

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号  
特許第7564464号  
(P7564464)

(45)発行日 令和6年10月9日(2024.10.9)

(24)登録日 令和6年10月1日(2024.10.1)

(51)国際特許分類 F I  
 C 2 2 C 38/00 (2006.01) C 2 2 C 38/00 3 0 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

請求項の数 3 (全25頁)

(21)出願番号	特願2022-545467(P2022-545467)	(73)特許権者	000006655 日本製鉄株式会社 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
(86)(22)出願日	令和3年6月15日(2021.6.15)	(74)代理人	100149548 弁理士 松沼 泰史
(86)国際出願番号	PCT/JP2021/022672	(74)代理人	100140774 弁理士 大浪 一徳
(87)国際公開番号	WO2022/044494	(74)代理人	100134359 弁理士 勝俣 智夫
(87)国際公開日	令和4年3月3日(2022.3.3)	(74)代理人	100188592 弁理士 山口 洋
審査請求日	令和5年2月10日(2023.2.10)	(74)代理人	100217249 弁理士 堀田 耕一郎
(31)優先権主張番号	特願2020-143746(P2020-143746)	(74)代理人	100221279 弁理士 山口 健吾
(32)優先日	令和2年8月27日(2020.8.27)		
(33)優先権主張国・地域又は機関	日本国(JP)		

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】

化学組成が、質量%で、

C : 0 . 0 5 0 ~ 0 . 2 5 0 %、

S i : 0 . 0 5 ~ 3 . 0 0 %、

M n : 1 . 0 0 ~ 4 . 0 0 %、

T i、N bおよびVのうち1種または2種以上：合計で0 . 0 6 0 ~ 0 . 5 0 0 %、

s o l . A l : 0 . 0 0 1 ~ 2 . 0 0 0 %、

P : 0 . 1 0 0 %以下、

S : 0 . 0 3 0 0 %以下、

N : 0 . 1 0 0 0 %以下、

O : 0 . 0 1 0 0 %以下、

C u : 0 ~ 2 . 0 0 %、

C r : 0 ~ 2 . 0 0 %、

M o : 0 ~ 1 . 0 0 %、

N i : 0 ~ 2 . 0 0 %、

B : 0 ~ 0 . 0 1 0 0 %、

C a : 0 ~ 0 . 0 2 0 0 %、

M g : 0 ~ 0 . 0 2 0 0 %、

R E M : 0 ~ 0 . 1 0 0 0 %、

Bi : 0 ~ 0 . 0 2 0 %、  
Zr、Co、ZnおよびWのうち1種または2種以上：合計で0 ~ 1 . 0 0 %、並びに  
Sn : 0 ~ 0 . 0 5 %を含有し、

残部がFeおよび不純物からなり、  
金属組織が、

面積%で、残留オーステナイトが3 . 0 %未満であり、フェライトが15 . 0 %未満  
であり、パーライトが5 . 0 %未満であり、残部組織が、ベイナイト、マルテンサイトお  
よび焼き戻しマルテンサイトの1種または2種以上であり、

前記金属組織の周期性を示すE値が10 . 7未満であり、前記金属組織の均一性を示  
すI値が1 . 0 2 0未満であり、

Mn濃度の標準偏差が0 . 6 0質量%以下であり、

引張強さが780MPa以上である

ことを特徴とする熱延鋼板。

#### 【請求項2】

表層の平均結晶粒径 $d_s$ と、表面から板厚の1/4深さ位置の平均結晶粒径 $d_q$ との比  
である $d_s / d_q$ が0 . 9 5以下であ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】

前記化学組成が、質量%で、

Cu : 0 . 0 1 ~ 2 . 0 0 %、

Cr : 0 . 0 1 ~ 2 . 0 0 %、

Mo : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 0 %、

Ni : 0 . 0 2 ~ 2 . 0 0 %、

B : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 1 0 0 %、

Ca : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 2 0 0 %、

Mg : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 2 0 0 %、

REM : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 1 0 0 0 %、および

Bi : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 2 0 %

からなる群から選択される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または2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、熱延鋼板に関する。具体的には、プレス加工等により様々な形状に成形して  
利用される熱延鋼板、特に、高強度であり、且つせん断加工性に優れる熱延鋼板に関する。

本願は、2020年8月27日に、日本に出願された特願2020 - 143746号に  
基づき優先権を主張し、その内容をここに援用する。

#### 【背景技術】

#### 【0002】

近年、地球環境保護の観点から、多くの分野において炭酸ガス排出量の削減が取り組ま  
れている。自動車メーカーにおいても低燃費化を目的とした車体軽量化の技術開発が盛ん  
に行われている。しかし、乗員の安全確保のために耐衝突特性の向上にも重点が置かれる  
ため、車体軽量化は容易ではない。

#### 【0003】

車体軽量化と耐衝突特性とを両立させるべく、高強度鋼板を用いて部材を薄肉化するこ  
とが検討されている。このため、高い強度と優れた成形性とを兼備する鋼板が強く望まれ  
ており、これらの要求に応えるべく、幾つかの技術が従来から提案されている。自動車部  
材はプレス成形によって成形されるが、そのプレス成形のブランク板は生産性が高いせん  
断加工によって製造されることが多い。ブランク加工におけるクリアランスは必ずしも一  
定ではないため、種々のクリアランスでもせん断加工後の端面精度が安定していることが  
好ましい。例えば、せん断加工後のせん断端面におけるダレの比率がクリアランスによら

