

(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
2015年5月7日(07.05.2015)



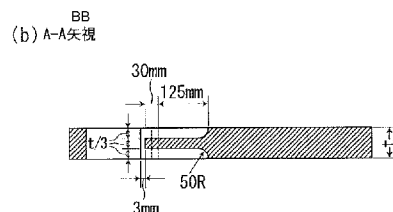
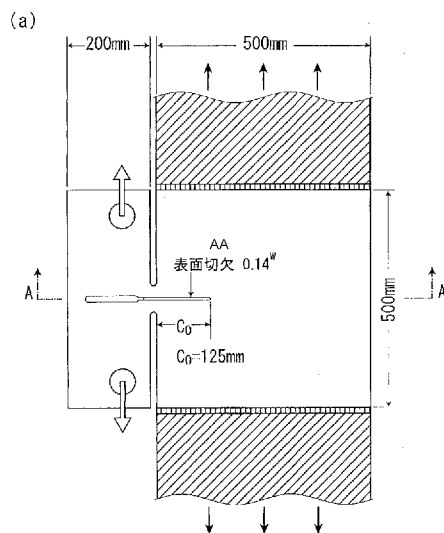
(10) 国際公開番号
WO 2015/064045 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/08 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01) C22C 38/50 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2014/005291
- (22) 国際出願日: 2014年10月20日(20.10.2014)
- (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 2013-223452 2013年10月28日(28.10.2013) 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: 柚賀 正雄(YUGA, Masao); 〒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). 大森章夫(OHMORI, Akio); 〒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 商事ビル6階 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, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, 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,

[続葉有]

(54) Title: STEEL SHEET FOR USE AT LOWER TEMPERATURES, AND METHOD FOR PRODUCING SAME

(54) 発明の名称: 低温用鋼板およびその製造方法



AA Surface notch
BB Sectional view taken along line A-A

(57) Abstract: Provided are: a steel sheet for use at lower temperatures, which has high strength, excellent toughness at lower temperatures and excellent brittle crack propagation arrest properties; and a method for producing the steel sheet. A steel sheet for use at lower temperatures, which has tensile strength of 700 MPa or more, excellent toughness at lower temperatures and excellent brittle crack propagation arrest properties, has a structure which has a specified chemical composition, and which is composed of tempered martensite having retained austenite dispersed therein, and which has such properties that the amount of the retained austenite is 2.2 to 14% by volume inclusive at a position located at a thickness of $(1/4)t$, the average grain diameter of prior austenite grains is 10 to 60 μm inclusive and the average aspect ratio of the prior austenite grains is 4.0 or less in a cross section that is parallel to the rolling direction at a position located at a thickness of $(1/4)t$, the degree of accumulation of {110} plane that is parallel to the surface of the sheet is 1.3 or more and the degree of accumulation of {100} plane that is parallel to the surface of the sheet is 0.90 or less at a position located at a thickness of 1 mm in the thickness direction from the surface of the steel sheet, and the degree of accumulation of {111} plane that is parallel to the surface of the sheet is 1.2 to 2.5 inclusive at a position located at a thickness of $(1/2)t$ in the steel sheet.

(57) 要約:

[続葉有]



ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, 添付公開書類:

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).

— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

高強度であり且つ低温靱性、脆性亀裂伝播停止特性に優れた低温用鋼板およびその製造方法を提供する。 特定の組成とし、残留オーステナイトが分散した焼戻しマルテンサイトからなり、板厚 $(1/4)t$ 位置において、上記残留オーステナイト量が体積率で 2.2%以上 14%以下であり、板厚 $(1/4)t$ 位置において、圧延方向に平行な断面の旧オーステナイト粒の平均粒径が $10\mu\text{m}$ 以上 $60\mu\text{m}$ 以下かつ上記旧オーステナイト粒の平均アスペクト比が 4.0 以下であり、鋼板の表面から板厚方向に 1mm の位置において、板面に平行な $\{110\}$ 面集積度が 1.3 以上かつ板面に平行な $\{100\}$ 面集積度が 0.90 以下であり、鋼板の板厚 $(1/2)t$ 位置において、板面に平行な $\{111\}$ 面集積度が 1.2 以上 2.5 以下である組織とすることで、引張強さが 700MPa 以上であり且つ低温靱性および脆性亀裂伝播停止特性に優れた低温用鋼板とする。

明 細 書

発明の名称：低温用鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、LNG貯蔵用タンク等の使途に好適な、高強度かつ低温靱性、脆性亀裂伝播停止特性に優れた低温用鋼板およびその製造方法に関する。

背景技術

[0002] 近年、世界的なエネルギー需要の増大とそれに伴う地球環境の悪化が問題となっており、クリーンなエネルギー源としての天然ガス（LNG）の需要が急増している。それに伴い、LNG貯蔵用タンクの建設が国内外で積極的に推進されており、タンク本体に使用される低温用鋼板の需要も増加している。

[0003] LNG貯蔵用タンクには常に高度な安全性が求められるため、タンク本体に使用される低温用鋼板には、LNGが液体になる温度（約 -162°C ）において、優れた靱性を有するとともに高い脆性亀裂伝播停止特性を備えていることが要求される。特に、万一、タンク本体に亀裂が発生した場合に想定されるタンク破壊事故の重大性を考慮し、脆性亀裂伝播停止特性が重要視される。

[0004] また、LNG貯蔵用タンクは、敷地を有効利用する目的で大型化される傾向にあり、タンク本体に使用される低温用鋼板にはより優れた強度（降伏強度、引張強さ）を有することが望まれている。更に、上記低温用鋼板には、大型化によるタンク本体の厚肉化に伴い、更に優れた脆性亀裂伝播停止特性を有することが求められている。

[0005] 一般的に、脆性亀裂伝播停止特性は靱性（脆性・延性破面遷移温度）と関係があることが知られており、低温用鋼板の低温靱性を改善することが、その脆性亀裂伝播停止特性の向上に有効な手段の一つと考えられる。それゆえ、LNG貯蔵用タンクのタンク本体に使用される低温用鋼板としては、従来、低温靱性に優れる9%Ni鋼板が広く使用されている。

[0006] しかし、Niは高価な合金元素であり、Niを約9%も含む9%Ni鋼板をLNG貯蔵用タンクのタンク本体に適用することは、タンクの建設コスト高騰を招く。

したがって、コスト削減の観点から、タンク本体に使用される低温用鋼板に関し、Ni含有量が9%未満であり且つ9%Ni鋼板と同等以上の特性（強度、低温靱性、脆性亀裂伝播停止特性等）を備えた低温用鋼板の開発が要望されている。

[0007] 通常、低温用鋼板のNi含有量を低減すると、低温靱性をはじめとする鋼板特性が低下し、LNG貯蔵用タンクに要求される高度な安全性を確保することが困難となる。このような問題に対し、Ni含有量を低減した低温用鋼板について、低温靱性等の鋼板特性を改善する技術が提案されている。

[0008] 例えば、特許文献1～9には、Ni含有量が5～10%程度の鋼（スラブ）を、比較的低温で加熱して制御圧延したのち、直接焼入れし、次いで所定の温度に加熱して焼戻しすること、或いは上記直接焼入れに続き A_c1 変態点以上に加熱して二次焼入れし、次いで所定の温度に加熱して焼戻しすることにより、鋼組織を微細化する技術が提案されている。そして、特許文献1～9には、上記の如く鋼組織を微細化することで、Ni含有量を低減した鋼の低温靱性が改善すると記載されている。また、特許文献1～9には、それぞれ以下のような技術が提案されている。

[0009] 特許文献1には、低温用鋼材に関し、Ni含有量を質量%で6%超8%未満とし、オーステナイトの面積比を1.7%以上とし、該オーステナイトのアスペクト比を平均で3.5以下、且つ平均円相当粒径を $1.0\mu\text{m}$ 以下とする技術が提案されている。そして、特許文献1には、オーステナイトの面積比、アスペクト比および平均円相当粒径を上記の如く規定することにより、9%Ni鋼よりも少ないNi含有量で9%Ni鋼と同等の特性（YS、TS、 -196°C でのシャルピー吸収エネルギー）を有する鋼材が得られると記載されている。

[0010] 特許文献2には、極低温用鋼に関し、質量%で $\text{Ni} : 5\% \text{超} 7.5\% \text{未満}$ 、且つ $3\text{Si} + 5\text{Al} + 50\text{N} \leq 0.65$ を満足する鋼組成とする技術が提案されている。そして、特許文献2には、上記の鋼組成とすることにより、9%Ni鋼よりもNi含有量が少なくても優れた低温靱性（ -196°C でのシャルピー吸収エネルギー）を有するとともに、溶接継手を作製した場合にToe部（溶接止端部）を含めた溶接

熱影響部のCTOD (Crack Tip Opening Displacement) 特性に優れた極低温用鋼が得られると記載されている。

- [0011] 特許文献3には、低温用厚鋼板に関し、Ni含有量を質量%で5.0%超8.0%未満とし、板厚(1/4)t位置での残留オーステナイト量を3.0体積%以上とし、且つ平均有効結晶粒径を $5.5\mu\text{m}$ 以下とする技術が提案されている。そして、特許文献3には、残留オーステナイト量および平均有効結晶粒径を上記の如く規定することにより、厚鋼板の脆性亀裂伝播停止特性および脆性亀裂発生抑止特性が向上し、低温環境下で9%Ni鋼並みの優れた靱性（ -196°C でのシャルピー吸収エネルギー）を有するNi低減型低温用厚鋼板が得られると記載されている。
- [0012] 特許文献4には、極低温用厚鋼板に関し、Ni含有量を質量%で5.0%超10.0%未満とし、板厚(1/4)t位置での残留オーステナイト量を3.0体積%以上とし、有効結晶粒径を板厚(1/4)t位置で平均 $5.5\mu\text{m}$ 以下とする技術が提案されている。そして、特許文献4には、残留オーステナイト量および有効結晶粒径を上記の如く規定することにより、脆性亀裂発生抑止特性（ -196°C でのシャルピー吸収エネルギー、限界CTOD値）およびアレスト特性（ -196°C での三面スリットシャルピー吸収エネルギー）に優れた極低温用厚鋼板が得られると記載されている。
- [0013] 特許文献5には、極低温用厚鋼板に関し、特許文献4と同様のNi含有量、残留オーステナイト量および有効結晶粒径とし、更に1の結晶粒内における隣接測定点間のミスオリエンテーションの平均値GAMを 0.85° 以上とする技術が提案されている。そして、特許文献5には、残留オーステナイト量、有効結晶粒径およびGAMを上記の如く規定することにより、靱性、特に歪時効後の脆性破壊発生抑止特性（ -196°C でのシャルピー吸収エネルギー、限界CTOD値）に優れた極低温用厚鋼板が得られると記載されている。
- [0014] 特許文献6には、極低温用鋼材に関し、Ni含有量を質量%で5.5~8.5%とし、鋼材表面から0.2mm以下の領域の平均有効結晶粒径を $5.0\mu\text{m}$ 以下とする技術が提案されている。そして、特許文献6には、鋼材表面領域の金属組織を

