

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 特 許 公 報 (B2)

(11) 特許番号

特許第6624103号
(P6624103)

(45) 発行日 令和1年12月25日 (2019. 12. 25)

(24) 登録日 令和1年12月6日 (2019. 12. 6)

(51) Int. Cl.	F I
C 2 2 C 38/00 (2006. 01)	C 2 2 C 38/00 3 0 1 A
C 2 2 C 38/14 (2006. 01)	C 2 2 C 38/14
C 2 2 C 38/58 (2006. 01)	C 2 2 C 38/58
C 2 1 D 8/02 (2006. 01)	C 2 1 D 8/02 B

請求項の数 4 (全 16 頁)

(21) 出願番号	特願2017-19322 (P2017-19322)	(73) 特許権者	000001258
(22) 出願日	平成29年2月6日 (2017. 2. 6)		J F E スチール株式会社
(65) 公開番号	特開2018-127646 (P2018-127646A)		東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
(43) 公開日	平成30年8月16日 (2018. 8. 16)	(74) 代理人	100184859
審査請求日	平成30年9月20日 (2018. 9. 20)		弁理士 磯村 哲朗
		(74) 代理人	100123386
			弁理士 熊坂 晃
		(74) 代理人	100196667
			弁理士 坂井 哲也
		(74) 代理人	100130834
			弁理士 森 和弘
		(72) 発明者	嶋村 純二
			東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J
			F E スチール株式会社内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高強度熱延鋼板およびその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

質量%で、

C : 0. 0 2 ~ 0. 0 8 %、S i : 0. 5 % 以下、

M n : 0. 8 ~ 2. 0 %、P : 0. 0 2 5 % 以下、

S : 0. 0 0 5 % 以下、A l : 0. 0 0 5 ~ 0. 1 0 %、

N : 0. 0 0 5 % 以下、N b : 0. 0 6 6 ~ 0. 1 0 %、

T i : 0. 0 0 5 ~ 0. 0 5 %、C a : 0. 0 0 0 5 ~ 0. 0 0 5 %、

O : 0. 0 0 5 % 以下を含有し、残部 F e および不可避免の不純物からなる成分組成を有し

、

鋼組織が、平均粒径 5. 0 μ m 以下のベイニティックフェライト単相からなり、
引張強さ T S が 6 4 0 M P a 以上であり、C T O D 試験で - 1 0 ° C での限界開口変位量 δ
c が 0. 2 5 m m 以上であることを特徴とする高強度熱延鋼板。

【請求項 2】

前記成分組成に加えてさらに、質量%で、C u : 0. 0 0 5 ~ 0. 5 %、N i : 0. 0
0 5 ~ 0. 5 %、C r : 0. 0 0 5 ~ 0. 5 %、M o : 0. 0 0 5 ~ 0. 5 % および V :
0. 0 0 5 ~ 0. 3 % から選択される 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 に記載の高強度熱延鋼板。

【請求項 3】

鋼素材に、粗圧延を施しシートバーとする粗圧延工程と、該シートバーに仕上圧延を施

し熱延板とする仕上圧延工程と、該熱延板を冷却する仕上圧延後冷却工程と、仕上圧延後冷却工程の後に巻き取る巻取工程とをこの順に施して熱延鋼板とするにあたり、

前記鋼素材を、請求項 1 または 2 に記載の成分組成を有する鋼素材とし、

前記粗圧延工程が、鋼素材を加熱した後、粗圧延を施す第一粗圧延工程と、第一粗圧延工程後に、表面温度で平均冷却速度： $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上となる冷却速度で A_r3 変態点以下の温度に達するまで急冷した後、該急冷を停止する粗圧延冷却工程と、粗圧延冷却工程後に、 930°C 以下の未再結晶オーステナイト域で粗圧延を 1 パス以上 5 パス以下施しシートバーとする第二粗圧延工程とを有し、

前記第二粗圧延工程および前記仕上圧延工程における 930°C 以下の未再結晶オーステナイト域での全圧下率が 65% 以上であり、

前記仕上圧延後冷却工程が、前記熱延板を板厚中心で平均冷却速度： $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上となる冷却速度で冷却することを特徴とする、鋼組織が、平均粒径 $5.0\mu\text{m}$ 以下のベイニティックフェライト単相からなり、引張強さ TS が 640MPa 以上であり、CTOD 試験で -10°C での限界開口変位量 δ_c が 0.25mm 以上である高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項 4】

前記巻取工程が、巻取り温度： $350\sim700^{\circ}\text{C}$ で巻取り、巻取り完了後、コイル中央部で平均冷却速度が $5\sim20^{\circ}\text{C}/\text{h}$ となる冷却速度で冷却することを特徴とする請求項 3 に記載の高強度熱延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、表面品質、延性亀裂伝播停止特性および低温靱性に優れた高強度熱延鋼板およびその製造方法に関し、特にラインパイプ向け高強度電縫鋼管および高強度スパイラル鋼管の用途に供して好適な高強度鋼板に関する。

【背景技術】

【0002】

近年、石油危機以来の原油の高騰や、エネルギー供給源の多様化の要求などから、北海、カナダ、アラスカ等のような極寒地での石油、天然ガスの採掘およびパイプラインの敷設が活発に行われるようになってきている。さらに、パイプラインにおいては、天然ガスやオイルの輸送効率向上のため、大径で高圧操業を行う傾向となっている。パイプラインの高圧操業に耐えるため、輸送管（ラインパイプ）は厚肉の鋼管とする必要があり、厚鋼板を素材とする UOE 鋼管が使用されるようになってきている。しかし、最近では、パイプラインの施工コストの更なる低減という強い要望にしたがい、鋼管の材料コスト低減の要求も強く、輸送管として、厚鋼板を素材とする UOE 鋼管に代わり、生産性が高くより安価な、コイル形状の熱延鋼板（熱延鋼帯）を素材とした高強度電縫鋼管、あるいは高強度スパイラル鋼管が用いられるようになってきた。

【0003】

これら高強度鋼管には、ラインパイプの破壊を防止する観点から、同時に優れた低温靱性を保持することが要求されている。このような強度と靱性とを兼備した鋼管を製造するために、鋼管素材である鋼板では、熱間圧延（熱延）後の加速冷却を利用した変態強化や、Nb、V、Ti 等の合金元素の析出物を利用した析出強化等による高強度化と、制御圧延等を利用した組織の微細化等による高靱性化が図られてきた。また、さらに最近は、極寒地用の鋼管に対しては、パイプラインのバースト破壊を防止する観点から、破壊靱性、特に優れた CTOD 特性（延性亀裂伝播停止特性）および優れた DWT 特性（低温靱性）を具備することが要求される場合がある。

