

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第6399201号
(P6399201)

(45) 発行日 平成30年10月3日(2018.10.3)

(24) 登録日 平成30年9月14日(2018.9.14)

(51) Int.Cl. F I
C 2 2 C 38/00 (2006.01) C 2 2 C 38/00 3 O 1 W
C 2 2 C 38/58 (2006.01) C 2 2 C 38/58
 C 2 1 D 9/46 (2006.01) C 2 1 D 9/46 T
 C 2 1 D 9/46 U

請求項の数 5 (全 21 頁)

(21) 出願番号 特願2017-501636 (P2017-501636)
 (86) (22) 出願日 平成27年2月25日(2015.2.25)
 (86) 国際出願番号 PCT/JP2015/055455
 (87) 国際公開番号 W02016/135896
 (87) 国際公開日 平成28年9月1日(2016.9.1)
 審査請求日 平成29年6月19日(2017.6.19)

(73) 特許権者 000006655
 新日鐵住金株式会社
 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
 (74) 代理人 100090273
 弁理士 園分 孝悦
 (72) 発明者 脇田 昌幸
 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新
 日鐵住金株式会社内
 (72) 発明者 吉田 充
 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新
 日鐵住金株式会社内
 (72) 発明者 杉浦 夏子
 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新
 日鐵住金株式会社内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 熱延鋼板

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

C : 0.010% ~ 0.100%、

Si : 0.30%以下、

Mn : 0.40% ~ 3.00%、

P : 0.100%以下、

S : 0.030%以下、

Al : 0.010% ~ 0.500%、

N : 0.0100%以下、

Cr : 0.05% ~ 1.00%、

Nb : 0.003% ~ 0.050%、

Ti : 0.003% ~ 0.200%、

Cu : 0.0% ~ 1.2%、

Ni : 0.0% ~ 0.6%、

Mo : 0.00% ~ 1.00%、

V : 0.00% ~ 0.20%、

Ca : 0.0000% ~ 0.0050%、

REM : 0.0000% ~ 0.0200%、

B : 0.0000% ~ 0.0020%、かつ

残部：F e 及び不純物

で表される化学組成を有し、

下記(1)式及び(2)式の関係が満たされ、

$$0.005 \quad [Si] / [Cr] \quad 2.000 \quad \dots (1) \text{式}$$

$$0.5 \quad [Mn] / [Cr] \quad 20.0 \quad \dots (2) \text{式}$$

(上記式中の[Si]、[Cr]及び[Mn]は、それぞれの元素の含有量(質量%)を意味する。)

方位差が15°以上の粒界によって囲まれ、かつ円相当径が0.3µm以上である領域を結晶粒と定義した場合に、粒内方位差が5°~14°である結晶粒の全結晶粒に占める割合が面積率で20%以上であり、

セメンタイトの体積率：1.0%以下、

セメンタイトの平均粒径：2.00µm以下、

セメンタイトに含まれるCrの濃度：0.5質量%~40.0質量%、

粒径が0.5µm以下、かつアスペクト比が5以下のセメンタイトの全セメンタイトに占める割合：60体積%以上、

Ti及びCrの複合炭化物の平均粒径：10.0nm以下、かつ

Ti及びCrの複合炭化物の数密度：1.0×10¹³個/mm³以上

で表されるミクロ組織を有することを特徴とする熱延鋼板。

【請求項2】

前記化学組成において、

Cu：0.2%~1.2%、

Ni：0.1%~0.6%、

Mo：0.05%~1.00%、若しくは

V：0.02%~0.20%

又はこれらの任意の組み合わせが満たされることを特徴とする請求項1に記載の熱延鋼板。

【請求項3】

前記化学組成において、

Ca：0.0005%~0.0050%、若しくは

REM：0.0005%~0.0200%

又はこれらの両方が満たされることを特徴とする請求項1又は2に記載の熱延鋼板。

【請求項4】

前記化学組成において、

B：0.0002%~0.0020%

が満たされることを特徴とする請求項1乃至3のいずれか1項に記載の熱延鋼板。

【請求項5】

表面に亜鉛めっき膜を有することを特徴とする請求項1乃至4のいずれか1項に記載の熱延鋼板。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、加工性に優れた熱延鋼板に関し、特に、伸びフランジ性に優れた熱延鋼板に関する。

【背景技術】

【0002】

近年、自動車の燃費向上を目的とした各種鋼板の軽量化への要求に対して、鉄合金等の鋼板の高強度化による薄肉化や、Al合金等の軽金属の適用等が進められている。しかし、Al合金等の軽金属は、鋼等の重金属と比較して、比強度が高いという利点があるものの、著しく高価であるという欠点があるため、その適用は特殊な用途に限られている。従って、各種部材の軽量化をより安価でかつ広い範囲で推進するためには、鋼板の高強度化

10

20

30

40

50

が必要とされる。

【0003】

鋼板の高強度化は、一般的に成形性（加工性）等の材料特性の劣化を伴う。このため、高強度鋼板の開発においては、材料特性を劣化させずに、高強度化を図ることが重要となる。特に、内板部材、構造部材、足回り部材等の自動車部材として用いられる鋼板は、伸びフランジ加工性、バーリング加工性、延性、疲労耐久性及び耐食性等が求められ、これら材料特性と強度とを如何に高次元でバランス良く発揮させるかが重要である。例えば、車体重量の約20%を占める構造部材や足回り部材等の自動車部材に用いられる鋼板には、非常に厳しい穴広げ性（値）が求められる。これは、せん断加工、打ち抜き加工等によりブランク加工、穴開け等を行った後、伸びフランジ加工、バーリング加工等を主体としたプレス成形が施されるためである。

10

【0004】

このような部材に対して用いられる鋼板では、せん断加工、打ち抜き加工によって形成された端面に疵や微小割れ等が発生し、これら発生した疵、微小割れ等よりき裂が進展し疲労破壊に至ることが懸念される。このため、上記鋼材の端面においては、疲労耐久性を向上させるために疵、微小割れ等を生じさせないことが必要とされている。これらの端面に発生する疵、微小割れ等として、板面と平行に発生する割れがある。この割れは、はがれとよばれることがある。従来、はがれは、特に540MPa級の鋼板では、約80%程度、780MPa級の鋼板ではほぼ100%発生する。また、はがれは、穴広げ率とは相関無く発生する。例えば、穴広げ率が50%でも、100%でも発生する。

20

【0005】

例えば、穴広げ性（値）に優れる鋼板としては、Ti、Nb等の微細析出物により析出強化されたフェライト主相の鋼板とその製造方法が報告されている。

【0006】

特許文献1には、高強度で伸びフランジ性の向上を目的とした熱延鋼板が記載されている。特許文献2、3には、伸び及び伸びフランジ性の向上を目的とした熱延鋼板が記載されている。

【0007】

しかしながら、引用文献1～3に記載された熱延鋼板によっても、せん断加工、打ち抜き加工等により形成された端面での疵、微小割れを十分に抑制することは困難である。例えば、特許文献2、3に記載された熱延鋼板では、打ち抜き後にはがれが発生する。また、引用文献1に記載に記載された熱延鋼板を製造するための巻き取り条件は非常に厳しい。さらに特許文献2、3に記載された熱延鋼板は高価な合金元素であるMoを0.07%以上含有するため、製造コストが高い。

30

【先行技術文献】

【特許文献】

【0008】

【特許文献1】特開2002-105595号公報

【特許文献2】特開2002-322540号公報

【特許文献3】特開2002-322541号公報

40

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0009】

本発明は、優れた耐はがれ性及び優れた穴広げ性を得ることができる熱延鋼板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】

【0010】

本発明者らは、上記の目的を達成するために、鋭意検討した結果、以下の知見を得た。

【0011】

1) 粒内方位差が $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ である結晶粒を全結晶粒に対して一定量含有させることで

50

、穴広げ性を大きく向上させることができる。

【0012】

2) Crを含有することで、穴広げ性を劣化させる粗大かつアスペクト比の大きなセメントタイトの析出を抑制できるとともに、固溶Cを確保でき、優れた耐はがれ性及び優れた穴広げ性を両立することができる。

【0013】

3) Crを含有することで、Tiを含む炭化物中へCrが固溶して微細な複合炭化物の析出量が増加し、析出強化できる。

【0014】

4) Si含有量を低くすることで変態温度が低下し、鋼板の強度の変動をもたらす高温域でのTiを含む炭化物の析出を抑制することができる。

10

【0015】

本発明は、このような知見に基づいてなされたものであり、下記の熱延鋼板を要旨とする。

【0016】

(1)

質量%で、

C : 0.010% ~ 0.100%、

Si : 0.30%以下、

Mn : 0.40% ~ 3.00%、

20

P : 0.100%以下、

S : 0.030%以下、

Al : 0.010% ~ 0.500%、

N : 0.0100%以下、

Cr : 0.05% ~ 1.00%、

Nb : 0.003% ~ 0.050%、

Ti : 0.003% ~ 0.200%、

Cu : 0.0% ~ 1.2%、

Ni : 0.0% ~ 0.6%、

Mo : 0.00% ~ 1.00%、

30

V : 0.00% ~ 0.20%、

Ca : 0.0000% ~ 0.0050%、

REM : 0.0000% ~ 0.0200%、

B : 0.0000% ~ 0.0020%、かつ

残部：Fe及び不純物

で表される化学組成を有し、

下記(1)式及び(2)式の関係が満たされ、

$0.005 \frac{[Si]}{[Cr]} - 2.000 \dots (1) \text{式}$

$0.5 \frac{[Mn]}{[Cr]} - 20.0 \dots (2) \text{式}$

(上記式中の[Si]、[Cr]及び[Mn]は、それぞれの元素の含有量(質量%)を意味する。)