10

20

30

40

50

ず安定していることが好ましい。

【0004】

せん断加工性について、例えば特許文献1には、表層のフェライト粒径 $d_s$ と内部のフェライト結晶粒 $d_b$ との比 $d_s/d_b$ を0.95以下に制御することで、打ち抜き後のバリ高さを制御する技術が開示されている。

特許文献2には、Pの含有量を低減することで板端面のハガレやメクレを改善する技術が開示されている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0005】

【文献】日本国特開平10-168544号公報

【文献】日本国特開2005-298924号公報

【非特許文献】

【0006】

【文献】J. Webel, J. Gola, D. Britz, F. Mucklich, *Materials Characterization* 144 (2018) 584-596

【文献】D. L. Naik, H. U. Sajid, R. Kiran, *Metals* 2019, 9, 546

【文献】K. Zuiderveld, *Contrast Limited Adaptive Histogram Equalization*, Chapter VIII.5, *Graphics Gems IV*. P.S. Heckbert (Eds.), Cambridge, MA, Academic Press, 1994, pp. 474-485

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0007】

しかしながら、特許文献1ではIF鋼を対象としており、780MPa以上の高強度の部材へ適用することは困難な場合がある。特許文献2では、780MPa以上の強度は得られているが、せん断加工後のせん断端面におけるダレの安定性については検討されていない。

【0008】

本発明は、従来技術の上記課題に鑑みてなされたものであり、高い強度を有するとともに、優れたせん断加工性を有す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】

【0009】

本発明者らは、上述の課題に鑑み、熱延鋼板の化学組成および金属組織と機械特性との関係について鋭意研究を重ねた結果、以下の知見(a)~(f)を得て、本発明を完成した。なお、優れたせん断加工性を有するとは、せん断加工後のせん断端面におけるダレの比率が、せん断加工時のクリアランスによらず安定していることを示す。また、優れた強度または高い強度を有するとは、引張強さが780MPa以上であることを示す。

【0010】

(a) 優れた引張(最大)強さを得るためには、硬質な組織を活用することが好ましい。すなわち、マルテンサイトまたはベイナイトを金属組織中に含むことが好ましい。

【0011】

(b) せん断端面におけるダレの比率を安定させるには、Mn偏析が少なく、組織形態に周期性が有り、かつ不均一である(均一性が低い)金属組織とすることが重要である。

【0012】

(c) 具体的には、Mn濃度の標準偏差を一定値以下とすること、並びに、金属組織の周期性および金属組織の均一性を制御することが、せん断端面におけるダレの比率の安定化

10

20

30

40

50

に効果的である。

【 0 0 1 3 】

( d ) M n 濃度の標準偏差を一定値以下とするためには、スラブ加熱工程およびその後の熱間圧延工程が重要である。例えば 7 0 0 ~ 8 5 0 の温度域で 9 0 0 秒以上保持した後、更に加熱し、 1 1 0 0 以上の温度域で 6 0 0 0 秒以上保持すること、および 8 5 0 ~ 1 1 0 0 の温度域で合計 9 0 % 以上の板厚減となるような熱間圧延を行うことが効果的である。

【 0 0 1 4 】

( e ) 金属組織の周期性を高めるには、熱間圧延中のオーステナイトの再結晶挙動を制御することが重要である。例えば、熱間圧延の最終段の圧下率および圧延温度を所定の範囲内に制御し、熱間圧延の最終段の 1 段前の圧延後、且つ最終段の圧延前の鋼板に負荷する応力を 1 7 0 k P a 以上とし、熱間圧延の最終段後、且つ鋼板が 7 5 0 に冷却されるまでの鋼板に負荷する応力を 2 0 0 k P a 以上とすることが効果的である。このような熱間圧延条件により、微細かつ扁平なオーステナイト粒を作り込むことができ、その後の冷却条件との組み合わせにより、結果として金属組織の周期性を高めることができる。

10

【 0 0 1 5 】

( f ) 金属組織の均一性を低減させるには、 4 0 0 以上、 6 0 0 未満の温度域まで冷却してから巻取りを行うことで、鉄炭化物の析出を促進させることが効果的である。