【0004】

このような要求に対し、例えば特許文献 1 には、重量%で、C： $0.05\sim0.12\%$ 、Ca： $0.0020\sim0.0060\%$ を含み、Si、Mn、Al、P、S を適正量調整して含む連铸製スラブに、 950°C 以下で $10\sim50\%$ の圧下を行い、引続き表面の冷却

10

20

30

40

50

速度が $2^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上で表面温度が $A r 3$ 以下の温度になるまで冷却し、 250 s 未満の復熱後、未再結晶領域にて 50% 以上の圧延を行い、 $720\sim 820^{\circ}\text{C}$ の範囲で圧延を終了し、引続いて平均冷却速度 $5\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ で冷却した後、 $400\sim 600^{\circ}\text{C}$ の範囲で巻取る高靱性耐サワー鋼管用ホットコイルの製造方法が開示されている。特許文献1に記載された技術によれば、耐 HIC 特性と低温靱性の両特性に優れたホットコイルが製造でき、寒冷地でのラインパイプの製造が可能となるとしている。

【0005】

また、特許文献2には、重量%で、 $C:0.01\sim 0.20\%$ を含み、 Si 、 Mn 、 Al 、 N を適正量含有する鋼片を、 $Ac3$ 変態点以上 1250°C 以下に加熱し、 900°C 以上の温度での累積圧下率が $10\sim 80\%$ の粗圧延を行ったのち、 $2\sim 40^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の加速冷却を、該冷却速度における $A r 3$ 変態点 $+50^{\circ}\text{C}\sim A r 3$ 変態点 -50°C まで行って、加速冷却後、累積圧下率 $30\sim 90\%$ の仕上げ圧延を 650°C 以上で終了し、さらに仕上げ圧延終了後、 $5\sim 40^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の冷却速度で $20\sim 450^{\circ}\text{C}$ まで再び加速冷却する低温靱性に優れた低降伏比高張力鋼材の製造方法が記載されている。特許文献2に記載された技術によれば、複雑な熱処理工程を必要とすることなく、低降伏比と、優れた低温靱性とを両立させた熱延鋼板を製造することができるとしている。

【0006】

また、特許文献3には、質量百分率で $C:0.01\sim 0.10\%$ 、 $Nb:0.01\sim 0.1\%$ を含み、 Si 、 Mn 、 P 、 S 、 N を適正量含み、かつ $Mn/Si:5\sim 8$ を満足するように調整した鋼片に、 1100°C 以上で行う最初の圧下率： $15\sim 30\%$ 、 1000°C 以上での合計圧下率： 60% 以上、最終圧延の圧下率： $15\sim 30\%$ の条件下で粗圧延を行い、 $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で鋼板表層部を $A r 3$ 点以下まで冷却し、復熱または強制加熱により、表層部の温度が $(Ac3-40^{\circ}\text{C})\sim (Ac3+40^{\circ}\text{C})$ となった時点で仕上圧延を開始し、 950°C 以下の合計圧下率： 60% 以上の条件で仕上圧延を終了し、ついで 2 s 以内に冷却を開始し、 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の速度で 600°C 以下まで冷却し、 $600\sim 350^{\circ}\text{C}$ の範囲で巻き取る低温靱性及び溶接性に優れた高強度電縫鋼管用熱延鋼板の製造方法が開示されている。特許文献3に記載された技術によれば、高価な合金元素を添加することなく、また鋼管全体を熱処理する必要なしに、低温靱性および溶接性に優れた高強度電縫鋼管を製造することができるとしている。

【0007】

また、特許文献4には、質量%で、 $C:0.02\sim 0.08\%$ 、 $Si:0.5\%$ 以下、 $Mn:0.8\sim 1.8\%$ 、 $P:0.025\%$ 以下、 $S:0.005\%$ 以下、 $Al:0.005\sim 0.10\%$ 、 $N:0.005\%$ 以下、 $Nb:0.03\sim 0.10\%$ 、 $Ti:0.005\sim 0.05\%$ を含み、残部 Fe および不可避免の不純物からなる組成を有する鋼素材に、粗圧延を施しシートバーとする粗圧延工程と、該シートバーに仕上圧延を施し熱延板とする仕上圧延工程と、該熱延板を巻き取る巻取工程とを順次施す熱延鋼板の製造方法において、前記粗圧延工程後で、前記仕上圧延工程前に、前記シートバーに、表層部を $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で $A r 3$ 変態点以下の温度に達するまで急冷する加速冷却を施したのち、該加速冷却を停止し、しかる後に、前記仕上圧延工程における仕上圧延を、1パス当たりの圧下率が $(1.1\times\text{一様伸び})\%$ 以下（ここで、一様伸び： 950°C まで加熱したのち $A r 3$ 変態点以下まで冷却し、ついで 950°C まで再加熱して高温引張試験を行ったときに、得られた応力-歪曲線における一様伸び値（％））である圧延とすることを特徴とする、引張強さ TS が 490 MPa 以上で、深さ $100\mu\text{m}$ 以上の表面割れがない表面品質に優れ、 $CTOD$ 試験で -10°C での限界開口変位量 δc が 0.25 mm 以上である延性亀裂伝播停止特性に優れた熱延鋼板が製造できるとしている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0008】

【特許文献1】特開平7-268467号公報

【特許文献2】特開平10-306316号公報

10

20

30

40

50

【特許文献3】特開2001-207220号公報

【特許文献4】特開2013-47392号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0009】

しかし、特許文献1に記載された技術で製造された熱延鋼板では、耐HIC特性の向上は顕著であるが、DWT特性やCTOD特性の向上は顕著ではなく、さらに表面割れが発生する場合があるという問題があった。また、特許文献1に記載された技術では、未再結晶領域における圧下率を85%以上と極めて大きくする必要があり、圧延機に過大な負荷がかかるうえ、厚肉製品の製造が難しいなどの問題もあった。また、特許文献2および特許文献3に記載された技術で製造された熱延鋼板では、表面割れが多発する場合があるという問題があった。また、特許文献4に記載された技術で製造された熱延鋼板では、低温靱性の向上が不十分であり、引張強さTSも低く、TS640MPa以上の高強度熱延鋼板にしようすると低温靱性が不十分であるという問題があった。

10

【0010】

本発明はかかる事情に鑑みてなされたものであって、表面品質、延性亀裂伝播停止特性および低温靱性に優れた高強度熱延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】