微細化することにより、低Ni鋼材であり且つ歪付与後の低温耐破壊特性（ -165°C での限界CTOD値）に優れた極低温用鋼材が得られると記載されている。

[0015] 特許文献7には、極低温用鋼材に関し、Ni含有量を質量%で5.0%超10.0%未満とし、板厚 $(1/4)t$ 位置での残留オーステナイト量を3.0体積%以上とし、更に1%の塑性歪を -165°C の環境下で受けたときの残留オーステナイト量の減少率を25%以下とする技術が提案されている。そして、特許文献7には、残留オーステナイト量を上記の如く規定することにより、脆性亀裂発生抑止特性（ -196°C でのシャルピー吸収エネルギー、限界CTOD値）およびアレスト特性（ -196°C での三面スリットシャルピー吸収エネルギー）に優れた極低温用鋼材が得られると記載されている。

[0016] 特許文献8には、Ni添加鋼板に関し、Ni含有量を質量%で5.0%以上7.5%以下とし、板面から深さ方向に板厚の $1/4$ の距離離れた部位において、質量%基準でNi偏析比を1.3以下とし、深冷後オーステナイトの量を2%以上、深冷後オーステナイト不均一指数を5.0以下、深冷後オーステナイトの平均円相当径を $1\mu\text{m}$ 以下とする技術が提案されている。そして、特許文献8には、Ni偏析比および深冷後オーステナイトを上記の如く規定することにより、6%前後のNi含有量であるにも拘わらず靱性（ -165°C でのCTOD値）とアレスト性に優れたNi添加鋼板が得られると記載されている。

[0017] 特許文献9には、低温用Ni含有鋼に関し、Ni含有量を質量%で7.0~10.5%とし、鋼板表面から3mmの範囲において鋼板表面に平行な面の $\{110\}$ 集合組織の集積度を1.2以上とし、該鋼板の板厚中心部において鋼板表面に平行な面の $\{100\}$ および $\{211\}$ 集合組織の集積度をそれぞれ1.2以上3.0以下とする技術が提案されている。そして、特許文献9には、所定の集合組織を発達させることにより、低温靱性（ -196°C でのシャルピー吸収エネルギー）および脆性亀裂伝播停止特性に優れた低温用Ni含有鋼が得られると記載されている。

先行技術文献

特許文献

[0018] 特許文献1：国際公開第2007/034576号

特許文献2：国際公開第2007/080646号

特許文献3：特開2011-241419号公報

特許文献4：特開2011-219848号公報

特許文献5：特開2011-219849号公報

特許文献6：特開2013-14812号公報

特許文献7：特開2013-14811号公報

特許文献8：特許第4975888号公報

特許文献9：特開2011-214099号公報

非特許文献

- [0019] 非特許文献1：渡邊 之、外5名、「9%Ni鋼の破壊靱性とLNG貯槽の安全性」、日本鋼管技報、日本鋼管株式会社、No.104、1984年、p.2-12

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0020] しかしながら、特許文献1～3、5、6に提案された技術では、鋼材の低温靱性（シャルピー吸収エネルギーや破壊発生特性）について検討されているものの、低温靱性と脆性亀裂伝播停止特性の関係については検討されていない。それゆえ、低温用鋼板のNi含有量を9%未満に低減した場合、脆性亀裂伝播停止特性が不十分となるおそれがあり、このような低温用鋼板をLNG貯蔵用タンクに適用した場合、その安全性を保証することができない。
- [0021] 特許文献4、7に提案された技術では、低温用鋼板の脆性亀裂伝播停止特性（アレスト特性）について検討されており、脆性亀裂伝播停止特性（アレスト特性）を、三面スリットシャルピー試験により評価している。しかし、これらの技術では、低温用鋼板の板厚中心部より採取した試験片を用いて上記試験を実施しており、鋼板の表裏層を含む鋼板全厚での脆性亀裂伝播停止特性は明らかにされていない。したがって、LNG貯蔵用タンクの安全性を確保するうえで重要視される脆性亀裂伝播停止特性について、十分に検証されているとは言い難い。
- [0022] 特許文献8に提案された技術では、低温用鋼板の脆性亀裂伝播停止特性（

アレスト特性)を向上させる目的でNi偏析比と深冷後オーステナイト不均一指数を規定している。しかし、この技術では、所望のNi偏析比と深冷後オーステナイト不均一指数を有する低温用鋼板を製造する工程で、圧延前の鋼片を1250℃以上の加熱温度で8時間以上保持するバンド偏析低減処理を行うことを必要としている。圧延前の鋼片をこのような高温に加熱保持することは、通常行われず、非常に多くのエネルギーを必要とし、製造コストが上昇する。また、製造コストの上昇だけでなく、鋼板の表面性状が劣悪になる可能性もある。

[0023] 特許文献9に提案された技術では、Ni含有量が質量%で7.0~10.5%の低温用鋼板に関し、その集合組織を制御することにより脆性亀裂伝播停止特性の向上を図っている。しかし、この技術では、Ni含有量の減少に伴い鋼板の強度、低温靱性が低下する。そして、Ni含有量がより少ない場合(例えば7.35%未満)では、鋼板の強度、低温靱性と脆性亀裂伝播停止特性の両立が困難となる。

[0024] 以上のように、従来技術では、Ni含有量を質量%で9%未満に低減した場合、特に質量%で7%程度或いは7%未満に低減した低温用鋼板に関し、高強度であり且つ低温靱性に優れ、更に脆性亀裂伝播停止特性にも優れた低温用鋼板を得ることが困難であった。

[0025] 本発明は、かかる事情に鑑みてなされたものであって、現状、LNG貯蔵用タンクのタンク本体用素材として普及している従来の9%Ni鋼板に対してNi含有量を低減した低温用鋼板において、9%Ni鋼板と同等以上の強度、低温靱性、更に優れた脆性亀裂伝播停止特性を有する低温用鋼板を提供すること、および上記低温用鋼板を安定的に製造する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

[0026] 本発明者らは、Ni含有量が質量%で5.5%以上8.0%以下である基本成分を有する低温用鋼板について、十分な強度および低温靱性を確保するとともに脆性亀裂伝播停止特性を向上させる手段を、従来技術とは異なる視点から検討した。その結果、上記基本成分を有する低温用鋼板の低温靱性および脆性

亀裂伝播停止特性を9%Ni鋼板と同等以上にするためには、鋼板組織を、残留オーステナイトが微細に分散した焼戻しマルテンサイト組織とし、焼戻しマルテンサイト中に分散する残留オーステナイト量を制御し、更に鋼板の旧オーステナイト粒の平均粒径と平均アスペクト比を制御して旧オーステナイト粒を微細化する必要があるという知見を得た。

[0027] また、鋼板の表裏面の特性が鋼板全体としての脆性亀裂伝播停止特性に影響があることを見出し、鋼板の表面近傍では{110}面を発達させ、その一方で鋼板中心部では{111}面を発達させることにより、低温用鋼板の脆性亀裂伝播停止特性が一層向上するという知見を得た。

[0028] そして、以上のように鋼板組織を規定することにより、Ni含有量を質量%で8.0%以下に低減した場合であってもLNG貯蔵用タンクの安全性を確保するに十分な強度、低温靱性および脆性亀裂伝播停止特性が得られるという知見を得た。更に、低温で安定な残留オーステナイト量を所定量確保することにより、低温靱性および脆性亀裂伝播停止特性がより一層向上するという知見を得た。

[0029] 更に、本発明者らは、Ni含有量が質量%で5.5%以上8.0%以下であり且つ上記のような所望の組織を有する低温用鋼板を、安定的に製造する方法について検討した。前述のとおり、Ni含有量が5~10%程度の鋼に、比較低い温度域で制御圧延を施したのち、直接焼入れし、次いで所定の温度に加熱して焼戻しすること、或いは上記直接焼入れに続き Ac_1 変態点以上に加熱して二次焼入れし、次いで所定の温度に加熱して焼戻しすることにより、鋼組織を微細化することができる。しかし、本発明者らによる検討の結果、従来の制御圧延では、鋼板の旧オーステナイト粒の平均粒径および平均アスペクト比を制御すること、並びに鋼板表面近傍で{110}面を発達させるとともに鋼板中心部で{111}面を発達させることが極めて困難であることが明らかになった。

[0030] そこで、更に検討を進めた結果、旧オーステナイト粒を十分に微細化するとともに平均アスペクト比を低減し、更に鋼板表面近傍および中心部において所望の結晶面を発達させるうえでは、圧延を施す際、未再結晶温度域のみ

ならず再結晶温度域においても累積圧下率を制御することが特に有効であるという知見を得た。また、再結晶温度域と未再結晶温度域の各温度域において累積圧下率を制御することに加えて、その他の圧延条件や、直接焼入れ、焼戻し、或いは更に二次焼入れの各条件を規定することにより、圧延前の鋼片を1250℃以上に長時間保持するような工程を設けることなく、所望の組織を有する低温用鋼板を安定的に製造できることも明らかになった。

[0031] 本発明は、上記の知見に基づき完成されたものであり、その要旨は次のとおりである。

[1] 質量%で、C : 0.03%以上0.10%以下、Si : 0.02%以上0.30%以下、Mn : 0.65%以上1.20%以下、P : 0.005%以下、S : 0.003%以下、Al : 0.01%以上0.10%以下、N : 0.0015%以上0.0045%以下、Ni : 5.5%以上8.0%以下を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる組成を有し、残留オーステナイトが分散した焼戻しマルテンサイトからなり、板厚(1/4)t位置において、前記残留オーステナイト量が体積率で2.2%以上14%以下であり、板厚(1/4)t位置において、圧延方向に平行な断面の旧オーステナイト粒の平均粒径が10 μ m以上60 μ m以下かつ前記旧オーステナイト粒の平均アスペクト比が4.0以下であり、鋼板の表面から板厚方向に1mmの位置において、板面に平行な{110}面集積度が1.3以上かつ板面に平行な{100}面集積度が0.90以下であり、鋼板の板厚(1/2)t位置において、板面に平行な{111}面集積度が1.2以上2.5以下である組織を有し、引張強さが700MPa以上であることを特徴とする低温用鋼板。

[2] [1] において、板厚(1/4)t位置において、サブゼロ処理後の残留オーステナイト量が体積率で1.7%以上11%以下であることを特徴とする低温用鋼板。

[3] [1] または [2] において、前記組成に加えて更に、質量%でMo : 0.05%以上0.50%以下を含有することを特徴とする低温用鋼板。

[4] [1] または [2] において、前記組成に加えて更に、質量%でMo : 0.10%超0.30%以下を含有することを特徴とする低温用鋼板。

[5] [1] ないし [4] のいずれかにおいて、前記組成に加えて更に、質量%でCr : 1.00%以下を含有することを特徴とする低温用鋼板。

[6] [1] ないし [4] のいずれかにおいて、前記組成に加えて更に、質量%でCr : 0.20%未満を含有することを特徴とする低温用鋼板。

[7] [1] ないし [6] のいずれかにおいて、前記組成に加えて更に、質量%で、Cu : 0.40%未満、Nb : 0.05%以下、V : 0.05%以下のうちから選ばれるいずれか1種または2種以上を含有することを特徴とする低温用鋼板。