40

方位差が15°以上の粒界によって囲まれ、かつ円相当径が0.3µm以上である領域を結晶粒と定義した場合に、粒内方位差が5°~14°である結晶粒の全結晶粒に占める割合が面積率で20%以上であり、

セメントタイトの体積率：1.0%以下、

セメントタイトの平均粒径：2.00µm以下、

セメントタイトに含まれるCrの濃度：0.5質量%~40.0質量%、

粒径が0.5µm以下、かつアスペクト比が5以下のセメントタイトの全セメントタイトに占める割合：60体積%以上、

Ti及びCrの複合炭化物の平均粒径：10.0nm以下、かつ

50

Ti及びCrの複合炭化物の数密度： 1.0×10^{13} 個/mm³以上
で表されるミクロ組織を有することを特徴とする熱延鋼板。

【0018】

(2)

前記化学組成において、

Cu：0.2%～1.2%、

Ni：0.1%～0.6%、

Mo：0.05%～1.00%、若しくは

V：0.02%～0.20%

又はこれらの任意の組み合わせが満たされることを特徴とする(1)に記載の熱延鋼板

10

【0019】

(3)

前記化学組成において、

Ca：0.0005%～0.0050%、若しくは

REM：0.0005%～0.0200%

又はこれらの両方が満たされることを特徴とする(1)又は(2)に記載の熱延鋼板。

【0020】

(4)

前記化学組成において、

B：0.0002%～0.0020%

が満たされることを特徴とする(1)～(3)のいずれかに記載の熱延鋼板。

20

【0021】

(5)

表面に亜鉛めっき膜を有することを特徴とする(1)～(4)のいずれかに記載の熱延鋼板。

【発明の効果】

【0022】

本発明によれば、粒内方位差が5°～14°までの結晶粒の割合、Cr含有量、セメントタイトの体積率等を適切なものとしているため、優れた耐はがれ性及び優れた穴広げ性を

30

得ることができる。

【発明を実施するための形態】

【0023】

以下、本発明の実施形態について説明する。

【0024】

先ず、本発明の実施形態に係る熱延鋼板及びその製造に用いる鋼塊又は鋼片の化学組成について説明する。詳細は後述するが、本発明の実施形態に係る熱延鋼板は、鋼塊又は鋼片の粗圧延、仕上げ圧延、冷却、巻き取り等を経て製造される。従って、熱延鋼板及び鋼塊又は鋼片の化学組成は、熱延鋼板の特性のみならず、これらの処理を考慮したものである。以下の説明において、熱延鋼板及びその製造に用いられる鋼塊又は鋼片に含まれる各元素の含有量の単位である「%」は、特に断りがない限り「質量%」を意味する。本実施形態に係る熱延鋼板及びその製造に用いられる鋼塊又は鋼片は、C：0.010%～0.100%、Si：0.30%以下、Mn：0.40%～3.00%、P：0.100%以下、S：0.030%以下、Al：0.010%～0.500%、N：0.0100%以下、Cr：0.05%～1.00%、Nb：0.003%～0.050%、Ti：0.003%～0.200%、Cu：0.0%～1.2%、Ni：0.0%～0.6%、Mo：0.00%～1.00%、V：0.00%～0.20%、Ca：0.0000%～0.0050%、REM(希土類金属：rare earth metal)：0.0000%～0.0200%、B：0.0000%～0.0020%、かつ残部：Fe及び不純物で表される化学組成を有している。不純物としては、鉍石やスクラップ等の原材料に含まれるもの、製造工程

40

50

において含まれるもの、が例示される。

【0025】

(C: 0.010% ~ 0.100%)

Cは、Nb、Ti等と結合して鋼板中で析出物を形成し、析出強化により強度向上に寄与する。また固溶Cとして粒界に存在することで粒界を強化し、耐はがれ性の向上に寄与する。C含有量が0.010%未満では、上記作用による効果が十分には得られない。このため、C含有量は0.010%以上とし、好ましくは0.030%以上、より好ましくは0.040%以上とする。C含有量が0.100%超では、穴広げ加工時の割れの起点となる鉄系炭化物が増加し、穴広げ値が劣化する。このため、C含有量は0.100%以下とし、好ましくは0.080%以下とし、より好ましくは0.070%以下とする。

10

【0026】

(Si: 0.30%以下)

Siは、材料組織中におけるセメントイト等の鉄系炭化物の析出を抑制し、延性及び穴広げ性の向上に寄与する効果を有するが、その含有量が過剰な場合、高温域でフェライト変態が生じやすくなり、これに伴い高温域でTiを含む炭化物が析出しやすくなる。高温域での炭化物の析出は、析出量のばらつきを生じやすく、結果として強度や穴広げ性等の材質変動をもたらす。また、高温域での炭化物の析出は、粒界の固溶C量を減少させ、耐はがれ性を劣化させる。このような現象は、Si含有量が0.30%超で顕著である。このため、Si含有量は0.30%以下とし、好ましくは0.10%以下、より好ましくは0.08%以下とする。Si含有量の下限は特に限定されないが、ウロコ、紡錘スケールといったスケール系欠陥の発生の抑制の観点から、Si含有量は好ましくは0.01%以上とし、より好ましくは0.03%以上とする。

20

【0027】

(Mn: 0.40% ~ 3.00%)

Mnは、固溶強化及び焼入れ強化により強度向上に寄与する。また比較的低温でパラ平衡状態での変態を促進することで、粒内方位差が 5° ~ 14° である結晶粒を生成しやすくする。Mn含有量が0.40%未満では、上記作用による効果が十分には得られない。このため、Mn含有量は0.40%以上とし、好ましくは0.50%以上とし、より好ましくは0.60%以上とする。Mn含有量が3.00%超では、上記作用による効果が飽和するばかりでなく、過度に焼入れ性が高まり穴広げ性に優れる連続冷却変態組織の形成が困難となる。このため、Mn含有量は3.00%以下とし、好ましくは2.40%以下、より好ましくは2.00%以下とする。

30

【0028】

(P: 0.100%以下)

Pは、必須元素ではなく、例えば鋼板中に不純物として含有される。Pは粒界に偏析し、P含有量が高いほど、靱性が低くなる。このため、P含有量は低ければ低いほどよい。特にP含有量が0.100%超で、加工性及び溶接性の低下が顕著となる。従って、P含有量は0.100%以下とする。穴広げ性及び溶接性の向上の観点から、P含有量は好ましくは0.050%以下とし、より好ましくは0.030%以下とする。なお、P含有量の低減には時間及びコストがかかり、0.005%未満まで低減しようとする、時間及びコストが著しく上昇する。このため、P含有量は0.005%以上としてもよい。

40

【0029】

(S: 0.030%以下)

Sは、必須元素ではなく、例えば鋼板中に不純物として含有される。Sは、熱間圧延時の割れを引き起こしたり、穴広げ性を劣化させるA系介在物を生成させたりする。このため、S含有量は低ければ低いほどよい。特にS含有量が0.030%超で、悪影響が顕著となる。従って、S含有量は0.030%以下とする。穴広げ性の向上の観点から、S含有量は好ましくは0.010%以下とし、より好ましくは0.005%以下とする。なお、S含有量の低減には時間及びコストがかかり、0.001%未満まで低減しようとする、時間及びコストが著しく上昇する。このため、S含有量は0.001%以上としても

50

よい。

【0030】

(Al: 0.010% ~ 0.500%)

Alは、製鋼段階で脱酸剤として作用する。Al含有量が0.010%未満では、上記作用による効果が十分には得られない。このため、Al含有量は0.010%以上とし、好ましくは0.020%以上、より好ましくは0.025%以上とする。Al含有量が0.500%超では、上記作用による効果が飽和し、徒にコストが高くなる。このため、Al含有量は0.500%以下とする。また、Al含有量が0.100%超では、非金属介在物が増大し、延性及び靱性が劣化することがある。このため、Al含有量は好ましくは0.100%以下とし、より好ましくは0.050%以下とする。

10

【0031】

(N: 0.0100%以下)

Nは、必須元素ではなく、例えば鋼板中に不純物として含有される。Nは、Ti、Nb等と化合して窒化物を形成する。この窒化物は、比較的高温で析出して粗大化しやすく、穴広げ加工時の割れの起点となる虞がある。また、この窒化物は、後述するように、Nb、Tiを炭化物として析出させるためには少ない方が好ましい。このため、N含有量は0.0100%以下とする。N含有量は好ましくは0.0060%以下、より好ましくは0.0040%以下とする。なお、N含有量の低減には時間及びコストがかかり、0.0010%未満まで低減しようとする、時間及びコストが著しく上昇する。このため、N含有量は0.0010%以上としてもよい。

20

【0032】

(Cr: 0.05% ~ 1.00%)

Crは、パーライト変態を抑制し、セメンタイト中に固溶してセメンタイトのサイズ、形態を制御することで穴広げ性を向上させるとともに、Tiを含む炭化物中に固溶することで析出物の数密度を増し、析出強化量を高めることができる。Cr含有量が0.05%未満では、上記作用による効果が十分には得られない。このため、Cr含有量は0.05%以上とし、好ましくは0.20%以上とし、より好ましくは0.40%以上とする。Cr含有量が1.00%超では、上記作用による効果が飽和し、徒にコストが高くなるだけでなく、化成処理性の低下が著しくなる。このため、Cr含有量は1.00%以下とする。

30

【0033】

(Nb: 0.003% ~ 0.050%)