20

本発明者らは、上記した課題を達成するために、表面品質、延性亀裂伝播停止特性および低温靱性に及ぼす各種要因について鋭意研究を重ねた。その結果、表面品質、延性亀裂伝播停止特性および低温靱性に優れた高強度熱延鋼板は、所定の成分組成を有するとともに、鋼組織が、平均粒径5.0μm以下のベイニティックフェライト単相からなり、引張強さTSが640MPa以上であることを知見した。

【0012】

また、本発明者らは、表面割れ等の表面欠陥は、優れた延性亀裂伝播停止特性および低温靱性（低温での高靱性）を確保するために低温圧延を指向したことによって生じた、表層部の過冷却による延性の低下や、表層部への過大な圧下による粒界フェライトの割れに、その主因があることを突き止めた。そして、優れた延性亀裂伝播停止特性および低温靱性を有する高強度熱延鋼板を得るためには、被圧延材の温度を高靱化に有効な温度域に冷却した後、所定範囲の圧下を施す粗圧延および仕上圧延を行うことが肝要であり、そのために、粗圧延と仕上圧延とを有する熱間圧延において、粗圧延の途中で所定の加速冷却（急冷）を施すことが有効であることを知見した。

30

【0013】

本発明は、上記した知見に基づき、さらに詳細な検討を加えて完成されたものである。すなわち、本発明の要旨は次の通りである。

【0014】

[1] 質量%で、

C: 0.02~0.08%、

Si: 0.5%以下、

Mn: 0.8~2.0%、

P: 0.025%以下、

S: 0.005%以下、

Al: 0.005~0.10%、

N: 0.005%以下、

Nb: 0.03~0.10%、

Ti: 0.005~0.05%、

Ca: 0.0005~0.005%、

O: 0.005%以下

40

を含有し、残部Feおよび不可避免の不純物からなる成分組成を有し、

鋼組織が、平均粒径5.0μm以下のベイニティックフェライト単相からなり、

引張強さTSが640MPa以上であることを特徴とする高強度熱延鋼板。

【0015】

[2] 前記成分組成に加えてさらに、質量%で、Cu: 0.005~0.5%、Ni

50

：0.005～0.5%、Cr：0.005～0.5%、Mo：0.005～0.5%およびV：0.005～0.3%から選択される1種または2種以上を含有することを特徴とする前記〔1〕に記載の高強度熱延鋼板。

【0016】

〔3〕 鋼素材に、粗圧延を施しシートバーとする粗圧延工程と、該シートバーに仕上圧延を施し熱延板とする仕上圧延工程と、該熱延板を冷却する仕上圧延後冷却工程と、仕上圧延後冷却工程の後に巻き取る巻取工程とをこの順に施して熱延鋼板とするにあたり、

前記鋼素材を、前記〔1〕または〔2〕に記載の成分組成を有する鋼素材とし、

前記粗圧延工程が、鋼素材を加熱した後、粗圧延を施す第一粗圧延工程と、第一粗圧延工程後に、表面温度で平均冷却速度：50℃/s以上となる冷却速度でAr3変態点以下の温度に達するまで急冷した後、該急冷を停止する粗圧延冷却工程と、粗圧延冷却工程後に、930℃以下の未再結晶オーステナイト域で粗圧延を1パス以上5パス以下施しシートバーとする第二粗圧延工程とを有し、

前記第二粗圧延工程および前記仕上圧延工程における930℃以下の未再結晶オーステナイト域での全圧下率が65%以上であり、

前記仕上圧延後冷却工程が、前記熱延板を板厚中心で平均冷却速度：20℃/s以上となる冷却速度で冷却することを特徴とする高強度熱延鋼板の製造方法。

【0017】

〔4〕 前記巻取工程が、巻取り温度：350～700℃で巻取り、巻取り完了後、コイル中央部で平均冷却速度が5～20℃/hとなる冷却速度で冷却することを特徴とする前記〔3〕に記載の高強度熱延鋼板の製造方法。

【発明の効果】

【0018】

本発明によれば、表面割れ等の表面欠陥の発生がなく表面品質に優れ、しかも延性亀裂伝播停止特性および低温靱性に優れた高強度熱延鋼板、具体的には、引張強さTSが640MPa以上で、深さ100μm以上の表面割れがなく、CTOD試験で-10℃での限界開口変位量δcが0.25mm以上であり、DWT T85% SATTが-25℃以下である熱延鋼板を提供することができる。このような高強度熱延鋼板は、本発明の高強度鋼板の製造方法によって、容易にかつ生産性高く製造でき、さらには、表面欠陥の生じやすい低温大気圧下の圧延を施して製造されても、表面割れ等の表面欠陥の発生がなく表面品質に優れる。したがって、産業上格段の効果を奏する。また、鋼管の材料コストを低減できるため、パイプラインの施工コストの更なる低減が可能となる。

【発明を実施するための形態】

【0019】

本発明の熱延鋼板は、質量%で、C：0.02～0.08%、Si：0.5%以下、Mn：0.8～2.0%、P：0.025%以下、S：0.005%以下、Al：0.005～0.10%、N：0.005%以下、Nb：0.03～0.10%、Ti：0.005～0.05%、Ca：0.0005～0.005%、O：0.005%以下を含有し、残部Feおよび不可避免的な不純物からなる成分組成を有し、鋼組織が、平均粒径5.0μm以下のベイニティックフェライト単相からなり、引張強さTSが640MPa以上である高強度熱延鋼板（以下単に「本発明の熱延鋼板」とも記載する）である。なお、本明細書において、「延性亀裂伝播停止特性に優れた」とは、BS7448：Part 1 1991の規定に準拠して、試験温度：-10℃で行ったCTOD試験における限界開口変位量δc（mm）が0.25mm以上である場合をいう。また、「低温靱性に優れた」とは、DWT T試験における85% SATT（Shear area transition temperature）が-25℃以下である場合をいう。また、「表面品質に優れた」とは、深さ100μm以上の表面割れがない場合をいう。また、「高強度」とは、引張強さTSが640MPa以上である場合をいう。

【0020】

まず、本発明の熱延鋼板の成分組成について説明する。なお、特に断らないかぎり質量

10

20

30

40

50

%は単に%と記す。

【0021】

C：0.02～0.08%、

Cは、鋼の強度を上昇させる作用を有する元素であり、本発明では所望の高強度を確保するために、0.02%以上の含有を必要とする。一方、0.08%を超える過剰な含有は、パーライト等の第二相の組織分率を増大させ、母材靱性および溶接熱影響部靱性を低下させる。このため、Cは0.02～0.08%の範囲に限定した。なお、好ましくは0.02～0.05%である。