[8] [1] ないし [7] のいずれかにおいて、前記組成に加えて更に、質量%でTi : 0.03%以下を含有することを特徴とする低温用鋼板。

[9] [1] ないし [8] のいずれかにおいて、前記組成に加えて更に、質量%で、Ca : 0.007%以下、REM : 0.010%以下、Mg : 0.070%以下のうちから選ばれるいずれか1種または2種以上を含有することを特徴とする低温用鋼板。

[10] [1]、[3] ないし [9] のいずれかに記載の組成を有する鋼素材を、1000℃以上1200℃以下に加熱し、950℃以下840℃超の温度域における累積圧下率を30%以上とし、840℃以下の温度域における累積圧下率を30%以上75%以下とし、圧延終了温度を820℃以下700℃以上とする熱間圧延を施した後、鋼板の板厚(1/2)t位置における温度で、少なくとも550℃以下300℃以上の温度域における平均冷却速度を1℃/s以上とし、冷却終了温度を300℃以下とする冷却を施し、その後、550℃以上650℃以下の温度域で焼戻すことを特徴とする低温用鋼板の製造方法。

[11] [1]、[3] ないし [9] のいずれかに記載の組成を有する鋼素材を、1000℃以上1200℃以下に加熱し、950℃以下840℃超の温度域における累積圧下率を30%以上とし、840℃以下の温度域における累積圧下率を30%以上75%以下とし、圧延終了温度を850℃以下730℃以上とする熱間圧延を施した後、鋼板の板厚(1/2)t位置における温度で、少なくとも550℃以下300℃以上の温度域における平均冷却速度を1℃/s以上とし、冷却終了温度を300℃以下とする冷却を施し、650℃以上Ac₃変態点未満の温度域に加熱した後、鋼板の

板厚(1/2)t位置における温度で、少なくとも550℃以下300℃以上の温度域における平均冷却速度を3℃/s以上とし、冷却終了温度を200℃以下とする冷却を施す中間熱処理を行い、その後、500℃以上650℃以下の温度域で焼戻すことを特徴とする低温用鋼板の製造方法。

発明の効果

[0032] 本発明によると、LNG貯蔵用タンク等の用途に好適な低温用鋼板であって、Ni含有量を質量%で5.5%以上8.0%以下に低減した場合であっても、9%Ni鋼と同等以上の高強度と低温靱性を有し、脆性亀裂伝播停止特性にも優れた低温用鋼板が得られる。また、本発明によると、Ni含有量が5.5%以上8.0%以下であり且つLNG貯蔵用タンク等の用途に好適な特性を備えた低温用鋼板を、安定的に製造することが可能となる。

図面の簡単な説明

[0033] [図1]表面切欠付二重引張試験で用いる試験片の形状を示す図である。

発明を実施するための形態

[0034] 以下に、本発明について具体的に説明する。

[0035] まず、本発明低温用鋼板の成分組成の限定理由について説明する。なお、以下の成分組成を表す%は、特に断らない限り質量% (mass%) を意味するものとする。

[0036] C : 0.03%以上0.10%以下

Cは、鋼板に所望の強度を付与するのに重要な元素であり、その含有量を0.03%以上とする必要がある。一方、C含有量が0.10%を超えると、鋼板の低温靱性が低下する。そこで、C含有量は0.03%以上0.10%以下とする。好ましくは0.04%以上0.08%以下である。

[0037] Si : 0.02%以上0.30%以下

Siは、鋼板の強度向上に寄与する元素であり、脱酸剤としての作用を有する元素でもある。これらの効果を発現させる目的で、本発明ではSi含有量を0.02%以上とする。しかし、Si含有量が過剰に高くなると、鋼板の焼戻し脆化感受性が高まる。そこで、Si含有量は0.02%以上0.30%以下とする。好まし

くは0.03%以上0.20%以下である。

[0038] Mn : 0.65%以上1.20%以下

Mnは、鋼の焼入れ性を高め、鋼板の高強度化に寄与する元素である。Mn含有量が0.65%未満であると、鋼の焼入れ性が低下し、鋼板の強度のみならず低温靱性も低下する。一方、Mn含有量が1.20%を超えると、鋼板の強度向上効果が小さくなるうえ、逆に低温靱性が低下し、焼戻し脆化感受性も高くなる。したがって、Mn含有量は0.65%以上1.20%以下とする。好ましくは0.70%以上0.95%以下である。

[0039] P : 0.005%以下、S : 0.003%以下

PおよびSは、いずれも不可避免的不純物であり、鋼板の低温靱性や脆性亀裂伝播停止特性に悪影響を及ぼす有害な元素である。例えば、鋼板を溶接して溶接構造物とした際に健全な母材および溶接継手を得るためには、PおよびSの含有量を可能な限り抑制することが好ましく、本発明においてはP含有量を0.005%以下とし、S含有量を0.003%以下とする。

[0040] Al : 0.01%以上0.10%以下

Alは、脱酸剤として必要な元素である。その含有量が0.01%未満では脱酸剤としての効果が乏しく、0.10%を超えると鋼の清浄性を損なう。したがって、Al含有量は0.01%以上0.10%以下とする。好ましくは0.02%以上0.05%以下である。

[0041] N : 0.0015%以上0.0045%以下

Nは、鋼中で析出物を形成し、その含有量が0.0045%を超えると鋼板を溶接して溶接構造物とした際、母材および溶接熱影響部の靱性低下の原因となる。但し、Nは、AlNを形成することにより母材の細粒化に寄与する元素でもある。このような効果はN含有量を0.0015%以上とすることにより得られる。したがって、N含有量は0.0015%以上0.0045%以下とする。

[0042] Ni : 5.5%以上8.0%以下

Niは、鋼板の低温靱性の向上に極めて有効な元素であるが、高価な元素であるため、その含有量が高くなるにつれて鋼板コストが高騰する。本発明に

においては、Ni含有量を8.0%以下に低減することで、優れた強度、低温靱性、脆性亀裂伝播停止特性を備え、且つ安価な低温用鋼板とする点に特徴がある。但し、Ni含有量が5.5%未満になると、鋼板強度が低下するほか、低温で安定した残留オーステナイトが得られなくなる結果、鋼板の低温靱性や脆性亀裂伝播停止特性も低下する。

[0043] 以上の理由により、Ni含有量は5.5%以上8.0%以下とする。好ましくは6.0%以上7.5%以下である。

[0044] なお、本発明の低温用鋼板を製造するに際し、後述する中間熱処理を施さない製造方法を採用する場合には、Ni含有量を5.5%以上7.0%未満としても構わない。

[0045] 以上が本発明の低温用鋼板における基本成分である。本発明の低温用鋼板は、上記基本成分に加えて更に、以下の元素を含有してもよい。

[0046] Mo : 0.05%以上0.50%以下

Moは、鋼板の焼戻し脆化感受性を抑制するのに有効な元素であり、また、低温靱性を損なうことなく鋼板強度が得られる元素でもある。このような効果を得るためには、Mo含有量を0.05%以上とすることが好ましい。ただし、Mo含有量が0.50%を超えると低温靱性が低下する。したがって、Moを含有させる場合には、その含有量を0.05%以上0.50%以下とすることが好ましい。より好ましくは0.10%超0.30%以下である。

[0047] Cr : 1.00%以下

Crは、Moと同様の効果を発現する元素である。ただし、その含有量が1.00%を超えると鋼板の低温靱性が低下する傾向にある。したがって、Crを含有させる場合には、その含有量を1.00%以下とすることが好ましく、0.01%以上0.20%未満とすることがより好ましい。

[0048] Cu : 0.40%未満、Nb : 0.05%以下、V : 0.05%以下のうちから選ばれるいずれか1種または2種以上

Cu、NbおよびVは、いずれも鋼板の高強度化に有効な元素であり、必要に応じて以下の範囲で含有させることができる。

[0049] Cu : 0.40%未満

Cuは、焼入れ性向上により鋼板強度を高める有効な元素である。ただし、その含有量が0.40%以上になると鋼板の低温靱性が低下することに加え、鋳造後の鋼（スラブ）表面の性状が悪化するおそれがある。したがって、Cuを含有させる場合には、その含有量を0.40%未満とすることが好ましく、0.10%以上0.30%以下とすることがより好ましい。

[0050] Nb : 0.05%以下、V : 0.05%以下

Nb、Vは、いずれも析出強化により鋼板強度を高める有効な元素である。ただし、これらの元素の含有量が過剰に高くなると、鋼板の低温靱性の低下を招く。したがって、Nbを含有させる場合には、その含有量を0.05%以下とすることが好ましく、0.01%以上0.03%以下とすることがより好ましい。また、Vを含有させる場合には、その含有量を0.05%以下とすることが好ましく、0.01%以上0.04%以下とすることがより好ましい。

[0051] Ti : 0.03%以下

Tiは、鋼板を溶接して溶接構造物とする際、母材の機械的特性には特に影響を及ぼさないが溶接部の靱性を高める作用を有する元素である。したがって、必要に応じて、Tiを0.03%以下の範囲で含有させてもよい。

[0052] Ca : 0.007%以下、REM : 0.010%以下、Mg : 0.070%以下のうちから選ばれるいずれか1種または2種以上

Ca、REMおよびMgは、いずれも鋼中の介在物の形態を制御することで、鋼板の低温靱性を向上させる作用を有する元素である。但し、これらの元素の含有量が過剰になると、鋼の清浄性を損なうおそれがある。したがって、Caを含有させる場合には、その含有量を0.007%以下とすることが好ましく、0.001%以上0.004%以下とすることがより好ましい。また、REMを含有させる場合には、その含有量を0.010%以下とすることが好ましく、0.002%以上0.008%以下とすることがより好ましい。また、Mgを含有させる場合には、その含有量を0.070%以下とすることが好ましく、0.001%以上0.004%以下とすることがより好ましい。

[0053] なお、本発明の低温用鋼板において、上記以外の成分は、Feおよび不可避免的不純物である。不可避免的不純物としては、上記P、Sのほか、例えばSn、As、Pb等が挙げられる。Sn、As、Pbの含有量は、合計で0.001%以下とすることが好ましい。

[0054] 次に、本発明の低温用鋼板の組織の限定理由について説明する。

[0055] 本発明の低温用鋼板は、残留オーステナイトが分散した焼戻しマルテンサイトからなる組織であって、上記残留オーステナイト（焼戻しマルテンサイト中に分散した残留オーステナイト）の体積率（全組織に占める体積率）が2.2%以上14%以下であり、旧オーステナイト粒の平均粒径が $10\mu\text{m}$ 以上 $60\mu\text{m}$ 以下かつ平均アスペクト比が4.0以下であり、鋼板の表面近傍では{110}面が集積し、鋼板中心部では{111}面が集積した組織を有する。また、本発明の低温用鋼板は、サブゼロ処理を施した後の残留オーステナイト量が体積率で1.7%以上11%以下となる組織とすることが好ましい。

