7に示す。

[0101] 3. 評価結果

上記評価結果を表5～7に示す。

[0102]

[表5]

No.	鋼種	鋼組織	機械的特性				耐遅れ破壊特性		備考
		※1 (%)	YS (MPa)	TS (MPa)	端面の 残留応力 (MPa)	※2 (μ m)	臨界負荷応力 (MPa)	※3	
1	A	94	1512	1810	1420	30	1422	0.94	比較例
2		95	1452	1720	1420	20	1351	0.93	比較例
3		95	1537	1820	1400	20	1337	0.87	比較例
4		96	1376	1800	200	0	1761	1.28	発明例
5		92	1480	1810	200	0	1776	1.20	発明例
6		98	1551	1780	300	0	1907	1.23	発明例
7	B	95	1512	1790	640	0	1844	1.22	発明例
8		100	1609	1810	380	0	1947	1.21	発明例
9		83	1324	1320	100	30	1231	0.93	比較例
10		99	1364	1550	400	0	1664	1.22	発明例
11		96	1306	1530	380	0	1632	1.25	発明例
12		88	1232	1390	80	30	1096	0.89	比較例
13	C	94	1320	1580	260	0	1690	1.28	発明例
14		96	1357	1590	200	0	1696	1.25	発明例
15		100	1431	1610	320	0	1660	1.16	発明例
16		90	1248	1560	400	0	1485	1.19	発明例
17	D	98	1368	1570	500	0	1682	1.23	発明例
18		93	1637	1980	440	0	2062	1.26	発明例
19		97	1733	2010	680	0	2097	1.21	発明例
20		99	1760	2000	260	0	2094	1.19	発明例
21	E	93	1629	1970	1100	0	1498	0.92	比較例
22		92	1369	1770	630	0	1588	1.16	発明例
23		91	1448	1790	620	0	1752	1.21	発明例
24		100	1618	1820	380	0	1958	1.21	発明例
25		90	1224	1580	200	0	1542	1.26	発明例
26		80	1424	1380	50	25	1267	0.89	比較例
27	F	100	1609	1810	200	0	1947	1.21	発明例
28		97	1496	1790	200	0	1914	1.28	発明例
29		98	1568	1800	200	0	1929	1.23	発明例
30		93	1432	1670	200	0	1732	1.21	発明例
31		91	1503	1580	200	0	1909	1.27	発明例
32		88	1559	1390	200	0	1528	0.98	比較例
33	G	94	1291	1650	200	8	1613	1.25	発明例
34		93	1344	1680	200	7	1653	1.23	発明例
35		91	1430	1630	200	8	1845	1.29	発明例
36		82	1423	1340	200	15	1352	0.95	比較例
37	H	96	1493	1750	200	0	1897	1.27	発明例
38		99	1549	1760	200	0	1890	1.22	発明例
39		86	1170	1530	200	0	1497	1.28	発明例
40		91	1246	1540	200	0	1507	1.21	発明例

※1: 平均粒径が50nm以下の炭化物を含有するベイナイトおよび平均粒径が50nm以下の炭化物を含有するマルテンサイトの1種または2種の合計面積率

※2: 曲げ稜線部の端面から曲げ稜線方向に延在する亀裂のうち最も長い亀裂長さ

※3: 臨界負荷応力/YS

[表6]