Nbは、圧延終了後の冷却中又は巻取り後に炭化物として微細析出し、析出強化により強度を向上させる。更に、Nbは、炭化物を形成してCを固定し、穴広げ性にとって有害であるセメンタイトの生成を抑制する。Nb含有量が0.003%未満では、上記作用による効果が十分には得られない。このため、Nb含有量は0.003%以上とし、好ましくは0.005%以上、より好ましくは0.008%以上とする。Nb含有量が0.050%超では、上記作用による効果が飽和し、徒にコストが高くなるばかりでなく、析出する炭化物が増すことで粒界の固溶C量を減少させ、耐はがれ性を劣化させる場合がある。このため、Nb含有量は0.050%以下とし、好ましくは0.040%以下、より好ましくは0.020%以下とする。

40

【0034】

(Ti: 0.003% ~ 0.200%)

Tiは、Nbと同様に、圧延終了後の冷却中又は巻取り後に炭化物として微細析出し、析出強化により強度を向上させる。更に、Tiは、炭化物を形成してCを固定し、穴広げ性にとって有害であるセメンタイトの生成を抑制する。Ti含有量が0.003%未満では、上記作用による効果が十分には得られない。このため、Ti含有量は0.003%以上とし、好ましくは0.010%以上、より好ましくは0.050%以上とする。Ti含有量が0.200%超では、上記作用による効果が飽和し、徒にコストが高くなるばかりでなく、析出する炭化物が増すことで粒界の固溶C量を減少させ、耐はがれ性を劣化させ

50

る場合がある。このため、Ti含有量は0.200%以下とし、好ましくは0.170%以下、より好ましくは0.150%以下とする。

【0035】

Cu、Ni、Mo、V、Ca、REM及びBは、必須元素ではなく、熱延鋼板及び鋼塊又は鋼片に所定量を限度に適宜含有されていてもよい任意元素である。

【0036】

(Cu:0.0%~1.2%、Ni:0.0%~0.6%、Mo:0.00%~1.00%、V:0.00%~0.20%)

Cu、Ni、Mo及びVは、析出強化又は固溶強化により熱延鋼板の強度を向上させる効果を有する。従って、Cu、Ni、Mo若しくはV又はこれらの任意の組み合わせが含有されていてもよい。この効果を十分に得るために、Cu含有量は好ましくは0.2%以上とし、Ni含有量は好ましくは0.1%以上とし、Mo含有量は好ましくは0.05%以上とし、V含有量は好ましくは0.02%以上とする。しかし、Cu含有量が1.2%超、Ni含有量が0.6%超、Mo含有量が1.00%超又はV含有量が0.20%超では、上記作用による効果が飽和して徒にコストが高くなる。このため、Cu含有量は1.2%以下とし、Ni含有量は0.6%以下とし、Mo含有量は1.00%以下とし、V含有量は0.20%以下とする。このように、Cu、Ni、Mo及びVは任意元素であり、「Cu:0.2%~1.2%」、「Ni:0.1%~0.6%」、「Mo:0.05%~1.00%」、若しくは「V:0.02%~0.20%」又はこれらの任意の組み合わせが満たされることが好ましい。

【0037】

(Ca:0.0000%~0.0050%、REM:0.0000%~0.0200%)

Ca及びREMは、破壊の起点となり、加工性を劣化させる原因となる非金属介在物の形態を制御し、加工性を向上させる元素である。従って、Ca若しくはREM又はこれらの両方が含有されていてもよい。この効果を十分に得るために、Ca含有量は好ましくは0.0005%以上とし、REM含有量は好ましくは0.0005%以上とする。しかし、Ca含有量が0.0050%超又はREM含有量が0.0200%超では、上記作用による効果が飽和して徒にコストが高くなる。このため、Ca含有量は0.0050%以下とし、REM含有量は0.0200%以下とする。このように、Ca及びREMは任意元素であり、「Ca:0.0005%~0.0050%」、若しくは「REM:0.0005%~0.0200%」又はこれらの両方が満たされることが好ましい。REMはSc、Y及びランタノイド系列に属する元素の合計17元素の総称であり、「REM含有量」はこれら元素の合計の含有量を意味する。

【0038】

(B:0.0000%~0.0020%)

Bは、粒界に偏析し、固溶Cとともに存在する場合、粒界強度を高める効果を有する。Bは、焼き入れ性を向上させ、穴広げ性にとって好ましいミクロ組織である連続冷却変態組織の形成を容易にする効果も有する。従って、Bが含有されていてもよい。この効果を十分に得るために、B含有量は好ましくは0.0002%以上とし、より好ましくは0.0010%以上とする。しかし、B含有量が0.0020%超では、スラブ割れが生じる。このため、B含有量は0.0020%以下とする。このように、Bは任意元素であり、「B:0.0002%~0.0020%」が満たされることが好ましい。

【0039】

本実施形態においては、下記の(1)式及び(2)式の関係が満たされる。

$$0.005 \frac{[Si]}{[Cr]} - 2.000 \dots (1) \text{式}$$

$$0.5 \frac{[Mn]}{[Cr]} - 20.0 \dots (2) \text{式}$$

(上記式中の[Si]、[Cr]及び[Mn]は、それぞれの元素の含有量(質量%)を意味する。)

【0040】

10

20

30

40

50

本実施形態において、粒内方位差が $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ である結晶粒の割合、Ti及びCrの複合炭化物のサイズ及び析出量、並びに、セメンタイトのサイズ及び形態を制御することが極めて重要である。Ti及びCrの複合炭化物とセメンタイトの析出挙動は、Si及びCrの含有量のバランスによって変化する。含有量の比($[Si]/[Cr]$)が0.005未満では、過度に焼入れ性が高まり、粒内方位差が $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ である結晶粒の割合が減少したり、低温域でTi及びCrの複合炭化物が析出しにくくなる。このため、 $[Si]/[Cr]$ は0.005以上とし、好ましくは0.010以上、より好ましくは0.030以上とする。含有量の比($[Si]/[Cr]$)が2.000超では、粒内方位差が $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ である結晶粒の割合が減少したり、高温域でTi及びCrの複合炭化物が析出するため材質変動が生じるとともに、固溶C量が減少し耐はがれ性が劣化する。更に、含有量の比($[Si]/[Cr]$)が2.000超では、粗大なセメンタイトが析出し、穴広げ性が劣化する。このため、 $[Si]/[Cr]$ は2.000以下とし、好ましくは1.000以下、より好ましくは0.800以下とする。

10

【0041】

Mn及びCrは、焼入れ性を高め、高温でのフェライト変態を抑制することで、粒内方位差が $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ である結晶粒を生成しやすくするとともに、Ti及びCrの複合炭化物の析出を抑制し、材質の安定化に寄与する。その一方で、MnとCrとでは、セメンタイトの析出制御と焼入れ性を高める効果が異なる。含有量の比($[Mn]/[Cr]$)が0.5未満では、過度に焼入れ性が高まり、粒内方位差が $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ である結晶粒の割合が減少したり、低温域でTi及びCrの複合炭化物の析出が生じにくくなる。このため、 $[Mn]/[Cr]$ は0.5以上とし、好ましくは1.0以上、より好ましくは3.0以上とする。含有量の比($[Mn]/[Cr]$)が2.0超では、所望のセメンタイトのサイズ、形態に制御することが困難となる。このため、 $[Mn]/[Cr]$ は2.0以下とし、好ましくは1.0以下、より好ましくは0.8以下とする。

20

【0042】

次に、本実施形態に係る熱延鋼板における結晶粒の特徴について説明する。本実施形態に係る熱延鋼板においては、方位差が 15° 以上の粒界によって囲まれ、かつ円相当径が $0.3 \mu\text{m}$ 以上である領域を結晶粒と定義した場合に、粒内方位差が $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ である結晶粒の全結晶粒に占める割合が面積率で20%以上である。

30

【0043】

粒内方位差が $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ である結晶粒の全結晶粒に占める割合は、以下の方法で測定することができる。まず、圧延方向に平行な断面内の、鋼板表面から板厚 t の $1/4$ 深さ位置($1/4t$ 部)を中心とする、圧延方向(rolling direction: RD)の長さが $200 \mu\text{m}$ 、圧延面法線方向(normal direction: ND)の長さが $100 \mu\text{m}$ の矩形領域の結晶方位を $0.2 \mu\text{m}$ の間隔で電子線後方散乱回折(electron back scattering diffraction: EBSD)法により解析し、この矩形領域の結晶方位情報を取得する。EBSD法では、走査型電子顕微鏡(scanning electron microscope: SEM)内で高角度傾斜した試料に電子線を照射し、後方散乱して形成された菊池パターンを高感度カメラで撮影し、コンピュータ画像処理することで、バルク試料の表面の微細構造及び結晶方位の定量的解析ができる。このEBSD解析は、例えば、サーマル電界放射型走査電子顕微鏡(日本電子株式会社(JEOL)製JSM-7001F)及びEBSD検出器(TSL社製HIKARI検出器)を備えたEBSD解析装置を用い、 200 点/秒 ~ 300 点/秒の速度で実施する。次に、得られた結晶方位情報に対して、方位差が 15° 以上である粒界によって囲まれ、かつ円相当径が $0.3 \mu\text{m}$ 以上である領域を結晶粒と定義し、粒内方位差を計算し、この粒内方位差が $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ である結晶粒の全結晶粒に占める割合を求める。このようにして求まる割合は面積分率であるが、体積分率とも等価である。「粒内方位差」は、結晶粒内の方位分散である「Grain Orientation Spread(GOS)」を意味する。粒内方位差は、文献「木村英彦, 王いん, 秋庭義明, 田中啓介「EBSD法およびX線回折法によるステンレス鋼の塑性変形におけるミスオリエンテーションの解析」日本機械学会論文集(A編), 71巻, 712号, 2005年, p. 1