【 0 0 1 6 】

上記知見に基づいてなされた本発明の要旨は、以下の通りである。

20

( 1 ) 本発明の一態様に係る熱延鋼板は、化学組成が、質量%で、

C : 0 . 0 5 0 ~ 0 . 2 5 0 %、

S i : 0 . 0 5 ~ 3 . 0 0 %、

M n : 1 . 0 0 ~ 4 . 0 0 %、

T i、N b および V のうち 1 種または 2 種以上 : 合計で 0 . 0 6 0 ~ 0 . 5 0 0 %、

s o l . A l : 0 . 0 0 1 ~ 2 . 0 0 0 %、

P : 0 . 1 0 0 % 以下、

S : 0 . 0 3 0 0 % 以下、

N : 0 . 1 0 0 0 % 以下、

O : 0 . 0 1 0 0 % 以下、

C u : 0 ~ 2 . 0 0 %、

C r : 0 ~ 2 . 0 0 %、

M o : 0 ~ 1 . 0 0 %、

N i : 0 ~ 2 . 0 0 %、

B : 0 ~ 0 . 0 1 0 0 %、

C a : 0 ~ 0 . 0 2 0 0 %、

M g : 0 ~ 0 . 0 2 0 0 %、

R E M : 0 ~ 0 . 1 0 0 0 %、

B i : 0 ~ 0 . 0 2 0 %、

Z r、C o、Z n および W のうち 1 種または 2 種以上 : 合計で 0 ~ 1 . 0 0 %、並びに

S n : 0 ~ 0 . 0 5 % を含有し、

残部が F e および不純物からなり、

金属組織が、

面積%で、残留オーステナイトが 3 . 0 % 未満であり、フェライトが 1 5 . 0 % 未満であり、パーライトが 5 . 0 % 未満であり、残部組織が、ベイナイト、マルテンサイトおよび焼き戻しマルテンサイトの 1 種または 2 種以上であり、

30

前記金属組織の周期性を示す E 値が 1 0 . 7 未満であり、前記金属組織の均一性を示す I 値が 1 . 0 2 0 未満であり、

M n 濃度の標準偏差が 0 . 6 0 質量% 以下であり、

引張強さが 7 8 0 M P a 以上である。

40

50

(2) 上記(1)に記載の熱延鋼板は、表層の平均結晶粒径  $d_s$  と、表面から板厚の  $1/4$  深さ位置の平均結晶粒径  $d_q$  との比である  $d_s / d_q$  が  $0.95$  以下であってもよい。

(3) 上記(1)または(2)に記載の熱延鋼板は、前記化学組成が、質量%で、

Cu :  $0.01 \sim 2.00\%$ 、

Cr :  $0.01 \sim 2.00\%$ 、

Mo :  $0.01 \sim 1.00\%$ 、

Ni :  $0.02 \sim 2.00\%$ 、

B :  $0.0001 \sim 0.0100\%$ 、

Ca :  $0.0005 \sim 0.0200\%$ 、

Mg :  $0.0005 \sim 0.0200\%$ 、

REM :  $0.0005 \sim 0.1000\%$ 、および

Bi :  $0.0005 \sim 0.020\%$

からなる群から選択される1種または2種以上を含有してもよい。

【発明の効果】

【0017】

本発明に係る上記態様によれば、優れた強度およびせん断加工性を有する熱延鋼板を得ることができる。また、本発明に係る上記の好ましい態様によれば、上記諸特性を有した上で更に、曲げ内割れの発生が抑制された、すなわち耐曲げ内割れ性に優れた熱延鋼板を得ることができる。

本発明の上記態様に係る熱延鋼板は、自動車部材、機械構造部材さらには建築部材に用いられる工業用素材として好適である。

【図面の簡単な説明】

【0018】

【図1】せん断加工後のせん断端面におけるダレの比率の測定方法を説明するための図である。

【発明を実施するための形態】

【0019】

本実施形態に係る熱延鋼板(以下、単に鋼板と記載する場合がある)の化学組成および金属組織について、以下により具体的に説明する。ただし、本発明は本実施形態に開示の構成のみに制限されることなく、本発明の趣旨を逸脱しない範囲で種々の変更が可能である。

以下に「 $\sim$ 」を挟んで記載する数値限定範囲には、下限値および上限値がその範囲に含まれる。「未満」または「超」と示す数値には、その値が数値範囲に含まれない。以下の説明において、鋼板の化学組成に関する%は特に指定しない限り質量%である。

【0020】

1. 化学組成

本実施形態に係る熱延鋼板は、質量%で、C :  $0.050 \sim 0.250\%$ 、Si :  $0.05 \sim 3.00\%$ 、Mn :  $1.00 \sim 4.00\%$ 、Ti、NbおよびVのうち1種または2種以上 : 合計で  $0.060 \sim 0.500\%$ 、sol. Al :  $0.001 \sim 2.000\%$ 、P :  $0.100\%$  以下、S :  $0.0300\%$  以下、N :  $0.1000\%$  以下、O :  $0.0100\%$  以下、並びに、残部 : Fe および不純物を含む。以下に各元素について詳細に説明する。

【0021】

(1-1) C :  $0.050 \sim 0.250\%$

Cは、硬質相の分率を上昇させるとともに、Ti、Nb、V等の析出強化元素と結合することで、フェライトの強度を上昇させる。C含有量が $0.050\%$ 未満では、所望の強度を得ることが困難となる。更に、せん断端面におけるダレの安定性が低下する。したがって、C含有量は $0.050\%$ 以上とする。C含有量は、好ましくは $0.060\%$ 以上、より好ましくは $0.070\%$ 以上、より一層好ましくは $0.080\%$ 以上である。

一方、C含有量が $0.250\%$ 超では、熱延鋼板の溶接性が低下する。したがって、C

10

20

30

40

50

含有量は0.250%以下とする。C含有量は好ましくは0.150%以下である。

【0022】

(1-2) Si: 0.05~3.00%

Siは、固溶強化して熱延鋼板の強度を上昇させる作用を有する。また、Siは脱酸により鋼を健全化する(鋼にブローホールなどの欠陥が生じることを抑制する)作用を有する。Si含有量が0.05%未満では、上記作用による効果を得ることができない。したがって、Si含有量は0.05%以上とする。Si含有量は、好ましくは0.50%以上、より好ましくは0.80%以上である。