No.	鋼種	鋼組織	機械的特性				耐遅れ破壊特性		備考
		※1 (%)	YS (MPa)	TS (MPa)	端面の 残留応力 (MPa)	※2 (μ m)	臨界負荷応力 (MPa)	※3	
41	I	98	1287	1540	200	4	1647	1.28	発明例
42		98	1359	1560	200	5	1671	1.23	発明例
43		93	1273	1540	200	4	1642	1.29	発明例
44		85	1309	1350	60	4	1662	1.27	比較例
45	J	100	1671	1880	200	0	2022	1.21	発明例
46		96	1464	1810	200	0	1772	1.21	発明例
47		94	1521	1820	200	0	1947	1.28	発明例
48		91	1488	1740	200	0	1801	1.21	発明例
49		90	1671	1680	200	0	2022	1.21	発明例
50		78	1629	1370	200	0	1515	0.93	比較例
51	K	93	1158	1570	1200	20	1066	0.92	比較例
52		92	1325	1620	200	0	1590	1.20	発明例
53		97	1440	1670	200	0	1785	1.24	発明例
54		91	1278	1580	1000	0	1227	0.96	比較例
55		95	1351	1600	1200	0	1311	0.97	比較例
56		92	1086	1490	380	0	1336	1.23	発明例
57	L	93	1356	1640	200	0	1749	1.29	発明例
58		90	1296	1520	200	0	1594	1.23	発明例
59		80	1074	1310	80	0	1364	1.27	比較例
60	M	95	1288	1670	200	0	1584	1.23	発明例
61		94	1379	1650	200	0	1765	1.28	発明例
62		93	1455	1620	200	0	1789	1.23	発明例
63	N	95	1537	1820	200	0	1952	1.27	発明例
64		91	1496	1710	200	0	1930	1.29	発明例
65		81	1570	1440	200	0	1507	0.96	比較例
66	O	91	1335	1650	200	0	1628	1.22	発明例
67		90	1312	1640	200	0	1614	1.23	発明例
68		97	1449	1680	200	0	1796	1.24	発明例
69	P	96	1408	1650	200	0	1774	1.26	発明例
70		97	1431	1660	200	0	1775	1.24	発明例
71		94	1370	1640	200	0	1754	1.28	発明例
72	Q	94	1420	1700	200	0	1818	1.28	発明例
73		91	1327	1640	400	0	1618	1.22	発明例
74		80	1304	1630	500	15	1213	0.93	比較例
75	R	94	1613	1930	200	0	2064	1.28	発明例
76		100	1742	1960	500	7	2108	1.21	発明例
77		87	1415	1830	400	30	1373	0.97	比較例
78	S	100	1591	1790	200	0	1925	1.21	発明例
79		92	1415	1730	200	0	1698	1.20	発明例
80		92	1203	1650	200	0	1491	1.24	発明例

※1: 平均粒径が50nm以下の炭化物を含有するベイナイトおよび平均粒径が50nm以下の炭化物を含有するマルテンサイトの1種または2種の合計面積率

※2: 曲げ稜線部の端面から曲げ稜線方向に延在する亀裂のうち最も長い亀裂長さ

※3: 臨界負荷応力/YS

[表7]