40

50

722-1728.」にも記載されているように、その結晶粒内における、基準となる結晶方位と全ての測定点における結晶方位との間のミスオリエンテーションの平均値として求められる。また、「基準となる結晶方位」として、その結晶粒内の全ての測定点における結晶方位を平均化した方位を用いる。粒内方位差は、例えば、EBSD解析装置に付属のソフトウェア「OIM AnalysisTM Version 7.0.1」を用いて算出することができる。

【0044】

粒内の結晶方位は、その結晶粒に含まれる転位密度と相関があると考えられる。一般的に粒内の転位密度の増加は強度の向上をもたらす一方で加工性を低下させる。しかし、粒内方位差が $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ である結晶粒では加工性を低下させることなく強度を向上させることができる。そのため、本実施形態に係る熱延鋼板では、粒内方位差が $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ の結晶粒の割合を20%以上とする。粒内方位差が 5° 未満の結晶粒は、加工性に優れるが高強度化が困難であり、粒内方位差が 14° 超の結晶粒は、結晶粒内で変形能が異なるので、伸びフランジ性の向上に寄与しない。また、粒内方位差が $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ の結晶粒の割合が面積率で20%未満であると、伸びフランジ性及び強度が低下し、優れた伸びフランジ性及び強度が得られない。従って、この割合は20%以上とする。粒内方位差が $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ の結晶粒は特に伸びフランジ性の向上に効果的であるため、この割合の上限は特に限定されない。

10

【0045】

次に、本実施形態に係る熱延鋼板の好ましいミクロ組織について説明する。本実施形態に係る熱延鋼板は、好ましくは、セメンタイトの体積率：1.0%以下、セメンタイトの平均粒径： $2.00 \mu\text{m}$ 以下、セメンタイトに含まれるCrの濃度：0.5質量%～40.0質量%、粒径が $0.5 \mu\text{m}$ 以下かつアスペクト比が5以下のセメンタイトの全セメンタイトに占める割合：60体積%以上、Ti及びCrの複合炭化物の平均粒径： 10.0nm 以下、かつTi及びCrの複合炭化物の数密度： 1.0×10^{13} 個/ mm^3 以上で表されるミクロ組織を有する。

20

【0046】

(セメンタイトの体積率：1.0%以下、セメンタイトの平均粒径： $2.00 \mu\text{m}$ 以下)

穴広げ値に代表される伸びフランジ加工性及びパーリング加工性は、打ち抜き加工時又はせん断加工時に発生する割れの起点となるボイドの影響を受ける。ボイドは金属組織中の硬度差の大きな場所で発生しやすく、特にセメンタイトが含まれる場合、セメンタイトと母相との界面で母相粒が過剰な応力集中を受けボイドが発生する。セメンタイトの体積率が1.0%超の場合、穴広げ性が劣化しやすい。セメンタイトの平均粒径が $2.00 \mu\text{m}$ 超の場合も、穴広げ性が劣化しやすい。このため、セメンタイトの体積率は好ましくは1.0%以下とし、セメンタイトの平均粒径は好ましくは $2.00 \mu\text{m}$ 以下とする。セメンタイトの体積率及び平均粒径の下限は特に限定されない。

30

【0047】

(セメンタイトに含まれるCrの濃度：0.5質量%～40.0質量%)

Crはセメンタイト中に固溶してセメンタイトのサイズ及び形態を制御する。セメンタイトに含まれるCrの濃度が0.5質量%以上であると、セメンタイトは母相粒に対して相対的に小さなものとなり、変形に対する異方性が小さい。従って、力学的に応力が集中しにくく、応力集中に伴うボイドが発生しにくいため、穴広げ性が向上する。このため、セメンタイトに含まれるCrの濃度は好ましくは0.5質量%以上とする。セメンタイトに含まれるCrの濃度が40.0質量%超では、穴広げ性及び耐はがれ性を劣化させる場合がある。このため、セメンタイトに含まれるCrの濃度は好ましくは40.0質量%以下とする。

40

【0048】

(粒径が $0.5 \mu\text{m}$ 以下、かつアスペクト比が5以下のセメンタイトの全セメンタイトに占める割合：60体積%以上)

50

粒径が $0.5\ \mu\text{m}$ 以下、かつアスペクト比が5以下のセメンタイトの全セメンタイトに占める割合が60体積%以上であると、セメンタイトは母相粒に対して相対的に小さなものとなり、変形に対する異方性が小さい。従って、力学的に応力が集中しにくく、応力集中に伴うポイドが発生しにくいいため、穴広げ性が向上する。このため、この割合は好ましくは60体積%以上とする。この割合は、全セメンタイトの総体積に対する粒径が $0.5\ \mu\text{m}$ 以下、かつアスペクト比が5以下のセメンタイトの総体積の割合とみることでもできる。

【0049】

ここで、セメンタイトの体積率、粒径及びアスペクト比、並びにセメンタイトに含まれるCrの濃度の測定方法について説明する。まず、供試材の鋼板板幅の $1/4W$ 位置又は $3/4W$ 位置から切出した試料の鋼板表面から板厚 t の $1/4$ 深さ位置($1/4t$ 部)のところから透過型電子顕微鏡用サンプルを採取する。次いで、透過型電子顕微鏡を用いて $200\ \text{kV}$ の加速電圧で透過型電子顕微鏡用サンプルを観察し、そのディフラクションパターンからセメンタイトを特定する。その後、透過型電子顕微鏡に付設されたエネルギー分散型X線分析装置(energy dispersive X-ray spectrometry)を用いて、セメンタイトに含まれるCrの濃度を測定する。また、 5000 倍の倍率にて任意の 10 視野の観察を行い、その画像を取得する。そして、画像解析ソフトウェアを用いて、この画像から、各セメンタイトの体積率、粒径及びアスペクト比を取得し、更に、粒径が $0.5\ \mu\text{m}$ 以下、かつアスペクト比が5以下のセメンタイトの全セメンタイトに占める割合を取得する。この方法で得られる割合は観察面における面積上の割合(面積分率)であるが、面積上の割合は体積上の割合と等価である。この方法でセメンタイトの体積率及び粒径を測定する場合、体積率の測定限界は 0.01% 程度であり、粒径の測定限界は $0.02\ \mu\text{m}$ 程度である。画像処理ソフトウェアとしては、例えば米国 Media Cybernetics社製の「Image-Pro」を用いることができる。

【0050】

(Ti及びCrの複合炭化物の平均粒径： $10.0\ \text{nm}$ 以下、Ti及びCrの複合炭化物の数密度： 1.0×10^{13} 個/ mm^3 以上)

Ti及びCrの複合炭化物は析出強化に寄与する。しかし、この複合炭化物の平均粒径が $10.0\ \text{nm}$ 超では、析出強化の効果を十分に得られないことがある。このため、この複合炭化物の平均粒径は好ましくは $10.0\ \text{nm}$ 以下とし、より好ましくは $7.0\ \text{nm}$ 以下とする。この複合炭化物の平均粒径の下限は特に限定されないが、平均粒径が $0.5\ \text{nm}$ 未満であると、析出強化の機構がOrowan機構からCutting機構に変わり、所望の析出強化の効果が得られない可能性がある。このため、この複合炭化物の平均粒径は好ましくは $0.5\ \text{nm}$ 以上とする。また、この複合炭化物の数密度が 1.0×10^{13} 個/ mm^3 未満では、十分な析出強化の効果が得られず、延性、穴広げ性、耐はがれ性を確保しながら所望の引張強度(TS)を得ることができないことがある。このため、この複合炭化物の数密度は好ましくは 1.0×10^{13} 個/ mm^3 以上とし、より好ましくは 5.0×10^{13} 個/ mm^3 以上とする。

【0051】

Crは、TiC中に固溶して、複合炭化物の形態を制御し、数密度を増加させる効果を有する。複合炭化物中のCrの固溶量が 2.0 質量%未満では、この効果を十分に得られないことがある。このため、この固溶量は好ましくは 2.0 質量%以上とする。この固溶量が 30.0 質量%超では、粗大な複合炭化物が生成し、十分な析出強化が得られない場合がある。このため、この固溶量は好ましくは 30.0 質量%以下とする。

【0052】

ここで、複合炭化物の粒径及び数密度並びに複合炭化物に含まれるCrの濃度(固溶量)の測定方法について説明する。まず、供試材から、切断及び電解研磨法により針状の試料を作製する。このとき、必要に応じて電解研磨法とあわせて集束イオンビーム加工法を活用してもよい。次いで、この針状の試料から、三次元アトムプローブ測定法により複合炭化物の立体分布像を取得する。三次元アトムプローブ測定法によれば、積算されたデー

10

20

30

40

50

タを再構築して実空間での実際の原子の立体分布像として取得することができる。複合炭化物の粒径の測定では、観察対象の複合炭化物の構成原子数及びその格子定数から、当該複合炭化物を球体とみなしたときの直径を求め、これを当該複合炭化物の粒径とする。そして、粒径が0.5nm以上の複合炭化物のみを、平均粒径及び数密度の測定の対象とする。次いで、複合炭化物の立体分布像の体積及び複合炭化物の数から複合炭化物の数密度を取得する。任意の30個以上の複合炭化物の直径を測定し、その平均値を複合炭化物の平均粒径とする。複合炭化物におけるTi及びCrの各原子数を測定し、両者の比から複合炭化物に含まれるCrの濃度を取得する。Crの濃度の取得にあたっては、任意の30個以上の複合炭化物の平均値を求めてもよい。

【0053】

本実施形態に係る熱延鋼板の母相のミクロ組織は特に限定されないが、より優れた穴広げ性を得るために連続冷却変態組織(Zw)となっていることが好ましい。また、母相のミクロ組織に、体積率で20%以下のポリゴナルフェライト(polygonal ferrite:PF)が含まれてもよい。体積率で20%以下のポリゴナルフェライトが含まれている場合、穴広げ性等の加工性と、一様伸びに代表される延性とをより確実に両立させることができる。ミクロ組織の体積率は、測定視野における面積分率と等価である。