【0022】

Si：0.5%以下

Siは、固溶強化、焼入れ性の向上を介して、鋼の強度を増加させるが、同時に靱性を低下させる作用を有し、また、Siは電縫溶接時にSiの酸化物を形成し、電縫溶接部の靱性を低下させる。このため、本発明では、Siはできるだけ低減することが望ましいが、0.5%までは許容できることから、Siは0.5%以下に限定した。なお、好ましくは0.3%以下である。

【0023】

Mn：0.8～2.0%

Mnは、焼入性を向上させる作用を有し、焼入性向上を介し鋼板の強度を増加させる。また、Mnは、MnSを形成しSを固定することにより、Sの粒界偏析を防止してスラブ（鋼素材）割れを抑制する。このような効果を得るためには、0.8%以上の含有を必要とする。一方、2.0%を超える含有は、偏析を助長する。この偏析を消失させるには、1300℃を超える温度に加熱する必要があるが、このような熱処理を工業的規模で実施することは現実的でない。このため、Mnは0.8～2.0%の範囲に限定した。なお、好ましくは0.9～1.7%である。

【0024】

P：0.025%以下

Pは、鋼中に不純物として不可避免的に含まれるが、鋼の強度を上昇させる作用を有する。しかし、0.025%を超えて過剰に含有すると溶接性が低下する。このため、Pは0.025%以下に限定した。なお、好ましくは0.015%以下である。

【0025】

S：0.005%以下

Sは、Pと同様に鋼中に不純物として不可避免的に含まれるが、0.005%を超えて過剰に含有すると、スラブ割れを生起させるとともに、熱延鋼板においては粗大なMnSを形成し、延性の低下を生じさせる。このため、Sは0.005%以下に限定した。なお、好ましくは0.003%以下である。

【0026】

Al：0.005～0.10%

Alは、脱酸剤として作用する元素であり、このような効果を得るためには、0.005%以上含有する。一方、0.10%を超える含有は、電縫溶接時の、溶接部の清浄性を著しく損なう。このようなことから、Alは0.005～0.10%に限定した。なお、好ましくは0.08%以下である。

【0027】

N：0.005%以下

Nは、鋼中に不可避免的に含まれる元素であるが、過剰な含有はスラブ casting 時の割れを多発させる。このため、Nは0.005%以下に限定した。なお、好ましくは0.003%以下である。

【0028】

Nb：0.03～0.10%

Nbは、オーステナイト粒の粗大化、再結晶を抑制する作用を有する元素であり、仕上圧延におけるオーステナイト未再結晶温度域圧延を可能にするとともに、炭窒化物として

10

20

30

40

50

微細析出することにより、溶接性を損なうことなく、少ない含有量で熱延鋼板を高強度化する作用を有する。このような効果を得るためには、0.03%以上の含有を必要とする。一方、0.10%を超える過剰な含有は、熱間仕上圧延中の圧延荷重の増大をもたらす、熱間圧延が困難となる場合がある。このため、Nbは0.03~0.10%の範囲に限定した。なお、好ましくは0.03~0.07%である。

【0029】

Ti: 0.005~0.05%

Tiは、窒化物を形成しNを固定しスラブ（鋼素材）割れを防止する効果を有するとともに、炭化物として微細析出することにより、鋼板を高強度化させる。このような効果は、0.005%以上の含有で顕著となる。一方、0.05%を超える含有は析出強化により降伏点が著しく上昇する。このため、Tiは0.005~0.05%に限定した。なお、好ましくは0.005~0.03%である。

10

【0030】

Ca: 0.0005~0.005%

Caは、粗大な硫化物を球状の硫化物とする硫化物の形態制御に寄与する元素である。このような効果を得るためには、Caは0.0005%以上含有させる。一方、Ca: 0.005%を超える含有は、鋼板の清浄度を低下させる。また、Caの含有量が0.0005~0.005%の範囲外の場合は、MnSの粗大化やCaOの凝集・粗大化により、表面品質、延性亀裂伝播停止特性や、低温靱性が悪くなる。このため、Ca: 0.0005~0.005%の範囲に限定する。

20

【0031】

O: 0.005%以下

本発明でOは不可避的不純物であり含有量の上限を規定する。Oは、粗大で靱性に悪影響を及ぼす介在物生成を抑制するため、0.005%以下とする。

【0032】

上記した成分が基本の成分組成であるが、この基本の成分組成に加えてさらに、Cu: 0.005~0.5%、Ni: 0.005~0.5%、Cr: 0.005~0.5%、Mo: 0.005~0.5%およびV: 0.005~0.3%から選択される1種または2種以上を含有する組成としてもよい。

【0033】

Cu、Ni、Cr、Mo、Vはいずれも、焼入れ性を向上させ、鋼板の強度を増加させる元素であり、必要に応じて1種または2種以上を選択して含有できる。

30

【0034】

Cuは、焼入れ性を向上させるとともに、固溶強化あるいは析出強化により鋼板の強度を増加させる作用を有する元素である。このような効果を得るためには、0.005%以上含有することが望ましい。一方、0.5%を超える含有は熱間加工性を低下させる。このため、Cuは0.005~0.5%に限定することが好ましい。

【0035】

Niは、焼入れ性を向上させ、鋼板の強度を増加させるとともに、靱性を向上させる作用を有する元素である。このような効果を得るためには、0.005%以上含有することが望ましい。一方、0.5%を超えて含有しても効果が飽和し含有量に見合う効果が期待できなくなり、経済的に不利となる。このため、Niは0.005~0.5%に限定することが好ましい。

40

【0036】

Crは、焼入れ性を向上させ、鋼板強度を増加させる作用を有する元素である。このような効果は、0.005%以上の含有で顕著となる。一方、0.5%を超える過剰の含有は、電縫溶接時に溶接欠陥を多発させる傾向となる。このため、Crは0.005%以上0.5%以下に限定することが好ましい。なお、より好ましくは0.15~0.3%である。

【0037】

50

Moは、焼入性を向上させるとともに、炭化物を形成して鋼板を高強度化する作用を有する元素であり、このような効果は0.005%以上の含有で顕著となる。一方、0.5%を超える多量の含有は、溶接性を低下させる。このため、Moは0.005~0.5%に限定することが好ましい。なお、より好ましくは0.1~0.3%である。