[0056] 本発明の低温用鋼板は、焼戻しマルテンサイトを基地組織とし、基地組織である該焼戻しマルテンサイト中に残留オーステナイトが微細分散した組織を有する。残留オーステナイトが焼戻しマルテンサイト中に微細分散した組織とすることにより、焼戻しマルテンサイトが強度と低温靱性に優れることとあいまって、低温靱性等を損なうことなく鋼板の高強度化を図ることができる。軟質なフェライトや硬質で粗大なパーライトが含まれると低温靱性が低下するため、本発明の低温用鋼板の基地組織は、焼戻しマルテンサイトのみから構成されることが好ましい。なお、焼戻し下部ベイナイトと焼戻しマルテンサイトを区別することは困難なため、本発明における焼戻しマルテンサイトは、焼戻し下部ベイナイトを含むものとする。焼戻し下部ベイナイトも焼戻しマルテンサイトと同様、強度と低温靱性に優れるため、特性上は問題ない。

[0057] 残留オーステナイト量：体積率で2.2%以上14%以下

残留オーステナイトは、鋼板の低温靱性および脆性亀裂伝播停止特性の向上に寄与する。本発明の低温用鋼板においては、低温靱性等の向上効果を有

するNiの含有量を従来鋼の約9%から8.0%以下に低減しているため、所定量の残留オーステナイトを含む組織とすることで、低温靱性および脆性亀裂伝播停止特性を高める必要がある。Ni含有量が5.5%以上8.0%以下である本発明の低温用鋼板においては、十分な低温靱性、脆性亀裂伝播停止特性を得るために、残留オーステナイト量を体積率で2.2%以上とする必要がある。但し、鋼板中の残留オーステナイト量が体積率で14%を超えて過度に多くなると、極端な引張強さの上昇と降伏強度の低下を招き、更には低温靱性を損なう。したがって、残留オーステナイト量は、体積率で2.2%以上14%以下とする。好ましくは2.4%以上12%以下である。なお、これらの残留オーステナイト量（体積率で2.2%以上14%以下、好ましくは2.4%以上12%以下）は、低温用鋼板にサブゼロ処理を施す前の残留オーステナイト量である。また、これらの残留オーステナイト量（体積率で2.2%以上14%以下、好ましくは2.4%以上12%以下）は、鋼板の板厚(1/4)t位置における残留オーステナイト量である。

[0058] サブゼロ処理後の残留オーステナイト量：体積率で1.7%以上11%以下

LNG貯蔵用タンクのタンク本体に使用される低温用鋼板には、LNGが液化する温度（約 -162°C ）においても優れた低温靱性と脆性亀裂伝播停止特性を有することが求められる。それゆえ、本発明の低温用鋼板においては、残留オーステナイトが、低温の使用温度または試験温度で安定に存在する必要がある、サブゼロ処理後に安定な残留オーステナイト量が少なくとも体積率で1.7%以上であることが好ましい。但し、前述のとおり、鋼板中の残留オーステナイト量が過度に多くなると、極端な引張強さの上昇と降伏強度の低下を招き、更には低温靱性を損なう。したがって、サブゼロ処理後の残留オーステナイト量は、体積率で1.7%以上11%以下であることが好ましい。より好ましくは2.2%以上9.5%以下である。ここで、サブゼロ処理は、被処理材（低温用鋼板）を -196°C の液体窒素中に15分以上保持する処理とする。なお、上記残留オーステナイト量（体積率で1.7%以上11%以下、より好ましくは2.2%以上9.5%以下）は、鋼板の板厚(1/4)t位置におけるサブゼロ処理後の残留オ

ーステナイト量である。

[0059] 旧オーステナイト粒の平均粒径： $10\mu\text{m}$ 以上 $60\mu\text{m}$ 以下

旧オーステナイト粒の平均アスペクト比： 4.0 以下

鋼板の低温靱性、脆性亀裂伝播停止特性を向上するためには、旧オーステナイト粒の微細化と形状の制御が重要である。本発明においては、鋼板に所望の低温靱性と脆性亀裂伝播停止特性を付与するために、旧オーステナイト粒の平均粒径を $60\mu\text{m}$ 以下とし、旧オーステナイト粒の平均アスペクト比を 4.0 以下とする。また、旧オーステナイト粒は、より微細であることが好ましい。本発明において実質的に得られる旧オーステナイト粒の平均粒径の下限値は $10\mu\text{m}$ 程度である。したがって、本発明においては、旧オーステナイト粒の平均粒径を $10\mu\text{m}$ 以上 $60\mu\text{m}$ 以下とする。好ましくは $10\mu\text{m}$ 以上 $50\mu\text{m}$ 以下である。一方、本発明において実質的に得られるオーステナイト粒の平均アスペクト比の下限値は 1.3 程度である。したがって、旧オーステナイト粒の平均アスペクト比は 1.3 以上 4.0 以下とすることが好ましく、 1.5 以上 3.0 以下とすることがより好ましい。

[0060] なお、上記平均粒径および平均アスペクト比は、鋼板の板厚 $(1/4)t$ 位置の圧延方向に平行な断面における平均粒径および平均アスペクト比とする。

[0061] 以上のように鋼板の残留オーステナイト量や旧オーステナイト粒の粒径と形状を最適化することにより、高強度且つ優れた低温靱性、脆性亀裂伝播停止特性を有する低温用鋼板が得られる。しかし、Ni含有量を 8.0% 以下に低減した低温用鋼板、特にNi含有量を 7% 程度或いは 7% 未満に低減した低温用鋼板の場合、残留オーステナイト量や旧オーステナイト粒の粒径と形状を最適化してもなお、LNG貯蔵用タンクのタンク本体用素材としては脆性亀裂伝播停止特性が未だ不十分となる場合がある。そこで、更なる脆性亀裂伝播停止特性の向上を図るために、本発明では、鋼板の表層および板厚 $(1/2)t$ 位置において所定の結晶面が集積した組織とする。

[0062] 鋼板の表層における板面に平行な $\{110\}$ 面集積度： 1.3 以上

鋼板の表層における板面に平行な $\{100\}$ 面集積度： 0.90 以下

本発明の低温用鋼板は、鋼板の表層、具体的には鋼板表面から板厚方向に1mmの位置において、板面に平行な{110}面集積度を1.3以上とする。また、該{110}面集積度は、1.5以上2.5以下とすることが好ましい。更に、鋼板表面から板厚方向に1mmの位置において、板面に平行な{100}面集積度を0.90以下とする。また、該{100}面集積度は、0.60以上0.90以下とすることが好ましい。{110}面集積度が1.3未満である場合や、{100}面集積度が0.90を超える場合、脆性亀裂伝播停止性能の向上効果は期待できない。

[0063] 鋼板の板厚(1/2)t位置における板面に平行な{111}面集積度：1.2以上2.5以下

鋼板の板厚(1/2)t位置においては、板面に平行な{111}面集積度を1.2以上2.5以下とする。好ましくは1.4以上2.2以下である。{111}面集積度が1.2未満では、脆性亀裂伝播停止性能の向上効果は期待できない。一方、{111}面集積度が2.5を超えると、セパレーションの発達により吸収エネルギー（低温靱性）が低下する場合がある。

[0064] なお、本発明において{hkl}面集積度とは、ランダム組織標準試料の{hkl}面からの回折X線強度 I_0 に対する被検体の{hkl}面からの回折X線強度 I の相対強度比 I/I_0 で表される値である。

[0065] 以上のように、鋼板の組成と組織を最適化することで、Ni含有量を8.0%以下に低減した場合であっても、LNG貯蔵用タンクのタンク本体用素材として十分な強度、低温靱性および脆性亀裂伝播停止特性を備えた低温用鋼板が得られる。また、本発明は、引張強さが700MPa以上の低温用鋼板とする。

[0066] 引張強さ：700MPa以上

本発明の低温用鋼板は、用途が主にLNG貯蔵用タンク等の低温用タンクであるため、構造用鋼板としての強度が要求される。タンク本体の素材となる低温用鋼板の強度が十分でない場合、タンクの強度を確保するために素材鋼板（低温用鋼板）の板厚を厚くしなければならず、結果としてタンクのコストが嵩み、経済性の低下をもたらす。したがって、鋼板の引張強さは700MPa以上とする。好ましくは710MPa以上810MPa以下である。

[0067] なお、本発明の低温用鋼板の板厚は特に限定されないが、6mm以上50mm以下とすることが好ましい。

[0068] 次に、本発明低温用鋼板の製造方法について説明する。

[0069] 本発明においては、上記した組成の鋼素材（鋼スラブ）を加熱し、熱間圧延（制御圧延）を施したのち、直接焼入れし、次いで所定の温度に加熱して焼戻しすること、或いは上記直接焼入れに続き Ac_1 変態点以上 Ac_3 変態点未満に加熱して冷却する中間熱処理（二次焼入れ）を施し、次いで所定の温度に加熱して焼戻しすることにより、低温用鋼板を製造する。

[0070] なお、中間熱処理（二次焼入れ）を施さない場合には、中間熱処理を施す場合よりも強度の高い低温用鋼板を製造することができる。それゆえ、強度を重視した低温用鋼板であって低温靱性要求値が比較的低い低温用鋼板を製造する場合には、例えば鋼素材のNi含有量を7.0%未満に低減し、中間熱処理（二次焼入れ）を施さない製造方法を採用することができる。一方、特に低温靱性や脆性亀裂伝播停止特性を重視した低温用鋼板を製造する場合には、中間熱処理（二次焼入れ）を施す製造方法を採用することができる。

[0071] 本発明において、鋼の溶製方法は特に限定されず、転炉、電気炉等、公知の溶製方法を採用することができる。また、真空脱ガス炉にて2次精錬を行ってもよい。その後、生産性や品質上の問題から連続鑄造法によりスラブ（鋼素材）とするのが好ましい。また、造塊一分塊圧延法等、公知の鑄造方法でスラブとしてもよい。

[0072] 鋼素材（スラブ）の加熱条件、圧延条件、直接焼入れ条件、中間熱処理（二次焼入れ）条件および焼戻し条件は、次のとおりである。

[0073] 鋼素材の加熱温度：1000℃以上1200℃以下

鋼素材の加熱温度が1000℃未満の場合は、鑄片の鑄造段階で析出している粗大なAlNが固溶せず、鋼板の低温靱性が低下する。また、鋼素材中の添加元素が十分に均一に拡散せず、鋼板の低温靱性が低下する。そのほか、後述する圧延条件、特に再結晶温度域（950℃以下840℃超）での圧延条件を満足することが困難となる。一方、鋼素材の加熱温度が1200℃を超えると、オース