【0054】

ここで、連続冷却変態組織(Zw)とは、日本鉄鋼協会基礎研究会ベイナイト調査研究部会/編;低炭素鋼のベイナイト組織と変態挙動に関する最近の研究-ベイナイト調査研究部会最終報告書-(1994年 日本鉄鋼協会)(以下、参考文献ということがある。)に記載されているように、拡散的機構により生成するポリゴナルフェライト又はパーライトを含むミクロ組織と無拡散でせん断的機構により生成するマルテンサイトとの中間段階にある変態組織をいう。連続冷却変態組織(Zw)は、光学顕微鏡観察組織として参考文献の第125頁~第127頁に記載されているように、主にベイニティックフェライト(bainitic ferrite(°B))と、粒状ベイニティックフェライト(granular bainitic ferrite(B))と、擬ポリゴナルフェライト(quasi-polygonal ferrite(q))とから構成され、更に少量の残留オーステナイト(r)と、マルテンサイト-オーステナイト(martensite-austenite(MA))とを含む。擬ポリゴナルフェライトは、ポリゴナルフェライトと同様にエッチングによっては内部構造が現出しないが、形状がアシュキュラーであり、ポリゴナルフェライトとは明確に区別される組織である。対象とする結晶粒の周囲長さを l_q 、その円相当径を d_q としたときに、それらの比(l_q/d_q)が3.5以上である粒を擬ポリゴナルフェライトとみなすことができる。連続冷却変態組織(Zw)は、ベイニティックフェライト、粒状ベイニティックフェライト、擬ポリゴナルフェライト、残留オーステナイト、マルテンサイト-オーステナイトのうちの一つ又は二種以上を含む。残留オーステナイト及びマルテンサイト-オーステナイトの総量は好ましくは3体積%以下とする。

【0055】

ここで、連続冷却変態組織(Zw)の判別方法について説明する。一般に、連続冷却変態組織(Zw)は、ナイタル試薬を用いたエッチングでの光学顕微鏡観察により判別することができる。ただし、光学顕微鏡観察による判別が困難な場合は、EBSD法により判別してもよい。連続冷却変態組織(Zw)の判別では、その各パッケージの方位差を15°としてマッピングした画像より判別が可能なものを連続冷却変態組織(Zw)と便宜的に定義してもよい。

【0056】

本実施形態に係る熱延鋼板は、例えば以下のような熱間圧延工程及び冷却工程を含む製造方法によって得ることができる。

【0057】

鋼塊又は鋼片はどのような方法で準備してもよい。例えば、高炉、転炉又は電炉等を用いた溶製を行い、各種の2次精練で上記化学組成が得られるように成分の調整を行い、鑄造を行う。鑄造としては、通常の連続鑄造又はインゴット法による鑄造のほか、薄スラブ

10

20

30

40

50

鑄造等を行ってもよい。原料にスクラップを使用しても構わない。また、連続鑄造によってスラブを得た場合には、高温鑄片のまま熱間圧延機に直送してもよいし、室温まで冷却した後に加熱炉にて再加熱して熱間圧延してもよい。

【0058】

<熱間圧延工程について>

熱間圧延工程では、上述した化学成分を有する鋼塊又は鋼片を加熱し、熱間圧延を行って熱延鋼板とする。鋼塊又は鋼片の加熱温度（スラブ加熱温度）は、下記式（3）で表される温度 SRT_{min} 以上1260 以下とすることが好ましい。

$$SRT_{min} = 7000 / \{ 2.75 - \log([Ti] \times [C]) \} - 273 \dots \quad (3)$$

ここで、（3）式中の $[Ti]$ 、 $[C]$ は、質量%での各元素の含有量を示す。

【0059】

本実施形態に係る熱延鋼板は Ti を含有する。スラブ加熱温度が SRT_{min} 未満であると、 Ti が十分に溶体化しない。スラブ加熱時に Ti が溶体化しないと、 Ti を炭化物として微細析出させて、析出強化により鋼の強度を向上させることが困難となる。また、 Ti 炭化物の生成に伴う C を固定して穴広げ性にとって有害なセメントタイトの生成を抑制するという効果を得ることが困難となる。一方、スラブ加熱工程における加熱温度が1260 超であると、スケールオフにより歩留が低下する。そのため、加熱温度は SRT_{min} 以上1260 以下とすることが好ましい。

【0060】

スラブを SRT_{min} 以上1260 以下に加熱した後は、特に待機することなく粗圧延を行う。粗圧延の終了温度が1050 未満では、 Nb 炭化物並びに Ti 及び Cr の複合炭化物がオーステナイト中に粗大に析出して、鋼板の加工性を劣化させる。また、粗圧延での熱間変形抵抗が増して、粗圧延の操業に障害をきたす虞がある。このため、粗圧延の終了温度は1050 以上とする。終了温度の上限は特に限定されないが、好ましくは1150 とする。終了温度が1150 超では、粗圧延中に生成する二次スケールが成長しすぎて、後に実施するデスケリング又は仕上げ圧延でスケールを除去することが困難となることがあるからである。また、粗圧延の累積圧下率が40%未満では、鑄造時の凝固組織を十分に破壊して結晶組織を等軸化することができず、鋼板の加工性を阻害する。このため、粗圧延の累積圧下率は40%以上とする。

【0061】

粗圧延により得られた複数の粗バーを仕上げ圧延の前に接合し、連続的に仕上げ圧延を行うようなエンドレス圧延を行ってもよい。この場合、粗バーを一旦コイル状に巻き、必要に応じて保温機能を有するカバーに格納し、再度巻き戻してから接合を行ってもよい。

【0062】

粗圧延に用いる粗圧延機と仕上げ圧延に用いる仕上げ圧延機との間、又は、仕上げ圧延機の各スタンド間において、粗バーの圧延方向、板幅方向及び板厚方向における温度のばらつきを制御できる加熱装置を使用して粗バーを加熱してもよい。加熱装置の方式としては、ガス加熱、通電加熱、誘導加熱等の様々なものが挙げられる。このような加熱を行うことにより、熱間圧延の際に、粗バーの圧延方向、板幅方向及び板厚方向における温度のばらつきを小さく制御することが可能となる。

【0063】

粒内方位差が $5^\circ \sim 14^\circ$ である結晶粒の割合を20%以上にするためには、仕上げ圧延の最終3段での累積ひずみを $0.5 \sim 0.6$ とした上で、後述の条件で冷却を行うことが好ましい。これは、粒内方位差が $5^\circ \sim 14^\circ$ である結晶粒は比較的低温でパラ平衡状態に変態することにより生成するので、変態前のオーステナイトの転位密度をある範囲に限定するとともにその後の冷却速度をある範囲に限定することによって、この結晶粒の生成を促進することができるためである。すなわち、仕上げ圧延の最終3段での累積ひずみ及びその後の冷却を制御することで、粒内方位差が $5^\circ \sim 14^\circ$ である結晶粒の核生成頻度及びその後の成長速度を制御できるので、結果としてこの結晶粒の割合も制御できる。

10

20

30

40

50

より具体的には、仕上げ圧延によって導入されるオーステナイトの転位密度が核生成頻度に関わり、圧延後の冷却速度が成長速度に関わる。

【0064】

仕上げ圧延の最終3段の累積ひずみが0.5未満では、導入されるオーステナイトの転位密度が十分でなく、粒内方位差が $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ である結晶粒の割合が20%未満となる。従って、この累積ひずみは0.5以上とすることが好ましい。一方、仕上げ圧延の最終3段の累積ひずみが0.6超であると、仕上げ圧延中にオーステナイトの再結晶が起こり、変態時の蓄積転位密度が低下する。この場合も粒内方位差が $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ である結晶粒の割合が20%未満となる。従って、この累積ひずみは0.6以下とすることが好ましい。

10

【0065】

ここでいう仕上げ圧延の最終3段の累積ひずみ (e_{ff}) は、以下の式(4)によって求めることができる。

$$e_{ff} = \sum_i (t, T) \cdots (4)$$

ここで、

$$i(t, T) = i_0 / \exp\{(t/R)^{2/3}\},$$

$$R = R_0 \cdot \exp(Q/RT),$$

$$R_0 = 8.46 \times 10^{-6},$$

$$Q = 183200 \text{ J},$$

$$R = 8.314 \text{ J/K} \cdot \text{mol}, \text{ であり、}$$

20

i_0 は圧下時の対数ひずみを示し、 t は当該段での冷却直前までの累積時間を示し、 T は当該段での圧延温度を示す。

【0066】

仕上げ圧延の終了温度(圧延終了温度)は A_r3 点以上とすることが好ましい。圧延終了温度を A_r3 点未満とすると、変態前のオーステナイトの転位密度が過度に高まり、粒内方位差が $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ である結晶粒を20%以上とすることが困難となる。

【0067】

仕上げ圧延は、複数の圧延機を直線的に配置し1方向に連続圧延して所定の厚みを得るタンデム圧延機を用いて行うことが好ましい。また、タンデム圧延機を用いて仕上げ圧延を行う場合、圧延機と圧延機との間で冷却(スタンド間冷却)を行って、仕上げ圧延中の鋼板温度が A_r3 以上 $\sim A_r3 + 150$ 以下の範囲となるように制御することが好ましい。仕上げ圧延時の鋼板の温度が $A_r3 + 150$ を超えると、粒径が大きくなりすぎるために靱性が劣化することが懸念される。上記のような条件のスタンド間冷却を行うことで、変態前のオーステナイトの転位密度範囲を限定し、粒内方位差が $5^{\circ} \sim 14^{\circ}$ である結晶粒を20%以上とすることが容易となる。