しかし、Si含有量が3.00%超では、熱延鋼板の表面性状および化成処理性、さらには延性および溶接性が著しく劣化するとともに、 $A_3$ 変態点が著しく上昇する。これにより、安定して熱間圧延を行うことが困難になる。更に、せん断端面におけるダレの安定性が低下する。したがって、Si含有量は3.00%以下とする。Si含有量は、好ましくは2.70%以下、より好ましくは2.50%以下である。

10

【0023】

(1-3) Mn: 1.00~4.00%

Mnは、フェライト変態を抑制して熱延鋼板を高強度化する作用を有する。Mn含有量が1.00%未満では、780MPa以上の引張強さを得ることができない。更に、せん断端面におけるダレの安定性が低下する。したがって、Mn含有量は1.00%以上とする。Mn含有量は、好ましくは1.30%以上であり、より好ましくは1.50%以上である。

20

一方、Mn含有量が4.00%超では、Mnの中心偏析に起因して、板厚中央付近に割れが発生して、せん断加工後のせん断端面性状が悪化する。したがって、Mn含有量は4.00%以下とする。Mn含有量は、好ましくは3.70%以下、より好ましくは3.50%以下である。

【0024】

(1-4) Ti、NbおよびVの1種または2種以上: 合計で0.060~0.500%

Ti、NbおよびVは、炭化物および窒化物として鋼中に微細析出し、析出強化により鋼の強度を向上させる元素である。また、上記炭化物を形成することによってCを固定して、せん断加工性にとって有害なセメンタイトの生成を抑制する元素である。Ti、NbおよびVの合計の含有量が0.060%未満であると、これらの効果を得ることができない。そのため、Ti、NbおよびVの合計の含有量を0.060%以上とする。なお、Ti、NbおよびVの全てが含有されている必要はなく、いずれか1種でも0.060%以上含まれていればよい。Ti、NbおよびVのうち2種以上を含む場合は、それらの合計の含有量が0.060%以上であればよい。Ti、NbおよびVの合計の含有量は、好ましくは0.080%以上、より好ましくは0.100%以上である。

30

一方、Ti、NbおよびVの合計の含有量が0.500%を超えると、熱延鋼板の加工性が劣化する。そのため、Ti、NbおよびVの合計の含有量を0.500%以下とする。好ましくは0.300%以下であり、より好ましくは0.250%以下であり、より一層好ましくは0.200%以下である。

【0025】

(1-5) sol. Al: 0.001~2.000%

Alは、Siと同様に、鋼を脱酸して、鋼を健全化する作用を有する。sol. Al含有量が0.001%未満では上記作用による効果を得ることができない。したがって、sol. Al含有量は、0.001%以上とする。sol. Al含有量は、好ましくは0.010%以上である。

一方、sol. Al含有量が2.000%超では、上記効果が飽和するとともに経済的に好ましくないため、sol. Al含有量は2.000%以下とする。sol. Al含有量は、好ましくは1.500%以下、より好ましくは1.300%以下、より一層好ましくは1.000%以下である。

40

なお、sol. Alとは酸可溶性Alを意味し、固溶状態で鋼中に存在する固溶Alの

50

ことを示す。

【0026】

(1-6) P : 0.100%以下

Pは、一般的に不純物として含有される元素であるが、固溶強化により熱延鋼板の強度を高める作用を有する元素でもある。したがって、Pを積極的に含有させてもよいが、Pは偏析し易い元素であり、P含有量が0.100%を超えると、粒界偏析に起因する延性の低下が顕著となる。したがって、P含有量は、0.100%以下とする。P含有量は、好ましくは0.030%以下である。P含有量の下限は特に規定する必要はないが、精錬コストの観点から、0.001%とすることが好ましい。

【0027】

(1-7) S : 0.0300%以下

Sは、不純物として含有される元素であり、鋼中に硫化物系介在物を形成して熱延鋼板の延性を低下させる。S含有量が0.0300%を超えると、熱延鋼板の延性が著しく低下する。したがって、S含有量は0.0300%以下とする。S含有量は、好ましくは0.0050%以下である。S含有量の下限は特に規定する必要はないが、精錬コストの観点から、0.0001%とすることが好ましい。

【0028】

(1-8) N : 0.1000%以下

Nは、不純物として鋼中に含有される元素であり、熱延鋼板の延性を低下させる作用を有する。N含有量が0.1000%超では、熱延鋼板の延性が著しく低下する。したがって、N含有量は0.1000%以下とする。N含有量は、好ましくは0.0800%以下であり、より好ましくは0.0700%以下であり、より一層好ましくは0.0100%以下である。N含有量の下限は特に規定する必要はないが、Ti、NbおよびVの1種または2種以上を含有させて金属組織をより微細化する場合には、炭窒化物の析出を促進させるためにN含有量は0.0010%以上とすることが好ましく、0.0020%以上とすることがより好ましい。