テナイト粒が粗大化して鋼板の低温靱性が低下し、また、不経済でもある。

[0074] 以上の理由により、鋼素材の加熱温度は1000℃以上1200℃以下に規定する。好ましくは1000℃以上1100℃以下である。

[0075] 鋼素材を1000℃以上1200℃以下に加熱したのち、以下の条件の熱間圧延を施す。本発明においては、鋼素材の圧延によりオーステナイト粒の微細化と適度な偏平化を図ることで、圧延後の直接焼入れにより得られるマルテンサイト組織を微細化する。このように微細化したマルテンサイト組織を有する鋼板を焼戻しすることで、所望の平均粒径（10 μ m以上60 μ m以下）と平均アスペクト比（4.0以下）の旧オーステナイト粒を有する低温用鋼板が得られる。また、本発明においては、鋼素材の圧延により、鋼板表層と鋼板中心部の各々において所望の結晶面を発達させる。

[0076] オーステナイト粒を微細化するとともに適度に偏平化し、更に所望の結晶面を発達させるためには、圧延条件の厳格な管理が必要である。

[0077] 950℃以下840℃超の温度域における累積圧下率：30%以上

低温用鋼板の旧オーステナイト粒を微細化（平均粒径：10 μ m以上60 μ m以下）するためには、再結晶温度域の低温側で適度の圧下を加えることが重要となる。950℃以下840℃超の温度域における累積圧下率を30%以上とすることにより、微細かつ等軸な再結晶粒が得られ、更に未再結晶温度域での圧延と組み合わせることにより、後述する直接焼入れ後のマルテンサイト組織が微細化する。その結果、焼戻し後の焼戻しマルテンサイト組織も微細化し、所望の平均粒径（10 μ m以上60 μ m以下）の旧オーステナイト粒が得られる。但し、未再結晶温度域での十分な圧下率を確保する観点から、950℃以下840℃超の温度域における累積圧下率は75%以下とすることが好ましい。

[0078] なお、上記温度域（950℃以下840℃超）は、鋼板の表面位置において測定される温度域とする。

[0079] 840℃以下の温度域における累積圧下率：30%以上75%以下

未再結晶温度域での圧延の目的は、再結晶温度域での圧延により微細化されたオーステナイト粒を、更に微細化するとともに多くの転位を導入するこ

とにある。このように転位密度を高めた微細なオーステナイト粒としたのち直接焼入れすると、微細な加工オーステナイトからマルテンサイト変態することにより、有効結晶粒径であるパッケージが微細なマルテンサイトが得られる。その結果、鋼板の高強度かつ高靱性が達成されるものと考えられる。また、未再結晶温度域での累積圧下率を制御することにより、鋼板の表面近傍では{110}面が集積し、鋼板中心部では{111}面が集積した組織が得られる。

[0080] 以上のような効果を発現させるとともに、旧オーステナイト粒のアスペクト比を所定の値（4.0以下）に制御するためには、840℃以下の温度域、すなわち未再結晶温度域における累積圧下率を30%以上75%以下とする必要がある。好ましくは40%以上75%以下である。なお、上記温度域（840℃以下）は、鋼板の表面位置において測定される温度域とする。

[0081] 中間熱処理を施さない場合の圧延終了温度：820℃以下700℃以上

中間熱処理を施す場合の圧延終了温度：850℃以下730℃以上

圧延条件のもう一つの重要な条件は、圧延終了温度である。後工程で650℃以上 A_{c3} 変態点未満に再加熱（中間熱処理）しない場合は、圧延終了温度を820℃以下700℃以上とする。一方、後工程で650℃以上 A_{c3} 変態点未満に再加熱（中間熱処理）する場合は、圧延終了温度を850℃以下730℃以上とする。

[0082] 中間熱処理を適用しない場合、鋼板強度が安定する。しかし、中間熱処理を適用しない場合は、その後の焼戻し過程で残留オーステナイトが生成するが、圧延終了温度が820℃を超えると焼戻し過程で十分な残留オーステナイト生成量が得られず、低温用鋼板の低温靱性および脆性亀裂伝播停止特性が低下する。また、圧延終了温度が700℃未満では、結晶粒が伸展してアスペクト比が4.0を超えるため、セパレーションの発生により、吸収エネルギー（低温靱性）が低下する。したがって、中間熱処理を適用しない場合、圧延終了温度を820℃以下700℃以上とする。好ましくは800℃以下720℃以上である。なお、これらの圧延終了温度は、いずれも鋼板表面で測定される温度である。

[0083] 一方、中間熱処理を適用する場合、比較的残留オーステナイトが得られ易く、低温用鋼板の低温靱性および脆性亀裂伝播停止特性は安定するが、鋼板

強度が低下する傾向にある。したがって、中間熱処理を適用する場合、所望の鋼板強度を得るためには圧延終了温度を多少高めに設定し、850℃以下730℃以上とする必要がある。好ましくは830℃以下740℃以上である。なお、これらの圧延終了温度は、いずれも鋼板表面で測定される温度である。

[0084] 圧延終了後、以下の条件で水冷などの強制冷却を行うことにより、直接焼入れする。なお、強制冷却は、圧延終了300秒以内に開始する。

[0085] 550℃以下300℃以上の温度域における平均冷却速度：1℃/s以上
冷却終了温度：300℃以下

圧延終了後、550℃以下300℃以上の温度域における平均冷却速度が1℃/s未満では、粗大なセメントイトを含む靱性の低い高温変態組織が多くなるため、鋼板の低温靱性が低下する。したがって、少なくとも550℃以下300℃以上の温度域における平均冷却速度を1℃/s以上とする。好ましくは3℃/s以上である。なお、上記平均冷却速度の上限は特に限定する必要はないが、実現可能な冷却速度である100℃/s以下とすることが好ましい。また、300℃を超えた温度で強制冷却を終了すると、マルテンサイト変態が完了せず、均一なマルテンサイト組織が得られないため、鋼板強度および低温靱性が低下する。したがって、鋼板中心温度が300℃以下になるまで強制冷却する。好ましくは250℃以下である。以上のような冷却を施すことにより、鋼板組織は均一なマルテンサイト組織となる。また、マルテンサイトのほかに下部ベイナイトを含む組織となる場合もある。

[0086] なお、上記温度（冷却終了温度）は、いずれも鋼板の板厚(1/2)t位置における温度である。また、上記平均冷却速度は、鋼板の板厚(1/2)t位置における温度に基づき求められる。鋼板の板厚(1/2)t位置における温度は、板厚、表面温度および冷却条件等から、シミュレーション計算等の計算により求められる。例えば、差分法を用い、鋼板の板厚方向の温度分布を計算することにより、板厚(1/2)t位置における温度が求められる。

[0087] 鋼板を鋼板中心温度で300℃以下にまで強制冷却したのち、焼戻しする。或いは、鋼板を鋼板中心温度で300℃以下にまで強制冷却し、更に中間熱処理を

行ったのち、焼戻しする。中間熱処理および焼戻しは、以下の条件で行う。

[0088] 中間熱処理の加熱温度：650℃以上 Ac_3 変態点未満

圧延終了後、300℃以下に冷却した鋼板を Ac_3 変態点未満の($\gamma + \alpha$)二相域に加熱したのち焼入れすると、組織がより微細化されるとともに、合金元素の分配が起こる。このため、焼戻しマルテンサイト（焼戻し下部ベイナイトを含む場合もある）と合金元素の濃縮したマルテンサイト（下部ベイナイトを含む場合もある）と、少量の残留オーステナイトが形成される。そして、この混合組織を、 Ac_1 変態点近傍で焼戻しすると、更に合金元素の濃縮した安定オーステナイトが析出するとともに、焼戻しマルテンサイト中のC、Nのような靱性に有害な不純物は、オーステナイトに移行する。その結果、微細で、かつ、靱性の極めて高い焼戻しマルテンサイト（焼戻し下部ベイナイトを含む場合もある）と、極低温でも安定性の高い残留オーステナイトとの混合組織が得られ、鋼板の低温靱性が著しく向上する。

[0089] 本発明の鋼素材の場合、 Ac_1 変態点は570～615℃程度である。したがって、上記の効果を発現させるために、中間熱処理の加熱温度は650℃以上 Ac_3 変態点未満とする。好ましくは670℃以上（ Ac_3 変態点－15℃）以下である。なお、これらの加熱温度は、鋼板の板厚(1/2)t位置における温度であり、計算で求められる温度である。鋼板全体を上記温度域（650℃以上 Ac_3 変態点未満）に加熱したのち、以下の条件で強制冷却する。

[0090] 550℃以下300℃以上の温度域における平均冷却速度：3℃/s以上

冷却終了温度：200℃以下

鋼板全体を上記温度域（650℃以上 Ac_3 変態点未満）に加熱後、550℃以下300℃以上の温度域における平均冷却速度が3℃/s未満である場合、オーステナイトの一部がマルテンサイト変態せず、鋼板の強度低下をもたらす。したがって、少なくとも550℃以下300℃以上の温度域における平均冷却速度は3℃/s以上とする。好ましくは5℃/s以上である。なお、上記平均冷却速度の上限は特に限定する必要はないが、実現可能な冷却速度である100℃/s以下とすることが好ましい。また、200℃を超えた温度で強制冷却を終了すると、残留オース

テナイトのマルテンサイトやベイナイトへの変態が進行し、残留オーステナイト量が減少する。したがって、中間熱処理では、鋼板が200℃以下になるまで強制冷却する。なお、上記温度（冷却終了温度）は、いずれも鋼板の板厚(1/2)t位置における温度あり、計算で求められる温度である。また、上記平均冷却速度は、鋼板の板厚(1/2)t位置における温度に基づき求められる。

[0091] 中間熱処理を施さない場合の焼戻し温度：550℃以上650℃以下

中間熱処理を施す場合の焼戻し温度：500℃以上650℃以下

本発明においては、中間熱処理の有無に応じて焼戻し温度を決定し、焼戻し後の鋼板を所望の残留オーステナイト量を有する鋼板とする。

[0092] 中間熱処理を施さない場合、焼戻し前の鋼板組織は均一なマルテンサイト組織である。また、マルテンサイトの他に、下部ベイナイトを含有する場合もある。それゆえ、中間熱処理を施さない場合には、焼戻しにより鋼板中に残留オーステナイトを生成させる必要があるため、焼戻し温度を550℃以上とする必要がある。但し、焼戻し温度が650℃を超えると、鋼板強度が低下する。以上の理由により、中間熱処理を施さない場合の焼戻し温度を550℃以上650℃以下とする。好ましくは570℃以上630℃以下である。

[0093] なお、上記の焼戻し温度は、いずれも鋼板の板厚(1/2)t位置における温度であり、計算で求められる温度である。

[0094] 一方、中間熱処理を施す場合、焼戻し前の鋼板組織は、焼戻しマルテンサイト、合金元素の濃縮したマルテンサイトおよび少量の残留オーステナイトの混合組織である。また、この混合組織は、焼戻し下部ベイナイトや下部ベイナイトを含む場合もある。それゆえ、中間熱処理を施す場合、焼戻しの主たる目的は、焼入れままのマルテンサイトや下部ベイナイトを焼戻しすることにより、適正な鋼板強度と低温靱性を得ることにある。このような目的に鑑み、中間熱処理を施す場合の焼戻し温度は、焼戻しの効果が得られる500℃以上とする。ただし、上記焼戻し温度が650℃を超えると鋼板強度が低下するため、650℃以下とする。好ましくは520℃以上620℃以下である。