30

【0068】

A_r3 点は鋼板の化学成分に基づき、圧下による変態点への影響を考慮した、下記式(5)で算出することとする。

$$A_r3 \text{ 点} () = 970 - 325 \times [C] + 33 \times [Si] + 287 \times [P] + 40 \times [Al] - 92 \times ([Mn] + [Mo] + [Cu]) - 46 \times ([Cr] + [Ni]) \cdots (5)$$

40

ここで、 $[C]$ 、 $[Si]$ 、 $[P]$ 、 $[Al]$ 、 $[Mn]$ 、 $[Mo]$ 、 $[Cu]$ 、 $[Cr]$ 、 $[Ni]$ は、それぞれ、C、Si、P、Al、Mn、Mo、Cu、Cr、Niの含有量(質量%)を示す。含有されていない元素については、0%として計算する。

【0069】

また、仕上げ圧延では、下記の(6)式が満たされることが好ましい。

【0070】

$$\frac{0.018[\text{Nb}]+0.01[\text{Ti}]}{\exp\left(\frac{-6080}{T+273}\right)} \leq t \leq \frac{0.054[\text{Nb}]+0.07[\text{Ti}]}{\exp\left(\frac{-6080}{T+273}\right)}$$

・・・(6)式

【0071】

ここで、[Nb]、[Ti]は、それぞれ、Nb、Tiの質量%での含有量を示し、tは最終段の1つ前の段での圧延完了から最終段での圧延開始までの時間(秒)、Tは最終段の1つ前の段での圧延完了温度()を示す。

10

【0072】

上記式が満たされる場合、最終段の1つ前の段での圧延完了から最終段での圧延開始までの間に、オーステナイトの再結晶が促進されるとともにオーステナイトの粒成長が抑制される。このため、圧延中の再結晶オーステナイト粒の微細化が図られ、これにより延性及び穴広げ性に好適なミクロ組織を得ることが一層容易となる。

【0073】

<冷却工程について>

熱間圧延後の熱延鋼板に対して、冷却を行う。冷却工程では熱間圧延が完了した熱延鋼板に対して、15 /秒超の平均冷却速度で500 ~ 650 の温度域までの冷却(第1の冷却)を行い、次に、前記鋼板を450 までの平均冷却速度が0.008 /秒~1.000 /秒となる条件での冷却(第2の冷却)を行うことが望ましい。

20

【0074】

(第1の冷却)

第1の冷却中に、オーステナイトからの相変態や、セメンタイトの析出核生成とNb炭化物並びにTi及びCrの複合炭化物析出核生成との競合が起こる。そして、第1の冷却での平均冷却速度が15 /秒以下では、粒内方位差が5°~14°である結晶粒の割合を20%以上とすることが困難になるとともに、セメンタイトの析出核の生成が優先されるため、後の第2の冷却の際にセメンタイトが成長し、穴広げ性が劣化してしまう。このため、平均冷却速度は15 /秒超とする。平均冷却速度の上限は特に限定されないが、熱ひずみによる板そりを抑制する観点から、平均冷却速度は好ましくは300 /秒以下とする。また、15 /秒超での冷却を650 超で停止すると、粒内方位差が5°~14°である結晶粒の割合を20%以上とすることが困難になるとともに、冷却が不足してセメンタイトが生じやすく、所望のミクロ組織が得られなくなる。このため、この冷却は650 以下まで行う。15 /秒超での冷却を500 未満まで行うと、その後の第2の冷却中に十分な析出が生じず、析出強化の効果が得難くなる。このため、この冷却は500 以上の温度で停止する。

30

【0075】

(第2の冷却)

第1の冷却の後に、450 までの平均冷却速度が0.008 /秒~1.000 /秒となる条件で鋼板を冷却する。この第2の冷却中に鋼板の温度が低下し、450 まで達する間に粒内の方位差が5°~14°である結晶粒の生成が促進するとともに、セメンタイト、Nb炭化物並びにTi及びCrの複合炭化物が析出し、成長する。450 までの平均冷却速度が0.008 /秒未満では、粒内の方位差が5°~14°である結晶粒の割合が減少したり、Nb炭化物並びにTi及びCrの複合炭化物が過度に成長し、析出強化の効果が得難くなる。このため、この平均冷却速度は0.008 /秒以上とする。この平均冷却速度が1.000 /秒超では、粒内の方位差が5°~14°である結晶粒の割合が減少したり、Nb炭化物並びにTi及びCrの複合炭化物の析出が不足し、析出強化の効果が得難くなる。このため、この平均冷却速度は1.000 /秒以下とする。第2の冷却の後は自由に冷却してよい。すなわち、所望のミクロ組織及び化学組成を有す

40

50

ることができるのであれば、第2の冷却の後には、水冷や空冷で室温まで冷却してもよく、亜鉛めっき等の表面処理を施した後に室温まで冷却してもよい。

【0076】

このようにして本実施形態に係る熱延鋼板を得ることができる。

【0077】

得られた熱延鋼板に対して、0.1%~2.0%の圧下率でスキンプラス圧延を行うことが好ましい。これは、スキンプラス圧延により、熱延鋼板の形状の矯正や可動転位の導入により延性を向上することができるからである。また、得られた熱延鋼板の酸洗を行うことが好ましい。これは、酸洗により、熱延鋼板の表面に付着しているスケールを除去することができるからである。酸洗後に、圧下率が10.0%以下のスキンプラス圧延を行ってもよく、圧下率が40.0%程度までの冷間圧延を行ってもよい。これらスキンプラス圧延又は冷間圧延は、インライン又はオフラインで行うことができる。

10

【0078】

本実施形態に係る熱延鋼板は、更に、熱間圧延後又は冷却後に、溶融めっきラインにて熱処理を施してもよく、更にこれらの熱延鋼板に対して別途表面処理を施すようにしてもよい。溶融めっきラインにてめっきを施すことにより、熱延鋼板の耐食性が向上する。

【0079】

酸洗後の熱延鋼板に亜鉛めっきを施す場合は、得られた熱延鋼板を亜鉛めっき浴中に浸漬し、合金化処理してもよい。合金化処理を施すことにより、熱延鋼板は、耐食性の向上に加えて、スポット溶接等の各種溶接に対する溶接抵抗性が向上する。

20

【0080】

熱延鋼板の厚さは、例えば12mm以下とする。また、熱延鋼板は500MPa以上の引張強度を有していることが好ましく、780MPa以上の引張強度を有していることがより好ましい。また、穴広げ性に関しては、日本鉄鋼連盟規格JFST 1001-1996記載の穴広げ試験方法において、500MPa級の鋼板では150%以上の穴広げ率が得られることが好ましく、780MPa以上の鋼板では80%以上の穴広げ率が得られることが好ましい。

【0081】

本実施形態によれば、粒内方位差が5°~14°である結晶粒の割合、Cr含有量、セメントタイトの体積率等を適切なものとしているため、優れた耐はがれ性及び優れた穴広げ性を得ることができる。

30

【0082】

なお、上記実施形態は、何れも本発明を実施するにあたっての具体化の例を示したものに過ぎず、これらによって本発明の技術的範囲が限定的に解釈されてはならないものである。すなわち、本発明はその技術思想、又はその主要な特徴から逸脱することなく、様々な形で実施することができる。例えば、他の方法によって製造された熱延鋼板であっても、それが上記の条件を満たす結晶粒及び化学組成を有していれば、実施形態の範囲内にあるといえる。

【実施例】

【0083】

次に、本発明の実施例について説明する。実施例での条件は、本発明の実施可能性及び効果を確認するために採用した一条件例であり、本発明は、この一条件例に限定されるものではない。本発明は、本発明の要旨を逸脱せず、本発明の目的を達成する限りにおいて、種々の条件を採用し得るものである。

40

【0084】

(第1の実験)

第1の実験では、先ず、表1に示す化学組成を有する質量が300kgの鋼塊を高周波真空溶解炉にて溶製し、試験用圧延機にて厚さが70mmの鋼片を得た。鋼塊の残部はFe及び不純物である。次いで、この鋼片を所定の温度まで加熱し、試験用小型タンデムミルにて熱間圧延して厚さが2.0mm~3.6mmの鋼板を得た。熱間圧延の完了後には

50

、鋼板を、巻き取り温度を模した所定の温度まで冷却し、この温度に設定した炉内に装入し、所定の冷却速度にて450℃まで冷却した。その後、炉冷して、熱延鋼板を得た。これらの条件を表2に示す。また、一部の熱延鋼板については、その後に酸洗を行い、めっき浴浸漬を行ったり、更に合金化処理を行ったりした。めっき浴浸漬の有無、合金化処理の有無も表2に示す。めっき浴浸漬では、430℃～460℃のZn浴への浸漬を行い、合金化処理の温度は500℃～600℃とした。表1中の空欄は、当該元素の含有量が検出限界未満であったことを示し、残部はFe及び不純物である。表1中又は表2中の下線は、その数値が本発明の範囲又は好ましい範囲から外れていることを示す。表2中の「最終1パス前の圧延温度」は最終段の1つ前の段における圧延完了温度であり、「パス間時間」は最終段の1つ前の段での圧延完了から最終段での圧延開始までの時間であり、「終了温度」は最終段での圧延完了温度である。