【0038】

Vは、焼入性を向上させるとともに、炭窒化物を形成して鋼板を高強度化する作用を有する元素であり、このような効果は0.005%以上の含有で顕著となる。一方、0.3%を超える過剰の含有は、溶接性を劣化させる。このため、Vは0.005~0.3%とすることが好ましい。なお、より好ましくは0.005~0.15%である。

【0039】

上記した成分以外の残部は、Feおよび不可避免の不純物からなる。

【0040】

そして、本発明の熱延鋼板の鋼組織は、平均粒径5.0 μ m以下のベイニティックフェライト単相である。鋼組織を構成するベイニティックフェライトの平均粒径が5.0 μ mを超えると、表面品質、延性亀裂伝播停止特性や、低温靱性が悪くなるため、本発明においては、鋼組織が、平均粒径5.0 μ m以下のベイニティックフェライト単相である必要がある。なお、「ベイニティックフェライト単相」とは、ベイニティックフェライトの面積分率が95%以上である場合をいい、「平均粒径」は、熱延鋼板の鋼組織全体のベイニティックフェライトの平均粒径である。

【0041】

また、本発明の熱延鋼板の引張強さは、640MPa以上であり、好ましくは670MPa以上であり、さらには750MPa以上とすることもできる。

【0042】

また、本発明の熱延鋼板は、深さ（鋼板表面から板厚方向の大きさ）100 μ m以上の表面割れがなく表面品質に優れ、CTOD試験で-10℃での限界開口変位量 δ_c が0.25mm以上であり延性亀裂伝播停止特性に優れ、DWTT85%SATTが-25℃以下であり低温靱性に優れる。そして、本発明の熱延鋼板は、試験温度-80℃でのシャルピー衝撃試験の吸収エネルギー vE_{80} が160J以上や、破面遷移温度 vT_{rs} が-90℃以下となる低温靱性を具備することもできる。

【0043】

本発明の熱延鋼板の板厚は特に限定されず、例えば板厚(WT)は12~26mmであるが、厚肉、すなわち板厚が17.5mm以上、好ましくは19.1mm以上であることが好ましい。表面割れは表面と板厚中心との温度差が大きい厚肉鋼板で特に生じやすいので、本発明の効果は厚肉鋼板ほど顕著となるためである。本発明の熱延鋼板は、API規格にしてX70以上の高強度厚肉のものに適用することができる。特にラインパイプ向け高強度電縫鋼管および高強度スパイラル鋼管の用途に供して好適である。

【0044】

次に、上記本発明の熱延鋼板の製造方法について説明する。

【0045】

本発明の高強度熱延鋼板の製造方法は、鋼素材に、粗圧延を施しシートバーとする粗圧延工程と、該シートバーに仕上圧延を施し熱延板とする仕上圧延工程と、該熱延板を冷却する仕上圧延後冷却工程と、仕上圧延後冷却工程の後に巻き取る巻取工程とをこの順に施して熱延鋼板とするにあたり、鋼素材を、上記した成分組成を有する鋼素材とし、粗圧延工程が、鋼素材を加熱した後、粗圧延を施す第一粗圧延工程と、第一粗圧延工程後に、表面温度で平均冷却速度：50℃/s以上となる冷却速度でAr3変態点以下の温度に達するまで急冷した後、該急冷を停止する粗圧延冷却工程と、粗圧延冷却工程後に、930℃以下の未再結晶オーステナイト域で粗圧延を1パス以上5パス以下施しシートバーとする第二粗圧延工程とを有し、第二粗圧延工程および仕上圧延工程における930℃以下の未再結晶オーステナイト域での全圧下率(CR率)が65%以上であり、仕上圧延後冷却工程が、熱延板を板厚中心で平均冷却速度：20℃/s以上となる冷却速度で冷却すること

10

20

30

40

50

を特徴とする。以下、各工程について、詳細に説明する。以下の製造方法の説明において、温度は特に断らない限り鋼素材、シートバー、熱延板や鋼板等の表面温度とする。該表面温度は、放射温度計等で測定することができる。また、平均冷却速度は特に断らない限り（（冷却前の温度－冷却後の温度）／冷却時間）とする。

【0046】

上記した成分組成を有する鋼素材の製造方法は特に限定されず、上記した成分組成の溶鋼を通常の溶製法で溶製し、連続鑄造法、造塊－分塊法等の通常の鑄造方法で鋼素材とすることができる。

【0047】

まず、上記した成分組成の鋼素材に、粗圧延工程および仕上圧延工程を有する熱間圧延（熱延）を施す。そして、本発明においては、粗圧延工程は、第一粗圧延工程と、第一粗圧延工程後に所定の冷却を施す粗圧延冷却工程と、粗圧延冷却工程後に、所定の粗圧延を施す第二粗圧延工程とを有する。すなわち、本発明においては、粗圧延の途中であって粗圧延終了5パス前以降に所定の冷却をし、該冷却の後に粗圧延を再び行なう。なお、粗圧延は、粗圧延機として単独の圧延機を用いこれに複数回通過させることにより複数パスの圧延を行なうようにしてもよく、粗圧延機として複数の圧延機を直列に並べた圧延機を用いこれに連続的に通過させることにより複数パスの圧延を行なうようにしてもよく、また、これらを組み合わせた粗圧延機を用いてもよい。

【0048】

第一粗圧延工程では、鋼素材を加熱した後、粗圧延を施す。鋼素材の加熱温度は、特に限定されないが、1000～1250℃の範囲の温度とすることが好ましい。加熱温度が1000℃未満では、変形抵抗が高く、圧延機への負荷が過大となりすぎる。一方、1250℃を超えて高温とすると、結晶粒が粗大化しすぎて熱延板の靱性が低下する。また、スケールロスが多くなり、歩留が低下する。なお、第一粗圧延工程では、圧下率や粗圧延終了温度等の圧延条件は特に限定されない。