【0029】

(1-9) O : 0.0100%以下

Oは、鋼中に多く含まれると破壊の起点となる粗大な酸化物を形成し、脆性破壊や水素誘起割れを引き起こす。そのため、O含有量は0.0100%以下とする。O含有量は、好ましくは0.0080%以下、より好ましくは0.0050%以下である。溶鋼の脱酸時に微細な酸化物を多数分散させるために、O含有量は0.0005%以上、または0.0010%以上としてもよい。

【0030】

本実施形態に係る熱延鋼板の化学組成の残部は、Feおよび不純物であってもよい。本実施形態において、不純物とは、原料としての鉱石、スクラップ、または製造環境等から混入されるもの、および/または本実施形態に係る熱延鋼板に悪影響を与えない範囲で許容されるものを意味する。

【0031】

本実施形態に係る熱延鋼板は、Feの一部に代えて、Cu、Cr、Mo、Ni、B、Ca、Mg、REM、Bi、Zr、Co、Zn、WおよびSnを任意元素として含有してもよい。上記任意元素を含有させない場合の含有量の下限は0%である。以下、上記任意元素について詳細に説明する。

【0032】

(1-10) Cu : 0.01~2.00%、Cr : 0.01~2.00%、Mo : 0.01~1.00%、Ni : 0.02~2.00%およびB : 0.0001~0.0100%

Cu、Cr、Mo、NiおよびBは、いずれも、熱延鋼板の焼入性を高める作用を有する。また、CuおよびMoは鋼中に炭化物として析出して熱延鋼板の強度を高める作用を有する。さらに、Niは、Cuを含有させる場合においては、Cuに起因するスラブの粒界割れを効果的に抑制する作用を有する。したがって、これらの元素の1種または2種以

10

20

30

40

50

上を含有させてもよい。

【0033】

Cuは、熱延鋼板の焼入れ性を高める作用および低温で鋼中に炭化物として析出して熱延鋼板の強度を高める作用を有する。上記作用による効果をより確実に得るためには、Cu含有量は0.01%以上とすることが好ましく、0.05%以上とすることがより好ましい。しかし、Cu含有量が2.00%超では、スラブの粒界割れが生じる場合がある。したがって、Cu含有量は2.00%以下とする。Cu含有量は、好ましくは1.50%以下、より好ましくは1.00%以下である。

【0034】

上述したようにCrは、熱延鋼板の焼入性を高める作用を有する。上記作用による効果をより確実に得るためには、Cr含有量を0.01%以上とすることが好ましく、0.05%以上とすることがより好ましい。しかし、Cr含有量が2.00%超では、熱延鋼板の化成処理性が著しく低下する。したがって、Cr含有量は2.00%以下とする。

10

【0035】

上述したようにMoは、熱延鋼板の焼入性を高める作用および鋼中に炭化物として析出して熱延鋼板の強度を高める作用を有する。上記作用による効果をより確実に得るためには、Mo含有量を0.01%以上とすることが好ましく、0.02%以上とすることがより好ましい。しかし、Mo含有量を1.00%超としても上記作用による効果は飽和して経済的に好ましくない。したがって、Mo含有量は1.00%以下とする。Mo含有量は、好ましくは0.50%以下、より好ましくは0.20%以下である。

20

【0036】

上述したようにNiは、熱延鋼板の焼入性を高める作用を有する。またNiは、Cuを含有させる場合においては、Cuに起因するスラブの粒界割れを効果的に抑制する作用を有する。上記作用による効果をより確実に得るためには、Ni含有量は0.02%以上とすることが好ましい。Niは、高価な元素であるため、多量に含有させることは経済的に好ましくない。したがって、Ni含有量は2.00%以下とする。

【0037】

上述したようにBは、熱延鋼板の焼入れ性を高める作用を有する。この作用による効果をより確実に得るためには、B含有量を0.0001%以上とすることが好ましく、0.0002%以上とすることがより好ましい。しかし、B含有量が0.0100%超では、熱延鋼板の成形性が著しく低下するため、B含有量は0.0100%以下とする。B含有量は、0.0050%以下とすることが好ましい。

30

【0038】

(1-11) Ca: 0.0005~0.0200%、Mg: 0.0005~0.0200%、REM: 0.0005~0.1000%およびBi: 0.0005~0.0200%

Ca、MgおよびREMは、いずれも、鋼中の介在物の形状を好ましい形状に調整することにより、熱延鋼板の延性を高める作用を有する。また、Biは、凝固組織を微細化することにより、熱延鋼板の延性を高める作用を有する。したがって、これらの元素の1種または2種以上を含有させてもよい。上記作用による効果をより確実に得るためには、Ca、Mg、REMおよびBiのいずれか1種以上の含有量を0.0005%以上とすることが好ましい。しかし、Ca含有量またはMg含有量が0.0200%を超えると、あるいはREM含有量が0.1000%を超えると、鋼中に介在物が過剰に生成され、却って熱延鋼板の延性を低下させる場合がある。また、Bi含有量を0.020%超としても、上記作用による効果は飽和してしまい、経済的に好ましくない。したがって、Ca含有量およびMg含有量をそれぞれ0.0200%以下、REM含有量を0.1000%以下、並びにBi含有量を0.020%以下とする。Bi含有量は、好ましくは0.010%以下である。