【0085】

【 表 1 】

鋼種	化学組成 (質量%)														[Si]/[Cr]	[Mn]/[Cr]	Ar3 (°C)	備考		
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Nb	Ti	Cu	Ni	V	Ca					Mo	REM
A	0.045	0.05	1.48	0.008	0.003	0.05	0.0028	0.22	0.015	0.102							0.227	6.7	815	本発明例
B	0.062	0.04	1.56	0.010	0.003	0.04	0.0027	0.38	0.014	0.098							0.105	4.1	795	本発明例
C	0.046	0.01	0.61	0.015	0.004	0.29	0.0033	0.37	0.004	0.051							0.027	1.6	898	本発明例
D	0.083	0.05	1.35	0.012	0.005	0.03	0.0035	0.42	0.012	0.143							0.119	3.2	806	本発明例
E	0.028	0.05	1.68	0.009	0.003	0.05	0.0031	0.26	0.018	0.087							0.192	6.5	801	本発明例
F	0.052	0.26	1.58	0.015	0.004	0.03	0.0028	0.25	0.012	0.121							1.040	6.3	810	本発明例
G	0.065	0.08	1.32	0.012	0.005	0.04	0.0044	0.41	0.007	0.182							0.195	3.2	816	本発明例
H	0.045	0.22	2.05	0.015	0.004	0.03	0.0025	0.24	0.018	0.046							0.917	8.5	769	本発明例
I	0.065	0.03	0.91	0.012	0.003	0.05	0.0041	0.41	0.045	0.125							0.073	2.2	853	本発明例
J	0.042	0.05	1.77	0.013	0.004	0.03	0.0033	0.23	0.004	0.118							0.217	7.7	790	本発明例
K	0.078	0.02	0.68	0.011	0.005	0.22	0.0042	0.87	0.005	0.124							0.023	0.8	855	本発明例
L	0.065	0.22	1.63	0.015	0.003	0.05	0.0038	0.15	0.025	0.117							1.467	10.9	806	本発明例
M	0.042	0.22	1.45	0.012	0.004	0.03	0.0031	0.42	0.013	0.087		0.12					0.524	3.5	816	本発明例
N	0.052	0.23	1.55	0.008	0.003	0.05	0.0033	0.43	0.015	0.061				0.0009			0.535	3.6	803	本発明例
O	0.048	0.05	1.51	0.013	0.002	0.03	0.0026	0.42	0.012	0.109	0.4	0.2					0.119	3.6	757	本発明例
P	0.050	0.04	1.51	0.012	0.003	0.03	0.0030	0.42	0.015	0.121			0.03	0.0011			0.095	3.6	801	本発明例
Q	0.052	0.05	1.49	0.014	0.003	0.03	0.0027	0.39	0.009	0.112				0.06	0.0008		0.128	3.8	799	本発明例
R	0.042	0.05	1.42	0.015	0.002	0.04	0.0029	0.29	0.014	0.103						0.0006	0.172	4.9	820	本発明例
S	0.045	0.09	1.38	0.013	0.002	0.03	0.0036	0.01	0.040	0.131							9.000	138.0	836	比較例
T	0.052	0.95	0.57	0.014	0.004	0.03	0.0034	0.21	0.025	0.125							4.524	2.7	885	比較例
U	0.060	0.11	2.68	0.010	0.002	0.03	0.0030	0.06	0.032	0.105							1.833	44.7	709	比較例
V	0.160	0.05	2.41	0.012	0.003	0.05	0.0035	0.21	0.004	0.067							0.238	11.5	694	比較例
W	0.045	0.04	0.98	0.015	0.005	0.03	0.0032	0.44	0.152	0.081							0.091	2.2	852	比較例
X	0.035	0.12	1.32	0.018	0.004	0.03	0.0036	0.41	0.016	0.267							0.293	3.2	829	比較例
Y	0.051	0.08	1.68	0.016	0.005	0.03	0.0033	0.25	0.015	0.001							0.320	6.7	796	比較例
Z	0.048	0.06	0.42	0.012	0.003	0.05	0.0038	0.94	0.016	0.088							0.064	0.4	880	比較例

【 0 0 8 6 】

10

20

30

40

50

【表 2】

試験番号	鋼種	SRT _{min} (°C)	加熱温度 (°C)	Ar3 (°C)	粗延		仕上げ延					第1冷却		第2冷却		めっき浴浸漬	合金化処理	備考	
					終了温度 (°C)	累積圧下率 (%)	最終1/2ス前の圧延温度 (°C)	バス間時間 (s)	(3)式左辺	(3)式右辺	終了温度 (°C)	後段3段の累積ひずみ	冷却速度 (°C/s)	停止温度 (°C)	開始温度 (°C)				450°Cまでの冷却速度 (°C/s)
1	A	1103	1180	815	1080	65	935	0.64	0.20	1.22	920	0.572	40	570	570	0.013	無し	無し	本発明例
2	A	1103	1180	815	1080	65	935	0.64	0.20	1.22	920	0.572	30	630	630	0.015	無し	無し	本発明例
3	A	1103	1180	815	1080	65	935	0.64	0.20	1.22	920	0.572	30	600	600	0.014	有り	無し	本発明例
4	A	1103	1180	815	1080	65	935	0.64	0.20	1.22	920	0.572	40	570	570	0.013	有り	有り	本発明例
5	A	1103	1180	815	1080	65	935	0.64	0.20	1.22	920	0.572	40	570	570	0.013	無し	無し	本発明例
6	B	1136	1220	795	1100	71	912	0.53	0.21	1.29	900	0.540	40	570	570	0.013	無し	無し	本発明例
7	B	1136	1220	795	1100	45	945	0.53	0.18	1.12	930	0.583	40	570	570	0.013	無し	無し	本発明例
8	B	1136	1220	795	1100	81	876	0.53	0.24	1.51	860	0.527	40	570	570	0.013	無し	無し	本発明例
9	B	1136	1220	795	1100	45	945	0.53	0.18	1.12	930	0.583	40	570	570	0.013	無し	無し	本発明例
10	C	1028	1180	898	1080	71	950	0.59	0.08	0.55	940	0.535	40	570	570	0.013	無し	無し	本発明例
11	D	1224	1250	806	1120	71	935	0.64	0.25	1.64	920	0.583	40	540	540	0.167	無し	無し	本発明例
12	E	1032	1180	801	1080	65	893	0.60	0.22	1.30	880	0.588	20	540	540	0.013	無し	無し	本発明例
13	F	1141	1180	810	1080	65	893	0.60	0.26	1.68	880	0.588	20	630	630	0.015	無し	無し	本発明例
14	G	1224	1250	816	1120	71	935	0.64	0.30	2.01	920	0.514	20	630	630	0.009	無し	無し	本発明例
15	H	1015	1180	769	1080	65	870	0.59	0.16	0.86	860	0.565	40	570	570	0.013	無し	無し	本発明例
16	I	1173	1220	853	1100	71	893	0.36	0.38	2.06	880	0.588	20	600	600	0.014	無し	無し	本発明例
17	J	1112	1180	790	1080	65	893	0.60	0.23	1.56	880	0.527	40	570	570	0.013	無し	無し	本発明例
18	K	1196	1250	855	1120	71	935	0.64	0.20	1.37	920	0.572	30	630	630	0.015	有り	無し	本発明例
19	L	1165	1220	806	1100	71	893	0.60	0.30	1.75	880	0.518	30	630	630	0.015	有り	無し	本発明例
20	M	1076	1180	816	1080	65	893	0.60	0.20	1.25	880	0.572	40	570	570	0.013	無し	無し	本発明例
21	N	1061	1180	803	1080	65	893	0.60	0.16	0.93	880	0.572	40	570	570	0.013	無し	無し	本発明例
22	O	1118	1200	757	1100	71	912	0.53	0.22	1.40	900	0.540	40	570	570	0.013	有り	有り	本発明例
23	P	1136	1180	801	1080	65	935	0.64	0.23	1.42	920	0.572	40	570	570	0.013	無し	無し	本発明例
24	Q	1131	1200	799	1100	71	914	0.53	0.21	1.40	900	0.540	30	630	630	0.015	無し	無し	本発明例
25	R	1096	1200	820	1100	45	955	0.40	0.18	1.13	940	0.583	40	570	570	0.556	無し	無し	本発明例
26	A	1103	1180	815	1080	65	935	0.64	0.20	1.22	920	0.572	2	630	630	0.009	無し	無し	比較例
27	A	1103	1180	815	1080	65	935	0.64	0.20	1.22	920	0.572	30	720	720	0.009	無し	無し	比較例
28	A	1103	1180	815	1080	65	935	0.64	0.20	1.22	700	0.583	20	630	630	0.015	無し	無し	比較例
29	A	1103	1180	815	1080	65	821	0.64	0.33	2.06	820	0.693	20	630	630	0.015	無し	無し	比較例
30	A	1103	1180	815	1080	65	955	0.64	0.18	1.12	940	0.421	40	540	540	0.556	無し	無し	比較例
31	A	1103	1120	815	950	45	821	0.64	0.33	2.06	820	0.549	30	630	630	0.015	無し	無し	比較例
32	B	1136	1220	795	1100	71	912	0.53	0.21	1.29	900	0.549	40	460	460	0.010	無し	無し	比較例
33	B	1136	1200	795	1100	71	912	0.53	0.21	1.29	900	0.549	40	570	570	0.001	無し	無し	比較例
34	B	1136	1200	795	1100	71	912	0.53	0.21	1.29	900	0.549	20	630	630	0.000	無し	無し	比較例
35	B	1136	1100	795	1060	45	872	0.64	0.25	1.54	860	0.549	30	630	630	0.015	無し	無し	比較例
36	S	1133	1250	836	1080	65	935	0.64	0.31	1.74	920	0.572	30	630	630	0.015	無し	無し	比較例
37	I	1148	1250	885	1080	65	935	0.64	0.33	1.91	920	0.572	30	630	630	0.015	無し	無し	比較例
38	U	1141	1180	709	1080	65	821	0.39	0.42	2.35	820	0.580	40	540	540	0.013	無し	無し	比較例
39	V	1210	1250	694	1120	71	821	0.39	0.19	1.27	820	0.580	40	630	630	0.013	無し	無し	比較例
40	W	1076	1180	852	1080	65	893	0.68	0.65	2.55	880	0.576	40	570	570	0.013	無し	無し	比較例
41	X	1192	1250	829	1120	71	935	0.64	0.45	3.00	920	0.572	30	630	630	0.015	無し	無し	比較例
42	Y	721	1180	796	1080	65	893	0.60	0.05	0.16	880	0.576	30	630	630	0.015	無し	無し	比較例
43	Z	1093	1180	880	1080	65	935	0.64	0.18	1.08	920	0.572	30	630	630	0.015	無し	無し	比較例