【0049】

第一粗圧延工程後に行う粗圧延冷却工程では、表面温度で平均冷却速度：50℃／s以上となる冷却速度でAr3変態点以下の温度に達するまで急冷した後、該急冷を停止する。表面温度で平均冷却速度：50℃／s以上となる冷却速度でAr3変態点以下の温度に達するまで急冷することにより、延性亀裂伝播停止特性および低温靱性の向上に有効な温度域に被圧延材を冷却して、その後の第二粗圧延工程および仕上圧延工程により、延性亀裂伝播停止特性および低温靱性を有効に向上させることができる。該急冷をすることにより、延性亀裂伝播停止特性および低温靱性を向上させるために有効な温度域に冷却された板厚方向の領域が拡大でき、930℃以下の未再結晶オーステナイト域温度での全圧下率である有効圧延率を増加させて65%以上とし、延性亀裂伝播停止特性および低温靱性向上の程度を大きくすることができる。粗圧延冷却工程の平均冷却速度が50℃／s未満では、延性亀裂伝播停止特性および低温靱性の向上に有効な温度域への冷却時間が多大となり、生産性が低下する。粗圧延冷却工程の冷却停止温度がAr3変態点超えの場合には、延性亀裂伝播停止特性および低温靱性を向上させるために有効な温度域に冷却される板厚方向の範囲が狭く、延性亀裂伝播停止特性および低温靱性の向上代が少ない。また、粗圧延冷却工程の冷却停止温度は、表面温度でAr3変態点以下（Ar3変態点－100℃）以上とすることが好ましい。粗圧延冷却工程の冷却停止温度がAr3変態点－100℃未満では、延性亀裂伝播停止特性および低温靱性の向上が望めないうえ、Ac3変態点以上の温度に復熱させることが困難となる場合があるためである。

【0050】

粗圧延冷却工程において、急冷を停止すると、内部からの熱によって表面温度が上昇して自然に所定の粗圧延温度まで復熱する。なお、誘導加熱等の手法により強制的に復熱させても何ら問題ない。

【0051】

このような粗圧延冷却工程の後の第二粗圧延工程では、930℃以下の未再結晶オース

10

20

30

40

50

テナイト域で粗圧延を1パス以上5パス以下施しシートバーとする。本発明においては、第二粗圧延工程の前に所定の急冷を行なう粗圧延冷却工程を行なっているため、第二粗圧延工程では、930℃以下の未再結晶オーステナイト域で粗圧延を行なうことができる。第二粗圧延工程で、6パス以上粗圧延を行なうと温度低下量が大きく、鋼板の反りが発生し、通板性が悪くなる。また、第二粗圧延工程を行なわない、すなわち、従来技術のように粗圧延と仕上圧延との間で冷却工程を行なうと仕上げ圧延時のスケール噛み込みにより、表面欠陥発生の恐れがある。

【0052】

粗圧延工程後、すなわち、第二粗圧延工程後に行う仕上圧延工程では、粗圧延工程で得られたシートバーに仕上圧延を施して熱延板を得る。例えば、1パス当たりの圧下率が15～50%の複数パスの仕上圧延を施すことが好ましい。1パス当たりの圧下率が15%未満では、所望の延性亀裂伝播停止特性および低温靱性が期待できなくなるうえ、反り等の形状不良が発生する恐れがある。一方、1パス当たりの圧下率が50%を超えると、圧延時に割れが発生し、また、圧延機に多大な負荷がかかり、好ましくない。仕上圧延での1パス当たりの圧下率は、より好ましくは15～30%である。1パス当たりの圧下率は、仕上圧延工程で圧延する各パス毎の圧下率であり、圧下率は、(パス入側の板厚－パス出側の板厚)／パス入側の板厚で求めることができる。なお、仕上圧延工程では、圧延パス間の時間は10s以内とすることが望ましい。というのは、仕上圧延は、複数の圧延機を直列で並べた仕上げ圧延機で連続的に圧延を行うが、圧延機間では被圧延材(シートバー)が高温であるため、圧延パス間の時間が10sを超えると、転位の回復、再結晶、結晶粒の粗大化等が生じ、延性亀裂伝播停止特性および低温靱性が低下する恐れがあるためである。

【0053】

そして、本発明では、第二粗圧延工程および仕上圧延工程における、930℃以下の未再結晶オーステナイト域での全圧下率は、65%以上である。延性亀裂伝播停止特性および低温靱性の向上に有効な温度域、すなわち、930℃以下の未再結晶オーステナイト域での全圧下率が65%未満では、所望の延性亀裂伝播停止特性および低温靱性を達成できない。

【0054】

なお、仕上圧延の圧延終了温度は、鋼板靱性、鋼板強度、圧延負荷等の観点から、720～850℃とすることが好ましい。仕上圧延の圧延終了温度が850℃を超えて高温となると、930℃以下の未再結晶オーステナイト域での全圧下率を65%以上とするために、1パス当たりの圧下量を大きくする必要があり、圧延荷重の増加を招く。一方、720℃未満と低温となると、圧延中にフェライトが生成し、組織、析出物の粗大化を招き、低温靱性、強度が低下する。

【0055】

粗圧延工程後の仕上圧延後冷却工程では、熱延板を板厚中心で冷却開始から冷却停止までの平均冷却速度が20℃/s以上となる冷却速度で冷却する。20℃/s未満では平均粒径5.0μm以下の微細なベイニティックフェライト組織が得られない。好ましくは平均冷却速度：30℃/s以上、さらに好ましくは平均冷却速度：40℃/s以上である。板厚中心の平均冷却速度は、((冷却開始時の板厚中心の温度－冷却停止時の板厚中心の温度)／冷却時間)で求められる。板厚中心の温度は、伝熱解析により鋼板断面内の温度分布を計算し、その結果を実際の外面および内面の温度によって補正することにより求める。

【0056】

仕上圧延後冷却工程後の巻取工程では、仕上圧延後冷却工程で冷却された熱延板を、コイル状に巻取る。巻取り温度は350～700℃とすることが好ましい。巻取り温度が350℃未満では、鋼板各位置での温度ばらつきが大きくなり、材質のばらつきや形状のばらつきが生じ、さらには、コイラー能力によっては巻き取ることができない場合も生ずる。一方、巻取り温度が700℃を超えると、結晶粒が粗大化し、延性亀裂伝播停止特性お

よび低温靱性が低下する場合がある。このようなことから、巻取り温度は350～700℃とすることが好ましい。そして、巻取り完了後、コイル中央部で平均冷却速度が5～20℃/hで室温まで冷却することが好ましい。コイル状に巻き取った後のコイル中央部の平均冷却速度が5℃/h未満では、結晶粒が粗大化し延性亀裂伝播停止特性および低温靱性が低下する場合がある。一方、該平均冷却速度が20℃/hを超えると、コイル中央部と外周、内周部との温度差が大きくなり、材質の不均一を招きやすい。なお、20℃/hを超える冷却速度は通常の巻取り設備では不可能で、冷却能力を向上させるための新たな設備投資が必要となる。コイル中央部の平均冷却速度は、 $(\text{冷却開始時のコイル中央部の温度} - \text{冷却停止時のコイル中央部の温度}) / \text{冷却時間}$ で求められる。コイル中央部の温度は、放射温度計により測温して求める。