[0095] なお、上記の焼戻し温度は、いずれも鋼板の板厚(1/2)t位置における温度

であり、計算で求められる温度である。

[0096] 以上の条件で焼戻しすることにより、焼戻しマルテンサイトからなる組織であって、焼戻しマルテンサイト中に体積率で2.2%以上14%以下（サブゼロ処理後は1.7%以上11%以下）の残留オーステナイトが分散した組織を有する低温用鋼板が得られる。また、上記焼戻しマルテンサイトに焼戻し下部ベイナイトが含まれる場合もある。

[0097] なお、焼戻し後の鋼板は、放冷すればよいが、放冷よりも速い冷却速度（例えば強制空冷、水冷等）で冷却してもよい。

実施例

[0098] 表1に示す化学成分を有する肉厚125～250mmのスラブ（鋼素材）に、加熱、熱間圧延を施した後、圧延終了150秒以内に強制冷却し、次いで焼戻しすることにより、板厚8～50mmの鋼板とした。また、一部のスラブ（鋼素材）については、熱間圧延後の強制冷却と焼戻しの間に中間熱処理を設けた。スラブ（鋼素材）の加熱温度、熱間圧延条件、熱間圧延後の強制冷却条件、中間熱処理の条件、焼戻しの条件および鋼板の板厚を、表2に示す。

[0099] 表1に示す A_{c3} 変態点は、各鋼板より採取した熱膨張測定用サンプルを室温から850℃まで5℃／分で加熱した際の熱膨張曲線より求めた。

[0100] なお、表2に記載の「累積圧下率」を規定した温度（950℃以下840℃超、840℃以下）は、鋼板の表面位置で測定された温度の値である。表2に記載の「圧延終了温度」は、鋼板の表面位置で測定された温度の値である。表2に記載の「熱間圧延後の冷却」の「平均冷却速度」と「冷却終了温度」は、鋼板の板厚(1/2)t位置における平均冷却速度と冷却終了温度（いずれも計算値）である。表2の「中間熱処理」の「加熱温度」は、鋼板の板厚(1/2)t位置における温度（計算値）である。表2の「中間熱処理」の「平均冷却速度」と「冷却終了温度」は、鋼板の板厚(1/2)t位置における平均冷却速度と冷却終了温度（いずれも計算値）である。表2の「焼戻し温度」は、鋼板の板厚(1/2)t位置における温度（計算値）である。

[0101]

[表1]

鋼	化学成分 (mass%)										Ac ₃ 変態点 (°C)	備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ni	その他			
A	0.059	0.18	0.94	0.002	0.001	0.03	0.0032	7.1	-	722	発明鋼	
B	0.055	0.08	0.88	0.001	0.001	0.03	0.0033	6.7	Mo:0.08	730	発明鋼	
C	0.044	0.04	0.85	0.002	0.001	0.04	0.0042	6.6	Cr:0.58, Mg:0.003	729	発明鋼	
D	0.057	0.13	0.70	0.001	0.001	0.03	0.0031	7.4	Cr:0.61, Mo:0.20	725	発明鋼	
E	0.042	0.18	0.83	0.001	0.001	0.02	0.0024	6.9	Cr:0.33, Mo:0.12, V:0.009	736	発明鋼	
F	0.036	0.15	1.16	0.002	0.003	0.03	0.0022	5.7	Cu:0.39, Mo:0.15, V:0.033	746	発明鋼	
G	0.055	0.07	0.93	0.002	0.001	0.03	0.0026	6.0	Nb:0.01, REM:0.006	739	発明鋼	
H	0.092	0.08	0.69	0.002	0.001	0.03	0.0025	6.8	Cu:0.25, Cr:0.35, Ti:0.01, Ca:0.003	713	発明鋼	
I	0.076	0.03	0.82	0.002	0.001	0.03	0.0025	6.1	Cu:0.25, Cr:0.35, Ti:0.01, Ca:0.003	726	発明鋼	
J	0.050	0.25	0.75	0.002	0.002	0.02	0.0031	6.5	Nb:0.02	743	発明鋼	
K	0.045	0.04	0.91	0.001	0.001	0.02	0.0028	6.8	Cr:0.14, Mo:0.16	731	発明鋼	
L	0.110	0.09	0.77	0.002	0.001	0.03	0.0022	6.5	-	722	比較鋼	
M	0.020	0.28	1.12	0.002	0.001	0.03	0.0038	6.4	Cr:0.70	746	比較鋼	
N	0.070	0.10	1.27	0.004	0.002	0.04	0.0026	7.3	Cu:0.12, Cr:0.25, V:0.016	703	比較鋼	
Q	0.050	0.30	1.00	0.002	0.001	0.03	0.0029	5.2	Cu:0.45	755	比較鋼	

[0102]

[表2]

鋼板 No.	鋼	板厚 (mm)	スラブ 加熱温度 (℃)	熱間圧延			熱間圧延後の冷却		中間熱処理			焼戻し 温度 (℃)	備考
				累積圧下率(%)		圧延 終了温度 (℃)	平均 冷却速度 (℃/s)*1	冷却 終了温度 (℃)	加熱温度 (℃)	平均 冷却速度 (℃/s)*1	冷却 終了温度 (℃)		
				950℃以下 840℃超	840℃以下								
1	A	25	1100	50	60	740	24	200	-	-	-	590	発明例
2	A	25	1100	50	60	740	25	200	700	20	125	570	発明例
3	B	25	1100	60	40	710	24	200	-	-	-	620	発明例
4	B	25	1100	60	40	780	26	200	680	21	125	590	発明例
5	B	50	1100	33	40	715	7	200	-	-	-	610	発明例
6	B	50	1100	40	40	735	6	200	680	6	150	580	発明例
7	B	8	1170	75	73	790	1.5	290	695	>60	130	540	発明例
8	B	25	1280	50	60	740	25	200	-	-	-	620	比較例
9	B	25	1280	50	60	740	25	200	680	22	100	590	比較例
10	B	25	1150	25	67	710	25	250	-	-	-	610	比較例
11	B	25	1150	25	67	740	25	250	700	20	100	560	比較例
12	B	25	1150	70	25	800	26	250	-	-	-	610	比較例
13	B	25	1150	70	25	820	26	250	700	20	100	560	比較例
14	B	25	1050	70	35	850	25	200	-	-	-	620	比較例
15	B	25	1050	70	35	860	25	200	700	20	100	560	比較例
16	B	25	1050	50	72	670	22	200	-	-	-	620	比較例
17	B	25	1050	50	72	700	22	200	700	20	100	560	比較例
18	B	25	1050	30	85	710	20	200	-	-	-	620	比較例
19	B	25	1050	30	85	720	21	200	700	20	100	560	比較例
20	B	25	1050	50	60	740	25	200	-	-	-	660	比較例
21	B	25	1050	50	60	740	25	200	700	21	100	660	比較例
22	B	25	1050	50	60	740	25	200	-	-	-	520	比較例
23	B	25	1050	50	60	740	25	200	700	20	100	470	比較例
24	B	25	1050	50	60	740	25	200	800	20	100	580	比較例
25	B	25	1050	50	60	740	25	200	640	20	100	580	比較例
26	C	25	1100	60	67	710	25	250	-	-	-	620	発明例
27	C	25	1100	50	67	800	25	280	680	20	100	570	発明例
28	D	25	1050	50	67	790	25	200	-	-	-	620	発明例
29	D	25	1050	50	67	840	24	200	560	20	120	570	発明例
30	E	35	1030	50	50	780	15	200	-	-	-	620	発明例
31	E	35	1030	50	50	780	15	200	720	12	145	580	発明例
32	F	25	1100	50	67	700	26	200	-	-	-	595	発明例
33	F	25	1050	50	67	750	25	200	730	20	125	540	発明例
34	G	25	1150	50	67	730	25	200	-	-	-	620	発明例
35	G	25	1100	50	67	775	24	200	710	21	100	570	発明例
36	H	25	1100	50	67	730	24	200	-	-	-	620	発明例
37	H	25	1100	50	67	760	25	200	680	20	100	620	発明例
38	I	25	1050	50	67	780	24	200	-	-	-	590	発明例
39	I	25	1050	50	67	780	24	200	680	21	110	610	発明例
40	J	25	1100	50	67	730	26	200	-	-	-	620	発明例
41	J	25	1100	50	67	760	24	200	680	20	175	570	発明例
42	K	25	1100	50	67	725	25	200	-	-	-	610	発明例
43	K	25	1100	50	67	751	24	200	685	20	140	565	発明例
44	L	25	1100	50	67	740	24	200	-	-	-	625	比較例
45	L	25	1100	50	67	770	24	200	710	20	125	575	比較例
46	M	25	1100	50	67	740	25	200	-	-	-	625	比較例
47	M	25	1100	50	67	740	24	200	710	20	125	575	比較例
48	N	25	1100	50	67	760	25	200	-	-	-	610	比較例
49	N	25	1100	50	67	760	25	200	680	21	125	570	比較例
50	O	25	1100	50	67	740	24	200	-	-	-	625	比較例
51	O	25	1100	50	67	740	24	200	710	20	125	575	比較例

*1) 550°C以下300°C以上の温度域における平均冷却速度。

[0103] 上記により得られた鋼板について組織観察を行い、鋼板組織を同定し、旧オーステナイト粒の平均粒径および平均アスペクト比を求めた。また、X線回折法により、残留オーステナイトの体積率、鋼板表層における板面に平行な{110}面集積度と{100}面集積度、鋼板の板厚(1/2)t位置における板面に平行な{111}面集積度を求めた。

[0104] また、上記により得られた鋼板にサブゼロ処理を施し、サブゼロ処理後鋼

板の残留オーステナイトの体積率を、X線回折法により求めた。

[0105] 更に、上記により得られた鋼板について引張試験、シャルピー衝撃試験（試験温度： -196°C ）および表面切欠付二重引張試験（試験温度： -196°C ）を実施し、鋼板の強度、低温靱性および脆性亀裂伝播停止特性に関する評価を行った。

[0106] 組織観察、X線回折および各種試験の方法は、次のとおりとした。

（１）組織観察

鋼板組織の同定

上記により得られた鋼板から、組織観察用試験片を採取し、圧延方向に平行な断面（L断面）を研磨し、ナイトール腐食して、板厚 $(1/4)t$ 位置で、光学顕微鏡（倍率：400倍）を用いて組織観察し、少なくとも5視野以上撮影した。上記により得られたいずれの鋼板も、鋼板の組織は、初析フェライトがなく、かつ、ラス状組織を有する焼戻しマルテンサイト組織であることを確認した。なお、焼戻しマルテンサイトは、焼戻し下部ベイナイトを一部含む組織である場合もある。これは、焼戻しマルテンサイトおよび焼戻し下部ベイナイトは、いずれも、ラス状組織を有し組織中に微細な炭化物あるいは残留オーステナイトが分散している組織であるため、焼戻しマルテンサイトと焼戻し下部ベイナイトは区別が困難なためである。