No.	鋼種	鋼組織	機械的特性				耐遅れ破壊特性		備考
		※1 (%)	YS (MPa)	TS (MPa)	端面の 残留応力 (MPa)	※2 (μ m)	臨界負荷応力 (MPa)	※3	
81	T	85	1461	1730	400	20	1417	0.97	比較例
82		96	1485	1740	200	7	1871	1.26	発明例
83		87	1509	1750	600	30	1433	0.95	比較例
84	U	97	1474	1710	200	0	1828	1.24	発明例
85		96	1451	1700	880	25	1378	0.95	比較例
86		94	1404	1680	500	0	1797	1.28	発明例
87	V	96	1382	1620	500	0	1742	1.26	発明例
88		94	1362	1630	950	30	1335	0.98	比較例
89		94	1362	1630	1200	0	1335	0.98	比較例
90	W	99	1478	1680	1400	35	1301	0.88	比較例
91		95	1402	1660	660	0	1626	1.16	発明例
92		98	1455	1670	500	0	1789	1.23	発明例
93	X	94	1310	1630	380	0	1586	1.21	発明例
94		91	1362	1610	200	0	1743	1.28	発明例
95		86	1425	1440	40	0	1781	1.25	比較例
96	Y	84	1354	1420	120	2	1719	1.27	比較例
97		99	1443	1640	200	3	1775	1.23	発明例
98		94	1362	1630	200	2	1743	1.28	発明例
99	Z	93	1298	1570	200	2	1700	1.31	発明例
100		94	1312	1570	200	3	1692	1.29	発明例
101		82	1276	1360	200	3	1174	0.92	比較例
102	AA	98	1334	1550	200	0	1668	1.25	発明例
103		94	1287	1540	200	0	1647	1.28	発明例
104		90	1224	1530	250	0	1530	1.25	発明例
105	AB	99	1813	2060	200	0	2212	1.22	発明例
106		97	1013	1610	200	0	1276	1.26	発明例
107		98	1176	1380	200	4	1094	0.93	比較例
108	AC	96	1220	1510	790	2	1244	1.02	発明例
109		97	1230	1520	300	0	1488	1.21	発明例
110	AD	97	1510	1880	200	0	1872	1.24	発明例
111		97	1505	1870	720	2	1565	1.04	発明例
112	AE	93	1521	1840	1100	0	1354	0.89	比較例
113	AF	83	1055	1430	200	2	1287	1.22	比較例
114	AG	92	1431	1750	900	20	1288	0.90	比較例
115	AH	90	1384	1730	960	15	1218	0.88	比較例
116	AI	80	1368	1410	200	0	1683	1.23	比較例
117	AJ	93	1347	1630	200	30	1199	0.89	比較例
118	AK	90	1356	1620	300	25	1193	0.88	比較例
119	AL	96	1487	1660	200	25	1368	0.92	比較例
120	AM	94	1513	1730	200	30	1407	0.93	比較例
121	AN	93	1520	1740	200	20	1398	0.92	比較例
122	AO	83	1515	1710	200	25	1409	0.93	比較例
123	AP	84	1530	1730	200	25	1438	0.94	比較例

※1: 平均粒径が50nm以下の炭化物を含有するベイナイトおよび平均粒径が50nm以下の炭化物を含有するマルテンサイトの1種または2種の合計面積率

※2: 曲げ稜線部の端面から曲げ稜線方向に延在する亀裂のうち最も長い亀裂長さ

※3: 臨界負荷応力/YS

[0105] 本実施例では、 $TS \geq 1470 \text{ MPa}$ 、かつ、臨界負荷応力 $\geq YS$ の部材を合格とし、表5～7に発明例として示した。また、 $TS < 1470 \text{ MPa}$ 、または、臨界負荷応力 $< YS$ の部材を不合格とし、表5～7に比較例として示した。また、表5～7において、「臨界負荷応力 $/YS$ 」が1.00以上であることが、臨界負荷応力 $\geq YS$ であることを意味する。

[0106] 表5～7に示すように、本発明例の部材は、高強度で、かつ耐遅れ破壊特性に優れている。

符号の説明

- [0107]
- 10 高強度部材
 - 11 鋼板
 - 12 曲げ稜線部
 - 13 曲げ稜線部の端面
 - 20 ボルト
 - 21 ナット
 - 22 テーパーワッシャー
 - C1 板厚中心
 - D1 曲げ稜線方向
 - D2 測定方向

請求の範囲

[請求項1] 鋼板を用いて得た曲げ稜線部を有する高強度部材であって、
部材の引張強度が1470MPa以上であり、
前記曲げ稜線部の端面の残留応力が、800MPa以下であり、かつ

前記曲げ稜線部の端面から曲げ稜線方向に延在する亀裂のうち最も長い亀裂長さが、10μm以下である、高強度部材。

[請求項2] 前記鋼板は、質量%で、
C：0.17%以上0.35%以下、
Si：0.001%以上1.2%以下、
Mn：0.9%以上3.2%以下、
P：0.02%以下、
S：0.001%以下、
Al：0.01%以上0.2%以下、および
N：0.010%以下を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成と、

鋼板組織全体に対して、平均粒径が50nm以下の炭化物を含有するベイナイトおよび平均粒径が50nm以下の炭化物を含有するマルテンサイトの1種または2種の面積率が合計で90%以上であるマイクロ組織と、を有する、請求項1に記載の高強度部材。