10

【0057】

このようにして製造された熱延鋼板は、引張強さTSが640MPa以上で、深さ100μm以上の表面割れがなく表面品質に優れ、CTOD試験で-10℃での限界開口変位量δcが0.25mm以上であり延性亀裂伝播停止特性に優れ、DWT T85% SATTが-25℃以下であり低温靱性に優れる。

【実施例】

【0058】

以下に、実施例を用いて説明するが、実施例はなんら本発明を限定するものではない。

【0059】

表1に示す組成を有するスラブ（鋼素材）（肉厚：250mm）に、表2に示す条件で粗圧延工程、仕上圧延工程、仕上圧延後冷却工程および巻取工程を順に施し、熱延鋼板を得た。得られた熱延鋼板の板厚は、表2に示す仕上圧延工程で得られた熱延板の板厚と同じである。熱延鋼板No. 1～4、7、9～11、13、15、16、18～20については、仕上げ圧延工程後の冷却（仕上圧延後冷却工程）に加えて、粗圧延途中で粗圧延終了5パス前以降に、表2に示す急冷（粗圧延冷却工程）を行ない、粗圧延途中の冷却停止後、表2に示す温度となるまで復熱させた、すなわち、粗圧延工程として、表2に示す第一粗圧延工程、粗圧延冷却工程および第二粗圧延工程をこの順に行った。Ar3変態点およびAc3変態点を、表2に記載する。Ar3変態点およびAc3変態点は、それぞれ下記式で求めた。下記式中の元素記号は、鋼中の各成分量を示す（質量%）。

20

$$A r 3 (^ { \circ } C) = 9 1 0 - 3 1 0 C - 8 0 M n - 2 0 C u - 1 5 C r - 5 5 N i - 8 0 M o$$
$$A c 3 (^ { \circ } C) = 9 6 1 . 6 - 3 1 1 . 9 C + 4 9 . 5 S i - 3 6 . 4 M n - 5 1 C u - 2 9 N i - 8 . 7 C r + 1 3 . 5 M o + 3 0 8 . 1 N b - 1 4 0 N b + 3 1 8 . 9 T i + 1 2 . 7 A l + 4 3 8 . 1 P - 2 8 1 8 S + 6 1 1 . 2 B - 9 6 9 N$$

30

得られた熱延鋼板から、圧延方向に平行な断面が観察面となるよう切り出し、該断面を3%ナイタールで腐食現出し、走査電子顕微鏡で2000倍に拡大して、板厚1/2t位置（tは鋼板の厚さ（板厚）である。）を観察中心として撮影した。得られた熱延鋼板の鋼組織は、熱延鋼板No. 20はベイニティックフェライトの面積率が90%およびパーライトの面積率が10%の混合相であり、その他の比較例および発明例は、ベイニティックフェライトの面積率が95%以上であるベイニティックフェライト単相であった。また、JIS G 0551 2013 鋼—結晶粒度の顕微鏡試験方法に記載の切断法により、ベイニティックフェライトの平均粒径を求めた結果を表2「平均粒径」欄に示す。

40

【0060】

また、得られた熱延鋼板について、表面品質試験、引張試験、衝撃試験、CTOD試験、DWT T試験を実施した。得られた結果を表3に示す。試験方法は次のとおりである。

（1）表面品質試験

得られた熱延鋼板について、鋼板の全域にわたり表面を目視で観察し、割れの有無を調査し、表面品質を評価した。100μm以上の割れ等の表面欠陥が観察された場合を×、観察されなかった場合を○として評価した。

（2）引張試験

得られた熱延鋼板から、圧延方向に直交する方向（C方向）が長手方向（引張方向）と

50

なるように採取した全厚の矩形試験片を用い、J I S Z 2241の規定に準拠して、引張試験を実施し、引張強さT Sを求めた。

(3) 衝撃試験

得られた熱延鋼板の板厚中央部から、圧延方向に直交する方向(C方向)が長手方向となるようにVノッチ試験片を採取し、J I S Z 2242の規定に準拠してシャルピー衝撃試験を実施し、破面遷移温度 $v T r s$ 、および、試験温度： -80°C での吸収エネルギー $v E-80$ (J)を求めた。板厚中央部は、板厚を t としたときの、板厚 $1/2 t$ 位置である。なお、試験片は3本とし、得られた破面遷移温度 $v T r s$ ($^{\circ}\text{C}$)の算術平均および吸収エネルギー値の算術平均をそれぞれ求め、その鋼板の破面遷移温度 $v T r s$ ($^{\circ}\text{C}$) および吸収エネルギー値 $v E-80$ (J)とした。

10

(4) C T O D 試験

得られた熱延鋼板から、圧延方向に直交する方向(C方向)が長手方向となるようにC T O D試験片を採取し、B S 7448: P a r t 1 1991の規定に準拠して、試験温度： -10°C でC T O D試験を行い、 -10°C での限界開口変位量 δc (mm)を求めた。

(5) D W T T 試験

得られた熱延鋼板から、圧延方向に直交する方向(C方向)が長手方向となるようにD W T T試験片を採取し、A S T M E 436の規定に準拠して、D W T T試験を実施し、85% S A T T温度($^{\circ}\text{C}$) (：延性破面率が85%となる最低温度)を求めた。

【0061】

20

本発明例である熱延鋼板N o . 7、9、10、13、15、16、19はいずれも、引張強さが640 M P a以上で、表面割れの発生等の表面欠陥もなく、表面品質に優れ、かつD W T T試験の85% S A T Tが -25°C 以下と低温靱性に優れ、 -10°C における δc が0.25 mm以上と延性亀裂伝播停止特性に優れた高強度熱延鋼板となっていた。一方、本発明を外れる比較例は、表面割れが発生していたか、靱性が低下し延性亀裂伝播停止特性が低下していたか、あるいは表面割れが発生し、低温靱性が低下し延性亀裂伝播停止特性が低下していた。