[0107] 旧オーステナイト粒の平均粒径および平均アスペクト比

上記により得られた鋼板の板厚 $(1/4)t$ 位置の圧延方向に平行な断面について、JIS G 0551(2005)の規定に準拠して焼戻しマルテンサイト組織を腐食し、光学顕微鏡（倍率：400倍）で5視野分観察することで、旧オーステナイト粒の円相当直径とアスペクト比を測定し、それぞれの平均値（平均粒径、平均アスペクト比）を求めた。

（２）X線回折

残留オーステナイトの体積率

上記により得られた鋼板から、板面に平行にX線回折用試験片を採取し、研削および研磨（化学研磨）し、研磨後の試験片表面を鋼板の板厚 $(1/4)t$ 位置

とした。その後、試験片を用いてX線回折法により α の(200)、(211)面、 γ の(200)、(220)、(311)面の回折強度を求め、 γ の体積率を算出した。

[0108] サブゼロ処理後の残留オーステナイトの体積率

上記により得られた鋼板から、板面に平行にX線回折用試験片を採取し、該試験片にサブゼロ処理を施した。サブゼロ処理は、試験片を -196°C の液体窒素中に15分以上保持する条件で実施した。サブゼロ処理後、試験片を研削および研磨（化学研磨）し、研磨後の試験片表面を鋼板の板厚 $(1/4)t$ 位置とした。その後、試験片を用いて上記と同じ手法により残留オーステナイトの体積率を求めた。

[0109] 結晶面の集積度

上記により得られた鋼板から、板面に平行な面を切り出し、機械研磨、エッチング後の試験片表面が鋼板表面下1mm位置となるように加工組織を除去して試験片を作製した。その後、試験片を用いて鋼板の板面に平行な $\{110\}$ 面集積度、および鋼板の板面に平行な $\{100\}$ 面集積度を、インバース法により測定した。

[0110] また、上記により得られた鋼板から、板面に平行な面を切り出し、機械研磨、エッチング後の試験片表面が鋼板の板厚 $(1/2)t$ 位置となるように加工組織を除去して試験片を作製した。その後、試験片を用いて鋼板の板面に平行な $\{111\}$ 面集積度を、インバース法により測定した。

(3) 引張試験

上記により得られた鋼板の板厚 $(1/2)t$ 位置から、圧延方向と垂直な方向（C方向）に平行部径 14ϕ の引張試験片を採取し、JIS Z 2241(2011)の規定に準拠した常温引張試験を実施した。但し、板厚が25mm未満の鋼板（表2の鋼板No.7）については、全厚の平板状の引張試験片を採取して、JIS Z 2241(2011)の規定に準拠した常温引張試験を実施した。

(4) シャルピー衝撃試験（低温靱性の評価）

上記により得られた鋼板の板厚 $(1/2)t$ 位置から、長手方向が圧延方向と垂直な方向（C方向）となるVノッチシャルピー試験片を採取し、JIS Z 2242(2

005)に準拠して -196°C でのシャルピー衝撃試験を実施した。但し、板厚が10 mm未満の鋼板（表2の鋼板No.7）については、ハーフサイズのシャルピー衝撃試験片を採取し、JIS Z 2242(2005)に準拠して -196°C でのシャルピー衝撃試験を実施した。シャルピー衝撃試験は、各鋼板につき3回の試験を実施して吸収エネルギーを測定し、その平均値を求めた。

（5）表面切欠付二重引張試験（脆性亀裂伝播停止特性の評価）

上記により得られた鋼板から、図1に示すような表面（両面）に切欠を有する全厚試験片を、亀裂伝播方向が圧延方向と垂直な方向（C方向）となるように採取し、非特許文献1に示された方法に準じ、試験温度： -196°C 、負荷応力：375MPaでの表面切欠付二重引張試験を実施した。なお、表面切欠付二重引張試験は、上記（4）のシャルピー衝撃試験により測定された吸収エネルギーが、後述する本発明の目標値に達した鋼板と目標に達しなかった一部の鋼板（表2の鋼板No.1～7, 12, 14, 15, 18, 19, 25～43, 51）についてのみ実施した。

[0111] 降伏強度（YS）：600MPa以上、引張強さ（TS）：700MPa以上の強度と、 -196°C におけるシャルピー吸収エネルギー（ vE_{-196} ）が、中間熱処理を実施する場合は150J以上（試験片がハーフサイズの場合は75J以上）、中間熱処理を実施しない場合は100J以上（試験片がハーフサイズの場合は50J以上）である低温靱性と、 -196°C における負荷応力375MPaでの表面切欠付二重引張試験にて脆性亀裂が停止する脆性亀裂伝播停止特性を有する場合、本発明が目標とする特性を満足するものと評価した。以上の結果を表3に示す。

[0112]

[表3]

鋼板 No.	組織								機械的特性				備考
	旧オーステナイト粒		表層		板厚1/2t (111)面 集積度	残留オーステナイト 体積率(%)		基地組織 の種類 *2	降伏強度 YS (MPa)	引張強さ TS (MPa)	vE ₋₁₉₆ (J)	二重引張 試験結果	
	平均 粒径 (μm)	平均 アスペクト比	(110)面 集積度	(100)面 集積度		サブセロ前	サブセロ後						
1	44	2.3	1.7	0.83	1.8	2.9	2.4	TM	705	740	124	停止	発明例
2	41	2.4	1.7	0.84	1.4	4.8	4.6	TM	615	730	232	停止	発明例
3	45	1.6	1.6	0.78	1.5	3.9	3.4	TM	715	749	133	停止	発明例
4	46	1.6	1.5	0.77	1.5	6.1	5.8	TM	620	736	241	停止	発明例
5	56	1.4	1.6	0.85	1.4	3.5	3.2	TM	705	742	163	停止	発明例
6	53	1.3	1.7	0.80	1.3	6.6	5.9	TM	605	726	221	停止	発明例
7	52	3.5	2.2	0.78	1.5	3.9	3.6	TM	635	756	79(ハーフ)	停止	発明例
8	67	2.4	1.6	0.86	1.8	1.9	1.8	TM	736	768	76	破断	比較例
9	63	2.3	1.3	0.88	1.4	3.5	3.3	TM	631	744	138		比較例
10	70	2.8	2.3	0.75	1.6	2.5	2.3	TM	716	735	90		比較例
11	72	2.5	2.1	0.79	1.7	5.1	4.8	TM	633	715	123	破断	比較例
12	37	1.3	1.1	0.90	0.93	2.4	2.4	TM	691	726	112		比較例
13	39	1.1	1.1	0.92	0.94	4.8	4.7	TM	691	726	133		比較例
14	35	1.5	1.0	0.98	1.3	2.3	2.2	TM	695	729	148	破断	比較例
15	32	1.4	0.92	1.0	1.2	6.2	5.9	TM	569	714	245	破断	比較例
16	46	6.2	2.3	0.82	2.6	3.6	2.5	TM	734	766	91	破断	比較例
17	46	6.1	2.1	0.79	2.6	6.2	5.6	TM	635	695	132		比較例
18	50	6.0	3.3	0.76	2.6	5.1	4.2	TM	726	780	54		比較例
19	59	5.8	3.4	0.77	2.7	6.5	6.3	TM	654	723	105	破断	比較例
20	43	2.3	1.3	0.85	1.6	6.4	4.5	TM	590	696	107	破断	比較例
21	45	2.4	1.6	0.80	1.5	7.9	6.2	TM	686	682	186		比較例
22	45	2.5	1.3	0.78	1.6	0.8	0.8	TM	764	775	44		比較例
23	46	2.3	1.6	0.78	1.6	1.8	1.6	TM	672	766	73	破断	比較例
24	43	2.3	1.6	0.79	1.5	0.8	0.7	TM	759	767	130		比較例
25	40	2.5	1.6	0.76	1.5	1.1	1.1	TM	616	725	141		比較例
26	40	2.5	2.1	0.78	1.4	2.8	2.6	TM	719	750	128	破断	発明例
27	44	2.6	1.6	0.88	1.2	7.5	6.3	TM	633	744	235	停止	発明例
28	43	2.7	1.9	0.86	1.6	3.2	2.9	TM	733	764	156	停止	発明例
29	44	2.5	1.5	0.81	1.5	7.2	5.6	TM	621	745	244	停止	発明例
30	52	1.9	1.7	0.84	1.4	3.6	2.8	TM	715	750	135	停止	発明例
31	53	1.8	1.8	0.85	1.4	3.6	3.5	TM	619	734	242	停止	発明例
32	45	2.5	2.2	0.77	1.5	2.6	1.8	TM	682	709	149	停止	発明例
33	43	2.7	2.0	0.81	1.3	3.9	3.3	TM	654	714	230	停止	発明例
34	51	2.6	1.9	0.80	1.7	2.5	2.2	TM	723	745	131	停止	発明例
35	50	2.8	1.6	0.82	1.7	6.5	5.4	TM	642	723	238	停止	発明例
36	48	2.7	1.9	0.78	1.6	3.5	3.3	TM	722	752	145	停止	発明例
37	46	2.5	1.7	0.79	1.4	9.1	7.2	TM	633	725	230	停止	発明例
38	45	2.5	1.9	0.73	1.6	4.2	3.5	TM	690	730	138	停止	発明例
39	45	2.5	1.8	0.77	1.5	5.7	5.5	TM	626	722	246	停止	発明例
40	43	3.0	2.2	0.76	1.6	3.2	2.5	TM	713	734	135	停止	発明例
41	42	2.9	1.8	0.82	1.4	5.9	5.6	TM	628	718	218	停止	発明例
42	40	2.3	1.7	0.75	1.9	2.9	2.5	TM	703	737	155	停止	発明例
43	40	2.4	1.7	0.88	1.6	4.8	4.5	TM	608	719	224	停止	発明例
44	43	2.7	1.5	0.86	1.5	3.0	2.6	TM	744	768	87	破断	比較例
45	44	2.5	1.6	0.87	1.3	5.8	5.6	TM	650	756	139		比較例
46	45	2.6	1.7	0.85	1.5	3.5	3.5	TM	649	688	104		比較例
47	45	2.6	1.6	0.80	1.7	6.0	5.8	TM	584	696	156	破断	比較例
48	46	2.8	1.6	0.85	1.5	4.3	3.5	TM	698	735	81		比較例
49	42	2.7	1.6	0.85	1.6	5.5	5.3	TM	635	725	130		比較例
50	39	2.6	1.8	0.80	2.2	2.3	1.4	TM	688	705	77	破断	比較例
51	45	2.6	1.9	0.75	1.7	2.4	2.6	TM	675	706	198		比較例

*2) TM:焼戻シマルテンサイト(焼戻シ下部ベイナイトを含む)