10

20

30

【0087】

その後、各熱延鋼板について、E B S D解析による粒内方位差が5° ~ 14°の結晶粒の割合の測定、ミクロ組織の観察、機械的特性の測定及び破断面割れの有無の確認を行った。これらの結果を表3に示す。表3中の下線は、その数値が本発明の範囲又は好ましい範囲から外れていることを示す。

【0088】

ミクロ組織の観察では、熱延鋼板の1/4板厚における連続冷却変態組織(Zw)の面積率(Zw)及びポリゴナルフェライト(PF)の面積率を測定した。ミクロ組織の観察では、セメントタイトの面積率及び平均粒径、粒径が0.5µm以下、かつアスペクト比が5以下のセメントタイトの全セメントタイトに占める割合r、並びにセメントタイトに含まれるCrの濃度の測定も行った。ミクロ組織の観察では、Ti及びCrの複合炭化物の平均粒径、Ti及びCrの複合炭化物中のCrの濃度、並びにTi及びCrの複合炭化物の数密度の測定も行った。これらの測定方法は上述の通りである。

【0089】

機械的特性の測定では、板幅方向(C方向)JIS5号試験片を用いた引張試験及びJFS T 1001-1996記載の穴広げ試験を行い、引張強さ(TS)、伸び(EL

40

50

)及び穴広げ率()を求めた。破断面割れの有無の確認は、目視にて行った。

【0090】

【表3】

試験番号	鋼種	粒内の方位差5~14°の結晶粒の割合(%)	マイクロ組織										機械的特性			破断面割れ	備考
			Zw面積率(%)	PF面積率(%)	セメンタイト			複合炭化物				TS(MPa)	EL(%)	λ(%)			
					面積率(%)	平均粒径(μm)	割合r(%)	Cr濃度(質量%)	平均粒径(nm)	Crの固溶量(質量%)	数密度(×10 ¹³ 個/mm ³)						
1	A	56.3	95.7	4.2	0.1	0.18	94	8.4	5.7	4.2	4.2	795	20	108	無し	本発明例	
2	A	53.8	91.5	8.4	0.1	0.25	86	7.4	6.3	5.8	3.6	783	21	91	無し	本発明例	
3	A	55.0	93.5	6.4	0.1	0.22	91	7.9	6.1	4.3	3.9	792	19	95	無し	本発明例	
4	A	55.6	94.6	5.3	0.1	0.21	92	8.1	5.6	4.1	4.6	802	19	96	無し	本発明例	
5	A	56.1	95.3	4.6	0.1	0.16	95	7.6	4.8	4.6	5.2	807	20	103	無し	本発明例	
6	B	56.8	96.5	3.2	0.3	0.28	81	9.8	6.8	8.1	6.9	788	19	83	無し	本発明例	
7	B	51.1	86.8	12.9	0.3	0.32	86	10.2	7.1	8.5	6.3	785	20	88	無し	本発明例	
8	B	54.3	92.3	7.4	0.3	0.31	82	11.5	6.6	9.2	6.8	791	20	82	無し	本発明例	
9	B	56.2	95.6	4.2	0.2	0.19	93	9.6	5.2	7.8	7.1	806	19	86	無し	本発明例	
10	C	28.6	88.6	11.2	0.2	0.25	95	10.5	6.1	7.8	6.8	524	27	172	無し	本発明例	
11	D	63.2	92.7	6.9	0.4	0.36	92	12.3	5.3	10.8	7.3	825	19	92	無し	本発明例	
12	E	59.6	90.3	9.6	0.1	0.29	93	9.1	5.9	6.1	3.8	786	21	89	無し	本発明例	
13	F	39.8	83.1	16.8	0.1	0.22	89	5.6	6.6	5.1	4.1	793	20	91	無し	本発明例	
14	G	73.5	94.6	5.2	0.2	0.29	88	6.8	9.6	12.1	9.1	842	18	85	無し	本発明例	
15	H	65.1	91.7	8.2	0.1	0.22	91	6.5	5.5	4.3	1.2	796	20	96	無し	本発明例	
16	I	62.5	93.2	6.5	0.3	0.28	85	10.3	6.8	10.1	6.5	792	19	88	無し	本発明例	
17	J	52.4	86.6	13.2	0.2	0.23	83	6.6	6.4	5.6	4.1	753	22	105	無し	本発明例	
18	K	58.9	87.8	12.1	0.1	0.17	95	35.6	6.1	15.2	8.8	812	20	94	無し	本発明例	
19	L	42.3	86.3	13.2	0.5	0.31	62	2.3	7.1	3.2	2.5	763	20	91	無し	本発明例	
20	M	56.8	94.6	5.3	0.1	0.22	89	8.2	6.1	7.5	7.1	772	21	93	無し	本発明例	
21	N	54.7	93.2	6.7	0.1	0.21	92	8.9	6.6	6.8	6.9	783	20	101	無し	本発明例	
22	O	55.9	93.6	6.3	0.1	0.22	93	9.6	5.6	8.2	7.6	812	19	112	無し	本発明例	
23	P	59.1	93.8	6.1	0.1	0.22	91	11.9	5.3	7.9	7.2	788	20	105	無し	本発明例	
24	Q	52.3	96.1	3.7	0.2	0.25	86	10.8	6.1	7.3	6.8	809	19	96	無し	本発明例	
25	R	75.3	98.3	1.6	0.1	0.19	93	10.1	6.5	5.6	5.6	821	20	93	無し	本発明例	
26	A	18.6	57.6	42.3	0.1	3.20	25	0.3	12.8	1.6	0.8	745	22	63	有り	比較例	
27	A	17.2	43.2	56.7	0.1	3.60	19	0.1	13.4	0.4	0.9	753	23	51	有り	比較例	
28	A	13.1	21.6	77.3	1.1	3.40	15	0.1	13.1	0.3	0.6	709	19	55	有り	比較例	
29	A	13.8	31.0	68.2	0.8	2.70	18	0.3	11.3	0.4	0.8	712	19	58	有り	比較例	
30	A	18.5	43.2	4.4	0.1	2.10	31	0.1	5.6	0.2	0.4	867	13	45	有り	比較例	
31	A	16.2	37.6	61.2	1.2	2.30	28	0.3	12.1	0.4	0.8	771	17	56	有り	比較例	
32	B	19.2	93.6	6.2	0.2	0.22	84	7.6	6.8	1.8	0.6	723	21	78	無し	比較例	
33	B	18.7	90.4	9.4	0.2	1.20	43	6.5	12.1	4.3	0.8	756	20	62	有り	比較例	
34	B	16.5	32.6	5.2	0.1	2.30	24	0.1	6.1	0.3	0.5	897	15	57	有り	比較例	
35	B	19.4	91.6	8.2	0.2	0.33	72	6.2	6.1	0.6	0.5	725	20	71	有り	比較例	
36	S	18.4	75.6	24.2	0.2	2.30	43	0.1	11.6	0.0	0.7	748	20	58	有り	比較例	
37	I	9.7	25.9	73.9	0.2	0.87	57	0.3	10.9	0.8	0.8	713	24	56	有り	比較例	
38	U	13.6	96.1	3.6	0.3	2.90	29	0.2	12.5	0.6	0.9	755	19	41	有り	比較例	
39	V	9.3	93.6	3.2	0.2	3.60	18	0.4	13.2	0.8	0.6	781	19	45	有り	比較例	
40	W	6.5	41.9	2.9	0.3	2.30	26	0.1	6.8	2.6	0.8	884	13	48	有り	比較例	
41	X	12.7	96.3	3.6	0.1	0.32	66	4.3	15.8	5.1	4.2	876	15	41	有り	比較例	
42	Y	16.9	43.5	56.1	0.4	0.38	72	5.9	=	=	=	702	19	72	有り	比較例	
43	Z	13.3	39.7	3.2	0.2	0.17	87	41.8	6.7	0.7	0.9	734	20	59	有り	比較例	

10

20

30

【0091】

表3に示すように、試験番号1~25では、本発明範囲内にあるため、高い引張強度が得られ、優れた強度-延性バランス(TS×EL)及び優れた強度-穴広げバランス(TS×)が得られ、優れた耐はがれ性が得られた。

【0092】

一方、試験番号26~43では、本発明範囲から外れるため、引張強度、強度-延性バランス、強度-穴広げバランス及び耐はがれ性のうちのいずれかが劣っていた。

40

【産業上の利用可能性】

【0093】

本発明は、例えば、自動車の内板部材、構造部材、足回り部材等、種々の鉄鋼製品に用いられる熱延鋼板の製造産業及び利用産業に利用することができる。

フロントページの続き

- (72)発明者 首藤 洋志
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内
- (72)発明者 横井 龍雄
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内

審査官 鈴木 葉子

- (56)参考文献 国際公開第2008/123366(WO, A1)
特開2009-019265(JP, A)
国際公開第2013/121963(WO, A1)
特開2010-248601(JP, A)
国際公開第2014/019844(WO, A1)

- (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 |