40

ここで、REMは、Sc、Yおよびランタノイドからなる合計17元素を指し、上記REMの含有量は、これらの元素の合計含有量を指す。ランタノイドの場合、工業的にはミッシュメタルの形で添加される。

50

## 【0039】

(1-12) Zr、Co、ZnおよびWのうち1種または2種以上：合計で0～1.00%、並びにSn：0～0.05%

Zr、Co、ZnおよびWについて、本発明者らは、これらの元素を合計で1.00%以下含有させても、本実施形態に係る熱延鋼板の効果は損なわれないことを確認している。そのため、Zr、Co、ZnおよびWのうち1種または2種以上を合計で1.00%以下含有させてもよい。

また、本発明者らは、Snを少量含有させても本実施形態に係る熱延鋼板の効果は損なわれないことを確認している。しかし、Snを多量に含有させると熱間圧延時に疵が発生する可能性があるため、Sn含有量は0.05%以下とする。

10

## 【0040】

上述した熱延鋼板の化学組成は、一般的な分析方法によって測定すればよい。例えば、ICP-AES (Inductively Coupled Plasma - Atomic Emission Spectrometry) を用いて測定すればよい。なお、sol-Alは、試料を酸で加熱分解した後の濾液を用いてICP-AESによって測定すればよい。CおよびSは燃焼-赤外線吸収法を用い、Nは不活性ガス融解-熱伝導度法を用い、Oは不活性ガス融解-非分散型赤外線吸収法を用いて測定すればよい。

## 【0041】

## 2. 熱延鋼板の金属組織

次に、本実施形態に係る熱延鋼板の金属組織について説明する。

20

本実施形態に係る熱延鋼板は、金属組織が、面積%で、残留オーステナイトが3.0%未満であり、フェライトが15.0%未満であり、パーライトが5.0%未満であり、前記金属組織の周期性を示すE値が10.7未満であり、前記金属組織の均一性を示すI値が1.020未満であり、Mn濃度の標準偏差が0.60質量%以下である。そのため、本実施形態に係る熱延鋼板は、高強度と優れたせん断加工性とを得ることができる。なお、本実施形態では、圧延方向に平行な板厚断面で、表面から板厚の1/4深さ位置の金属組織における組織分率、E値、I値およびMn濃度の標準偏差を規定する。その理由は、この位置における金属組織が、鋼板の代表的な金属組織を示すからである。

## 【0042】

(2-1) 残留オーステナイトの面積分率：3.0%未満

30

本発明において、残留オーステナイトの面積分率が多すぎると、せん断端面におけるダレの比率が不安定になる場合がある。残留オーステナイトは、変態誘起塑性 (TRIP) により熱延鋼板の加工硬化能を向上させるため、せん断端面におけるダレの比率が不安定化すると推測される。残留オーステナイトの面積分率が3.0%以上であると、熱延鋼板のせん断加工性が劣化する。したがって、残留オーステナイトの面積分率は3.0%未満とする。残留オーステナイトの面積分率は、好ましくは1.5%未満、より好ましくは1.0%未満である。残留オーステナイトは少ない程好ましいため、残留オーステナイトの面積分率は0%であってもよい。

## 【0043】

残留オーステナイトの面積分率の測定方法には、X線回折、EBSP (電子後方散乱回折像、Electron Back Scattering Diffraction Pattern) 解析、磁気測定による方法などがあり、測定方法によって測定値が異なる場合がある。本実施形態では、残留オーステナイトの面積分率はX線回折により測定する。

40

本実施形態におけるX線回折による残留オーステナイト面積分率の測定では、熱延鋼板の板厚の1/4深さ位置 (表面から板厚の1/8深さ～表面から板厚の3/8深さの領域) において、Co-K線を用いて、(110)、(200)、(211)、(111)、(200)、(220)の計6ピークの積分強度を求め、強度平均法を用いて算出することで、残留オーステナイトの面積分率を得る。

## 【0044】

(2-2) フェライトの面積分率：15.0%未満

50

フェライトは比較的高温でfccがbccに変態したときに生成する組織である。フェライトは加工硬化能が高いため、フェライトの面積分率が多すぎると、せん断端面におけるダレの比率が不安定化する。そのため、フェライトの面積分率は15.0%未満とする。好ましくは12.0%以下であり、より好ましくは10.0%以下であり、より一層好ましくは8.0%以下である。フェライトの面積分率は少ない程好ましく、フェライトの面積分率の下限は3.0%、2.0%、または0%であってもよい。

#### 【0045】

(2-3) パーライトの面積分率：5.0%未満

パーライトは、フェライト同士の間でセメントイトが層状に析出したラメラ状の金属組織である。またパーライトは、ベイナイトおよびマルテンサイトと比較すると軟質な金属組織である。パーライトの面積分率が5.0%以上であると、パーライトに含まれるセメントイトに炭素が消費され、残部組織であるマルテンサイトおよびベイナイトの強度が低下し、780MPa以上の引張強さを得ることができない。したがって、パーライトの面積分率は5.0%未満とする。パーライトの面積分率は、好ましくは3.0%以下である。熱延鋼板の伸びフランジ性を向上させるために、パーライトの面積分率は可能な限り低減することが好ましく、パーライトの面積分率の下限は2.0%であることが好ましく、1.0%であることがより好ましく、0%であることがより一層好ましい。