[請求項3] 前記鋼板は、質量%で、
C：0.17%以上0.35%以下、
Si：0.001%以上1.2%以下、
Mn：0.9%以上3.2%以下、
P：0.02%以下、
S：0.001%以下、
Al：0.01%以上0.2%以下、
N：0.010%以下、および

S b : 0.001%以上0.1%以下を含有し、残部はF eおよび不可避免的不純物からなる成分組成と、

鋼板組織全体に対して、平均粒径が50nm以下の炭化物を含有するベイナイトおよび平均粒径が50nm以下の炭化物を含有するマルテンサイトの1種または2種の面積率が合計で90%以上であるマイクロ組織と、を有する、請求項1に記載の高強度部材。

[請求項4] 前記鋼板の前記成分組成が、さらに、質量%で、

B : 0.0002%以上0.0035%未満を含有する、請求項2または3に記載の高強度部材。

[請求項5] 前記鋼板の前記成分組成が、さらに、質量%で、

N b : 0.002%以上0.08%以下および

T i : 0.002%以上0.12%以下のうちから選ばれる少なくとも1種を含有する、請求項2～4のいずれか一項に記載の高強度部材。

[請求項6] 前記鋼板の前記成分組成が、さらに、質量%で、

C u : 0.005%以上1%以下および

N i : 0.005%以上1%以下のうちから選ばれる少なくとも1種を含有する、請求項2～5のいずれか一項に記載の高強度部材。

[請求項7] 前記鋼板の前記成分組成が、さらに、質量%で、

C r : 0.01%以上1.0%以下、

M o : 0.01%以上0.3%未満、

V : 0.003%以上0.5%以下、

Z r : 0.005%以上0.20%以下、および

W : 0.005%以上0.20%以下のうちから選ばれる少なくとも1種を含有する、請求項2～6のいずれか一項に記載の高強度部材。

[請求項8] 前記鋼板の前記成分組成は、さらに、質量%で、

C a : 0.0002%以上0.0030%以下、

C e : 0.0002%以上0.0030%以下、
L a : 0.0002%以上0.0030%以下、および
M g : 0.0002%以上0.0030%以下のうちから選ばれる
少なくとも1種を含有する、請求項2～7のいずれか一項に記載の高
強度部材。

[請求項9] 前記鋼板の前記成分組成は、さらに、質量%で、
S n : 0.002%以上0.1%以下を含有する請求項2～8のい
ずれか一項に記載の高強度部材。

[請求項10] 引張強度が1470MPa以上の鋼板を切出した後、切断により生
じた端面を、曲げ加工の前または後に面削加工し、前記曲げ加工およ
び前記面削加工の後に270℃以下の温度で加熱する端面処理工程を
有する高強度部材の製造方法。

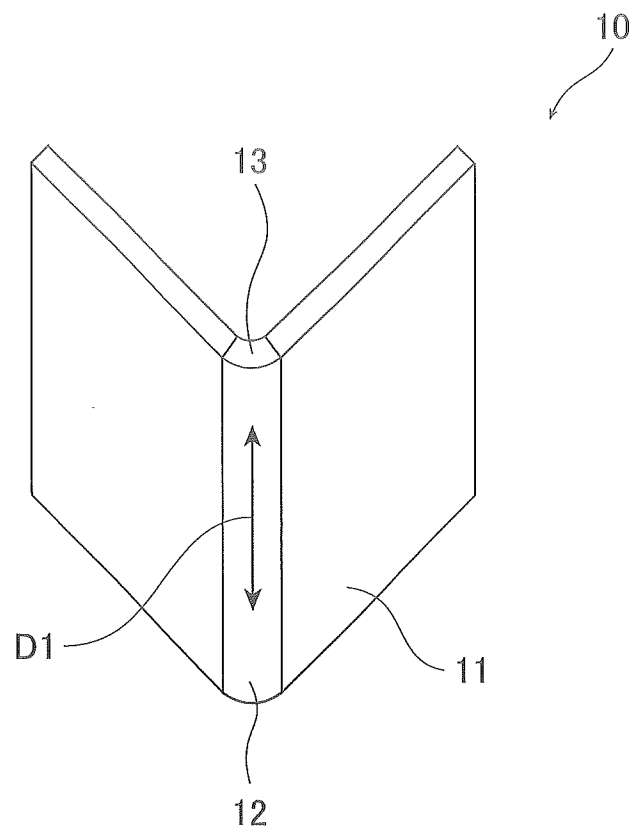
[請求項11] 請求項2～9のいずれか一項に記載の鋼板を切出した後、切断によ
り生じた端面を、曲げ加工の前または後に面削加工し、前記曲げ加工
および前記面削加工の後に270℃以下の温度で加熱する端面処理工
程を有する、高強度部材の製造方法。