[0113] 表3のうち、鋼板No.1~7、26~43は、本発明の化学成分、製造条件で製造されたものであり、強度、 -196°C でのシャルピー吸収エネルギー（低温靱性）、脆性亀裂伝播停止特性が目標を満たしている。

[0114] 一方、鋼板No.8、9は、スラブ（鋼素材）の加熱温度が本発明の範囲より高温であるため、 -196°C でのシャルピー吸収エネルギー（低温靱性）が低い。

[0115] 鋼板No.10~19は、圧延条件が本発明の範囲外であるため、目標の -196°C でのシャルピー吸収エネルギー（低温靱性）が得られないか、目標の脆性亀

裂伝播停止特性が得られない。

[0116] 鋼板No. 20、21は、焼戻し温度が本発明の範囲より高温であるため、目標の強度が得られない。

[0117] 鋼板No. 22、23は、焼戻し温度が本発明の範囲より低温であるため、所望の残留オーステナイト量が得られず、目標の -196°C でのシャルピー吸収エネルギー（低温靱性）が得られない。

[0118] 鋼板No. 24、25は、中間熱処理温度が本発明の範囲外であるため、所望の残留オーステナイト量が得られず、 -196°C でのシャルピー吸収エネルギー（低温靱性）が低い。

[0119] 鋼板No. 44～51は、化学成分が本発明の範囲外であるため、目標の特性が得られない。

請求の範囲

- [請求項1] 質量％で、C : 0.03％以上0.10％以下、Si : 0.02％以上0.30％以下、Mn : 0.65％以上1.20％以下、P : 0.005％以下、S : 0.003％以下、Al : 0.01％以上0.10％以下、N : 0.0015％以上0.0045％以下、Ni : 5.5％以上8.0％以下を含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる組成を有し、
- 残留オーステナイトが分散した焼戻しマルテンサイトからなり、板厚(1/4)t位置において、前記残留オーステナイト量が体積率で2.2％以上14％以下であり、板厚(1/4)t位置において、圧延方向に平行な断面の旧オーステナイト粒の平均粒径が $10\mu\text{m}$ 以上 $60\mu\text{m}$ 以下かつ前記旧オーステナイト粒の平均アスペクト比が4.0以下であり、鋼板の表面から板厚方向に1mmの位置において、板面に平行な{110}面集積度が1.3以上かつ板面に平行な{100}面集積度が0.90以下であり、鋼板の板厚(1/2)t位置において、板面に平行な{111}面集積度が1.2以上2.5以下である組織を有し、
- 引張強さが700MPa以上であることを特徴とする低温用鋼板。
- [請求項2] 板厚(1/4)t位置において、サブゼロ処理後の残留オーステナイト量が体積率で1.7％以上11％以下であることを特徴とする請求項1に記載の低温用鋼板。
- [請求項3] 前記組成に加えて更に、質量％でMo : 0.05％以上0.50％以下を含有することを特徴とする請求項1または2に記載の低温用鋼板。
- [請求項4] 前記組成に加えて更に、質量％でMo : 0.10％超0.30％以下を含有することを特徴とする請求項1または2に記載の低温用鋼板。
- [請求項5] 前記組成に加えて更に、質量％でCr : 1.00％以下を含有することを特徴とする請求項1ないし4のいずれかに記載の低温用鋼板。
- [請求項6] 前記組成に加えて更に、質量％でCr : 0.20％未満を含有することを特徴とする請求項1ないし4のいずれかに記載の低温用鋼板。
- [請求項7] 前記組成に加えて更に、質量％で、Cu : 0.40％未満、Nb : 0.05％以

下、V : 0.05%以下

のうちから選ばれるいずれか1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1ないし6のいずれかに記載の低温用鋼板。

[請求項8] 前記組成に加えて更に、質量%でTi : 0.03%以下を含有することを特徴とする請求項1ないし7のいずれかに記載の低温用鋼板。

[請求項9] 前記組成に加えて更に、質量%で、Ca : 0.007%以下、REM : 0.010%以下、Mg : 0.070%以下のうちから選ばれるいずれか1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1ないし8のいずれかに記載の低温用鋼板。

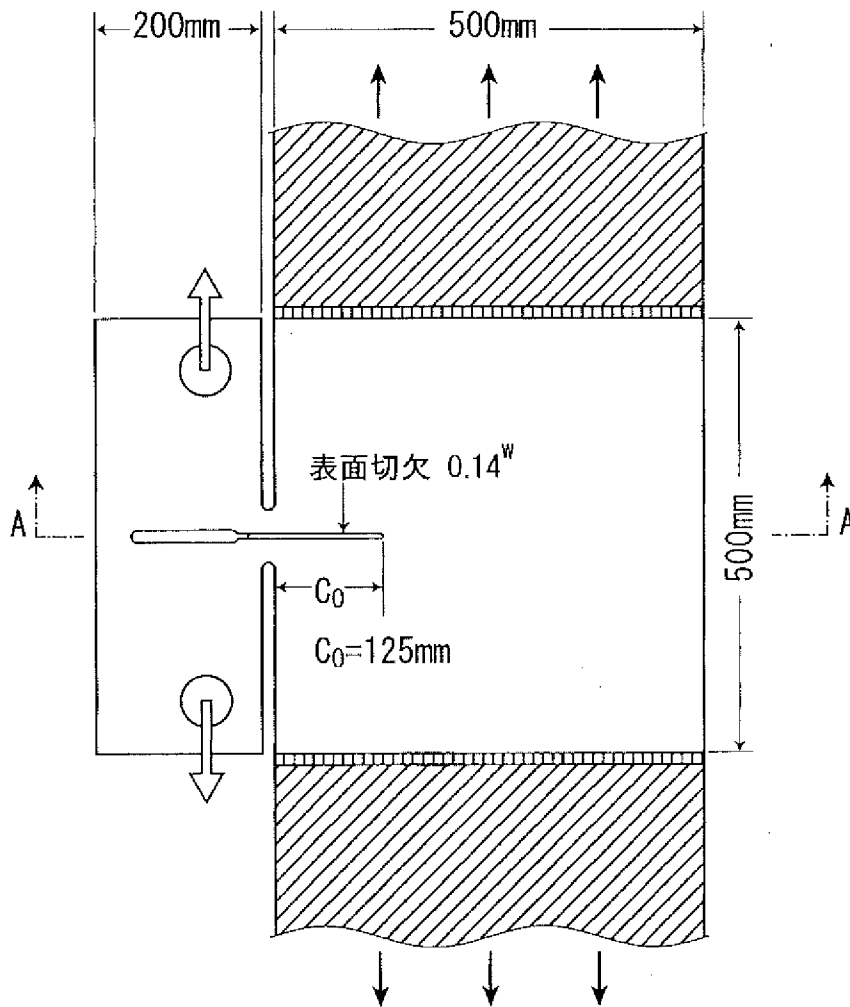
[請求項10] 請求項1、3ないし9のいずれかに記載の組成を有する鋼素材を、1000℃以上1200℃以下に加熱し、950℃以下840℃超の温度域における累積圧下率を30%以上とし、840℃以下の温度域における累積圧下率を30%以上75%以下とし、圧延終了温度を820℃以下700℃以上とする熱間圧延を施した後、鋼板の板厚(1/2)t位置における温度で、少なくとも550℃以下300℃以上の温度域における平均冷却速度を1℃/s以上とし、冷却終了温度を300℃以下とする冷却を施し、その後、550℃以上650℃以下の温度域で焼戻すことを特徴とする低温用鋼板の製造方法。

[請求項11] 請求項1、3ないし9のいずれかに記載の組成を有する鋼素材を、1000℃以上1200℃以下に加熱し、950℃以下840℃超の温度域における累積圧下率を30%以上とし、840℃以下の温度域における累積圧下率を30%以上75%以下とし、圧延終了温度を850℃以下730℃以上とする熱間圧延を施した後、鋼板の板厚(1/2)t位置における温度で、少なくとも550℃以下300℃以上の温度域における平均冷却速度を1℃/s以上とし、冷却終了温度を300℃以下とする冷却を施し、次いで、650℃以上Ac₃変態点未満の温度域に加熱した後、鋼板の板厚(1/2)t位置における温度で、少なくとも550℃以下300℃以上の温度域における平均冷却速度を3℃/s以上とし、冷却終了温度を200℃以下とする冷却を施す

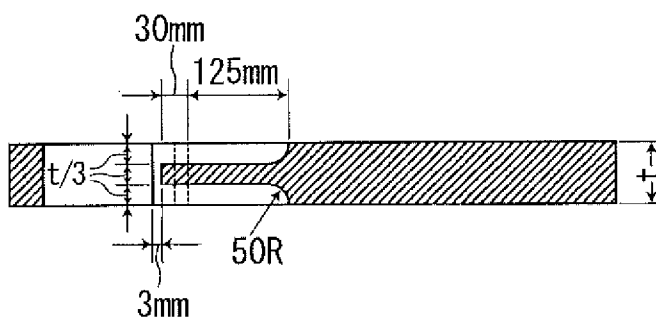
中間熱処理を行い、その後、500℃以上650℃以下の温度域で焼戻すことを特徴とする低温用鋼板の製造方法。

[図1]

(a)



(b) A-A矢視



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2014/005291

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C22C38/08(2006.01)i, C22C38/50(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, C21D8/02

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	1996-2014
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2014	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2014

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.
Y	WO 2007/034576 A1 (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 29 March 2007 (29.03.2007), claims; examples & JP 4872917 B & EP 1942203 A1 & KR 10-2008-0038226 A	1-11
Y	JP 2011-214098 A (JFE Steel Corp.), 27 October 2011 (27.10.2011), claims; paragraph [0043] (Family: none)	1-11
Y	JP 2011-214099 A (JFE Steel Corp.), 27 October 2011 (27.10.2011), examples (Family: none)	1-11

☐ 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
02 December, 2014 (02.12.14)

Date of mailing of the international search report
09 December, 2014 (09.12.14)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（I P C））

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C22C38/08(2006.01)i, C22C38/50(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（I P C））

Int.Cl. C22C1/00-49/14, C21D8/02

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	1 9 2 2 - 1 9 9 6 年
日本国公開実用新案公報	1 9 7 1 - 2 0 1 4 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 4 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 4 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
Y	WO 2007/034576 A1（住友金属工業株式会社）2007.03.29, 特許請求の範囲、実施例 & JP 4872917 B & EP 1942203 A1 & KR 10-2008-0038226 A	1 - 1 1
Y	JP 2011-214098 A（J F E スチール株式会社）2011.10.27, 特許請求の範囲、【0 0 4 3】（ファミリーなし）	1 - 1 1
Y	JP 2011-214099 A（J F E スチール株式会社）2011.10.27, 実施例（ファミリーなし）	1 - 1 1

☐ 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

0 2 . 1 2 . 2 0 1 4

国際調査報告の発送日

0 9 . 1 2 . 2 0 1 4

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁（I S A / J P）

郵便番号 1 0 0 - 8 9 1 5

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

9 8 3 3

電話番号 0 3 - 3 5 8 1 - 1 1 0 1 内線 3 4 3 5