#### 【0046】

なお、本実施形態に係る熱延鋼板には、残留オーステナイト、フェライトおよびパーライト以外の残部組織として、ベイナイト、マルテンサイトおよび焼き戻しマルテンサイトの1種または2種以上からなる硬質組織が含まれる。

#### 【0047】

金属組織の面積分率の測定は、以下の方法で行う。圧延方向に平行な板厚断面を鏡面に仕上げ、室温においてアルカリ性溶液を含まないコロイダルシリカを用いて8分間研磨し、サンプルの表層に導入されたひずみを除去する。サンプル断面の長手方向の任意の位置において、長さ50 $\mu$ m、表面から板厚の1/4深さ位置(表面から板厚の1/8深さ~表面から板厚の3/8深さの領域)の領域を、0.1 $\mu$ mの測定間隔で電子後方散乱回折法により測定して結晶方位情報を得る。測定には、サーマル電界放射型走査電子顕微鏡(JEOL製JSM-7001F)とEBSD検出器(TSL製DVC5型検出器)とで構成されたEBSD装置を用いる。この際、EBSD装置内の真空度は $9.6 \times 10^{-5}$  Pa以下、加速電圧は15 kV、照射電流レベルは13、電子線の照射レベルは62とする。さらに、同一視野において反射電子像を撮影する。まず、反射電子像からフェライトとセメントイトとが層状に析出した結晶粒を特定し、当該結晶粒の面積分率を算出することで、パーライトの面積分率を得る。その後、パーライトと判別された結晶粒を除く結晶粒に対し、得られた結晶方位情報をEBSD解析装置に付属のソフトウェア「OIM Analysis(登録商標)」に搭載された「Grain Average Misorientation」機能を用いて、Grain Average Misorientation値が1.0°以下の領域をフェライトと判定する。フェライトと判定された領域の面積分率を求めることで、フェライトの面積分率を得る。

#### 【0048】

続いて、残部領域(Grain Average Misorientation値が1.0°超の領域)の内、5°粒界を結晶粒界の定義とした条件下で、フェライト領域の「Grain Average IQ」の最大値をIとしたとき、I/2超となる領域をベイナイトとして抽出し、I/2以下となる領域を「パーライト、マルテンサイトおよび焼き戻しマルテンサイト」として抽出する。抽出したベイナイトの面積率を算出することで、ベイナイトの面積分率を得る。また、抽出した「パーライト、マルテンサイトおよび焼き戻しマルテンサイト」の面積分率を算出し、上述のEBSD解析により得られたパーライトの面積分率を引くことで、マルテンサイトおよび焼き戻しマルテンサイトの面積率の合計を得る。

#### 【0049】

(2-4) E値：10.7未満、I値：1.020未満

せん断加工後のせん断端面におけるダレの比率を安定化させるには、金属組織の周期性が高く、且つ金属組織の均一性を低減することが重要である。本実施形態では、金属組織の周期性を示すE (Entropy) 値および金属組織の均一性を示すI (Inverse differenced moment norm) 値を制御することで、せん断端面におけるダレの比率を安定化させる。

【0050】

E値は金属組織の周期性を表す。バンド状組織が形成する等の影響で輝度が周期的に配列している、すなわち金属組織の周期性が高い場合にはE値は減少する。本実施形態では、周期性が高い金属組織とする必要があるため、E値を低減する必要がある。E値が10.7以上であると、せん断端面におけるダレの比率が変動しやすくなり、安定化することが困難となる。周期的に配列した金属組織とすることにより加工硬化能が低下して、せん断端面におけるダレの比率が安定化しやすくなると推定される。よって、E値は10.7未満とする。好ましくは10.6以下であり、より好ましくは10.5以下である。E値は低い程好ましく、下限は特に規定しないが8.0以上、9.0以上または10.0以上としてもよい。

10

【0051】

I値は金属組織の均一性を表し、一定の輝度を持つ領域の面積が広いほど増加する。I値が低いことは、金属組織の均一性が低いことを意味する。本実施形態では、金属組織の均一性が低い金属組織とする必要があるため、I値を低減する必要がある。I値が低く金属組織の均一性が低いと加工硬化能が低下するため、せん断端面におけるダレの比率を安定化することができる。I値が1.020以上であると、せん断端面におけるダレの比率が安定化しないと推定される。よって、I値は1.020未満とする。好ましくは1.015以下であり、より好ましくは1.010以下である。I値の下限は特に規定しないが、0.900以上、0.950以上、または1.000以上としてもよい。

20

【0052】

E値およびI値は以下の方法により得ることができる。

本実施形態において、E値およびI値を算出するために撮影するSEM画像の撮影領域は、圧延方向に平行な板厚断面における、鋼板表面から板厚の1/4深さ位置(表面から板厚の1/8深さ～表面から板厚の3/8深さの領域)とする。SEM画像の撮影には、株式会社日立ハイテクノロジーズ製SU-6600ショットキー電子銃を使用し、エミッタをタングステンとし、加速電圧を1.5kVとする。以上の設定のもと、倍率1000倍で、256階調のグレースケールにてSEM画像を出力する。