[請求項12] 請求項2～9のいずれか一項に記載の高強度部材を製造するための
高強度部材用鋼板の製造方法であって、

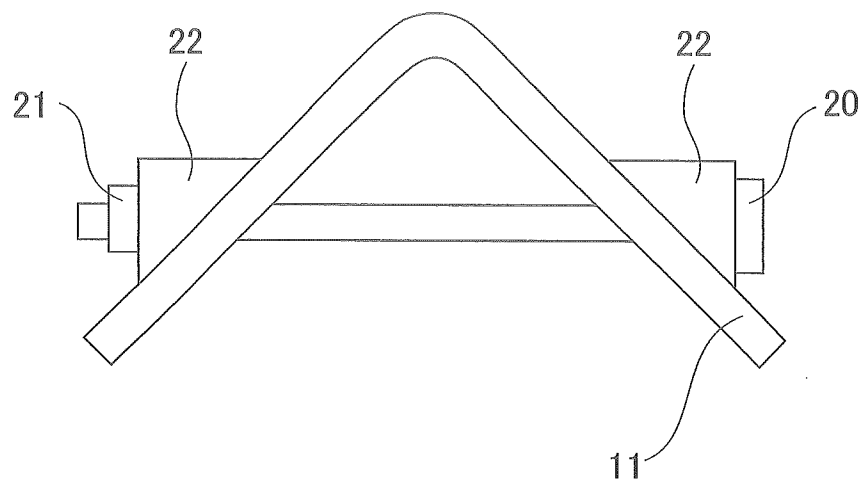
前記成分組成を有する鋼に、熱間圧延および冷間圧延を施す工程と
、

前記冷間圧延によって得られた冷延鋼板を、 A_{c3} 点以上の焼鈍温
度まで加熱した後、前記焼鈍温度から550℃までの温度域の平均冷
却速度を3℃/秒以上とし、かつ冷却停止温度を350℃以下とする
冷却を行い、その後、100℃以上260℃以下の温度域で20秒以
上1500秒以下の間滞留させる焼鈍工程と、を有する高強度部材用
鋼板の製造方法。