【0062】

【表 1】

鋼 No.	化学成分(質量%)																備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	Ti	Mo	Cr	Cu	Ni	Ca	V	O	
A	0.048	0.36	1.56	0.005	0.001	0.034	0.004	0.065	0.014	0.02	0.27	0.08	0.09	0.0020	0.030	0.0021	参考例
B	0.056	0.12	1.60	0.008	0.001	0.035	0.004	0.074	0.018	0.06	0.20	—	—	0.0018	—	0.0017	発明例
C	0.052	0.22	1.51	0.008	0.001	0.034	0.004	0.070	0.018	0.15	0.22	0.12	0.11	0.0020	—	0.0015	発明例
D	0.052	0.11	1.55	0.009	0.001	0.039	0.003	0.066	0.020	0.31	0.14	0.15	0.14	0.0022	0.034	0.0023	発明例
E	0.052	0.08	1.54	0.011	0.002	0.042	0.004	0.092	0.009	0.24	0.24	0.20	0.20	0.0016	—	0.0014	発明例
F	0.035	0.21	1.85	0.009	0.001	0.035	0.004	0.040	0.025	—	0.36	0.22	0.40	0.0023	—	0.0012	参考例
G	0.052	0.38	1.49	0.014	0.003	0.037	0.004	0.066	0.019	—	—	—	—	0.0018	—	0.0008	発明例
H	0.122	0.15	1.43	0.013	0.001	0.035	0.004	0.060	0.012	0.15	0.02	0.12	0.12	0.0021	—	0.0018	比較例

【表 2】

熱延鋼板 No.	鋼素材 No.	熱延工程										仕上圧延後冷却工程				巻取工程		変態温度		備考
		粗圧延工程					仕上圧延工程					平均冷却速度** (°C/s)	冷却停止温度*** (°C)	巻取温度*** (°C)	平均冷却速度*** (°C/h)	Ar3 (°C)	Ac3 (°C)			
		第一粗圧延工程		粗圧延冷却工程			第二粗圧延工程		シート パ－厚さ (mm)	仕上圧延 終了温度*** (°C)	1パスあたりの圧下率(%)							熱延板の板厚 (mm)	未再結晶 圧下率* (%)	
		加熱温度*** (°C)	冷却時厚さ (mm)	平均冷却速度*** (°C/s)	冷却停止温度*** (°C)	復熱温度*** (°C)	パス数													
1	A	1160	100	60	610	840	5	760	15~30	19	65	40	580	530	10	758	910	参考例		
2	A	1120	95	70	630	850	3	790	15~30	25	65	45	595	560	10	758	910	参考例		
3	A	1150	90	100	650	870	3	780	15~30	16	70	56	500	460	12	758	910	参考例		
4	A	1200	98	80	660	880	3	780	15~40	23	75	58	590	560	12	758	910	参考例		
5	A	1160			なし			770	15~30	19	62	54	560	540	14	758	910	比較例		
6	A	1180			なし			780	15~30	16	64	54	580	530	11	758	910	比較例		
7	B	1180	98	80	580	830	3	790	15~30	23	67	50	570	540	9	757	906	発明例		
8	B	1250			なし			780	15~30	23	49	50	555	520	10	757	906	比較例		
9	C	1140	95	65	550	810	4	770	15~50	19	72	54	620	600	12	749	907	発明例		
10	C	1150	95	80	600	840	4	770	15~30	23	67	50	480	450	12	749	907	発明例		
11	C	1150	95	80	600	840	4	770	15~30	23	67	18	520	500	14	749	907	比較例		
12	C	1160			なし			800	15~30	23	63	52	550	520	16	749	907	比較例		
13	D	1200	100	60	680	880	5	800	15~30	25	69	44	560	510	14	732	901	発明例		
14	D	1200			なし			800	15~30	25	60	53	570	540	13	732	901	比較例		
15	E	1180	90	70	670	870	3	780	15~30	19	68	54	580	530	10	733	893	発明例		
16	E	1190	94	80	660	860	3	820	15~30	23	70	52	600	570	12	733	893	発明例		
17	E	1170			なし			790	15~30	23	63	44	500	460	15	733	893	比較例		
18	F	1180	93	75	650	850	5	810	15~30	25	65	50	530	510	16	719	880	参考例		
19	G	1190	95	70	680	930	3	840	15~30	13	75	61	550	520	14	775	921	発明例		
20	H	1220	95	70	650	850	5	820	15~30	23	70	52	560	530	13	736	885	比較例		

*)第二粗圧延工程および仕上圧延工程における、930°C以下の未再結晶オーステナイト域での全圧下率(CR(%))

**)冷却開始から停止までの平均冷却速度(板厚中心)

***)表面温度

****)冷却開始から停止までの平均冷却速度(コイル中央部)

【表 3】

熱延 鋼板 No.	鋼素 材 No.	鋼組織 平均粒径 (μm)	引張試験 引張強度 TS (MPa)	シャルピー衝撃試験		CTOD試験 -10°Cでの限界 開口変位量 δ_c (mm)	DWTT試験 85%SATT (°C)	表面品質	備考
				vTrs (°C)	vE-80 (J)				
1	A	2.8	706	-115	222	0.35	-55	○	参考例
2	A	3.2	714	-110	210	0.35	-50	○	参考例
3	A	4.4	702	-100	206	0.35	-40	○	参考例
4	A	3.4	728	-95	241	0.50	-35	○	参考例
5	A	5.6	711	-80	184	0.20	-20	○	比較例
6	A	6.4	692	-70	155	0.14	-10	○	比較例
7	B	2.8	674	-120	187	0.30	-60	○	発明例
8	B	7.2	722	-77	124	0.12	-17	○	比較例
9	C	2.7	710	-102	192	0.30	-42	○	発明例
10	C	3.6	701	-120	201	0.40	-60	○	発明例
11	C	6.2	714	-84	188	0.35	-24	○	比較例
12	C	5.4	696	-66	122	0.08	-6	×	比較例
13	D	4.1	732	-95	188	0.30	-35	○	発明例
14	D	6.1	738	-84	163	0.25	-24	○	比較例
15	E	2.9	828	-90	188	0.32	-30	○	発明例
16	E	3.5	735	-104	204	0.44	-44	○	発明例
17	E	5.5	733	-60	144	0.12	0	×	比較例
18	F	3.5	761	-112	226	0.52	-52	○	参考例
19	G	3.2	674	-120	214	0.45	-60	○	発明例
20	H	5.2	766	-75	133	0.20	-15	×	比較例

10

20

30

フロントページの続き

(72)発明者 豊田 俊介
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内

審査官 鈴木 葉子

(56)参考文献 特開2016-006209 (JP, A)
国際公開第2016/103624 (WO, A1)
国際公開第2016/103623 (WO, A1)
国際公開第2014/041801 (WO, A1)
国際公開第2014/041802 (WO, A1)
特開2012-188731 (JP, A)
特開2006-274338 (JP, A)
特開2008-274355 (JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)
C22C 38/00-38/60
C21D 8/00- 8/10
C21D 9/46- 9/48