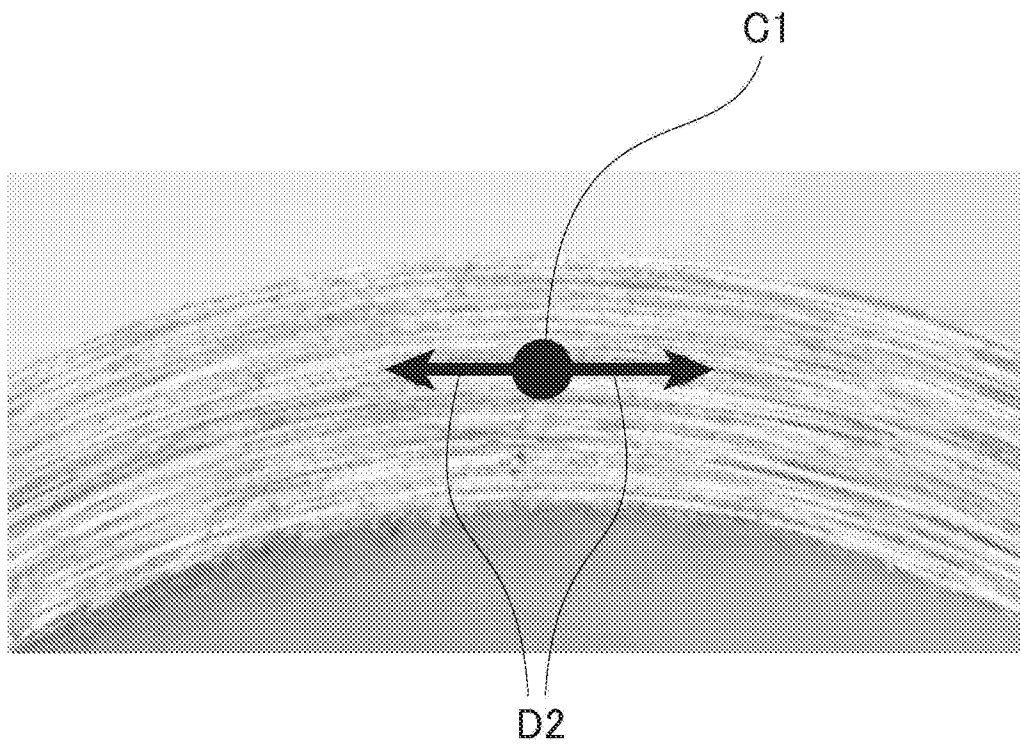
[図1]



[図2]



[図3]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2019/037688

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

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

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

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

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

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 2018/127984 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 12 July 2018 & EP 3543367 A1	1-12
A	WO 2018/030400 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 15 February 2018 & US 2019/0144966 A1 & EP 3460088 A1	1-12
A	WO 2015/093043 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 25 June 2015 & US 2016/0319385 A1 & EP 3054025 A1	1-12

☒ 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
16 December 2019 (16.12.2019)

Date of mailing of the international search report
24 December 2019 (24.12.2019)

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/JP2019/037688

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2017-155329 A (KOBE STEEL, LTD.) 07 September 2017 & US 2019/0017142 A1 & EP 3421631 A1	1-12
A	JP 2015-117403 A (JFE STEEL CORPORATION) 25 June 2015 & US 2017/0037488 A1 & EP 3085802 A1	1-12
A	JP 2014-025133 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 06 February 2014 (Family: none)	1-12
A	JP 2013-221198 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 28 October 2013 (Family: none)	1-12
A	JP 2008-189985 A (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) 21 August 2008 (Family: none)	1-12

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, C22C38/60(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. C22C38/00-38/60, C21D9/46, C21D9/48

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	W0 2018/127984 A1（J F E スチール株式会社）2018.07.12 & EP 3543367 A1	1-12
A	W0 2018/030400 A1（新日鐵住金株式会社）2018.02.15 & US 2019/0144966 A1 & EP 3460088 A1	1-12
A	W0 2015/093043 A1（J F E スチール株式会社）2015.06.25 & US 2016/0319385 A1 & EP 3054025 A1	1-12

☒ 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

16.12.2019

国際調査報告の発送日

24.12.2019

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）

太田 一平

4 K

3841

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	JP 2017-155329 A (株式会社神戸製鋼所) 2017. 09. 07 & US 2019/0017142 A1 & EP 3421631 A1	1-12
A	JP 2015-117403 A (J F E スチール株式会社) 2015. 06. 25 & US 2017/0037488 A1 & EP 3085802 A1	1-12
A	JP 2014-025133 A (新日鐵住金株式会社) 2014. 02. 06 (ファミリー なし)	1-12
A	JP 2013-221198 A (新日鐵住金株式会社) 2013. 10. 28 (ファミリー なし)	1-12
A	JP 2008-189985 A (住友金属工業株式会社) 2008. 08. 21 (ファミリー なし)	1-12