30

【0053】

次に、得られたSEM画像を880×880ピクセルの領域に切り出した画像に、非特許文献3に記載の、コントラスト強調の制限倍率を2.0とした、タイルグリッドサイズが8×8の平滑化処理を施す。90度を除いて、0度から179度まで1度毎に反時計回りに平滑化処理後のSEM画像を回転させ、1度毎に画像を作成することで、合計で179枚の画像を得る。次に、これら179枚の画像それぞれに対し、非特許文献1に記載のGLCM法を用いて、隣接するピクセル間の輝度の頻度値を行列の形式にて採取する。

40

【0054】

以上の方法により採取された179個の頻度値の行列を、kを元画像からの回転角度として、 $p_k$  ( $k = 0 \dots 89, 91, \dots 179$ ) と表現する。各画像に対し、生成された $p_k$ を全てのk ( $k = 0 \dots 89, 91 \dots 179$ ) について合計した後に、各成分の総和が1となるように規格化した256×256の行列Pを算出する。更に、非特許文献2に記載の下記式(1)および式(2)を用いて、E値およびI値をそれぞれ算出する。下記式(1)および式(2)では、行列Pのi行j列目の値を $P_{ij}$ と表記している。

【0055】

【数1】

50

$$E = - \sum_{i=1, j=1}^{i=256, j=256} P_{ij} \log P_{ij} \quad (1)$$

【 0 0 5 6 】

【 数 2 】

$$I = \sum_{i=1, j=1}^{i=256, j=256} P_{ij} / (1 + |i - j| / 256) \quad (2)$$

10

【 0 0 5 7 】

( 2 - 5 ) Mn 濃度の標準偏差 : 0 . 6 0 質量 % 以下

本実施形態に係る熱延鋼板の表面から板厚の 1 / 4 深さ位置における Mn 濃度の標準偏差は 0 . 6 0 質量 % 以下である。これにより、せん断端面におけるダレの比率を安定化することができる。金属組織が周期的に配列した組織において、硬質相を均一に分散させることにより、加工硬化能を低くできるためと推測される。Mn 濃度の標準偏差は、0 . 5 0 質量 % 以下が好ましく、0 . 4 7 質量 % 以下がより好ましい。Mn 濃度の標準偏差の下限は、過大バリの抑制の観点から、その値は小さいほど望ましいが、製造プロセスの制約より、実質的な下限は 0 . 1 0 質量 % である。

【 0 0 5 8 】

熱延鋼板の圧延方向に平行な板厚断面 ( L 断面 ) を鏡面研磨した後に、鋼板の表面から板厚の 1 / 4 深さ位置 ( 表面から板厚の 1 / 8 深さ ~ 表面から板厚の 3 / 8 深さの領域 ) を電子プローブマイクロアナライザ ( EPMA ) で測定して、Mn 濃度の標準偏差を測定する。測定条件は加速電圧を 1 5 k V とし、倍率を 5 0 0 0 倍として試料圧延方向に 2 0 μ m 及び試料の板厚方向及び板方向に 2 0 μ m の範囲の分布像を測定する。より具体的には、測定間隔を 0 . 1 μ m とし、4 0 0 0 0 か所以上の Mn 濃度を測定する。次いで、全測定点から得られた Mn 濃度に基づいて標準偏差を算出することで、Mn 濃度の標準偏差を得る。

20

【 0 0 5 9 】

( 2 - 6 ) 表層の平均結晶粒径  $d_s$  と表面から板厚の 1 / 4 深さ位置の平均結晶粒径  $d_q$  との比である  $d_s / d_q$  が 0 . 9 5 以下

30

表層の結晶粒径を細かくすることで、熱延鋼板の曲げ内割れを抑制することができる。熱延鋼板の強度が高くなるほど、曲げ加工時に曲げ内側から亀裂が生じやすくなる ( 以下、曲げ内割れと呼称する ) 。曲げ内割れのメカニズムは以下のように推定される。曲げ加工時には曲げ内側に圧縮の応力が生じる。最初は曲げ内側全体が均一に変形しながら加工が進むが、加工量が大きくなると均一な変形のみで変形を担えなくなり、局所にひずみが集中することで変形が進む ( せん断変形帯の発生 ) 。このせん断変形帯が更に成長することで曲げ内側表面からせん断帯に沿った亀裂が発生し、成長する。高強度化に伴い曲げ内割れが発生しやすくなる理由は、高強度化に伴う加工硬化能の低下により、不均一に変形が進むことで、加工早期に ( または緩い加工条件で ) せん断変形帯が生じるためと推定される。

40

【 0 0 6 0 】

本発明者らは、熱延鋼板の表層の結晶粒径が細かいほど、局所的なひずみ集中が抑制され、曲げ内割れが発生しにくくなることを見出した。上記作用を得るためには、熱延鋼板の表層の平均結晶粒径  $d_s$  と、表面から板厚の 1 / 4 深さ位置の平均結晶粒径  $d_q$  との比である  $d_s / d_q$  を 0 . 9 5 以下とすることが好ましい。  $d_s / d_q$  は、より好ましくは 0 . 9 0 以下、より一層好ましくは 0 . 8 5 以下である。  $d_s / d_q$  の下限は特に規定しないが、0 . 5 0 以上としてもよい。

なお、本実施形態において表層とは、熱延鋼板の表面 ~ 表面から深さ 5 0 μ m 位置の領域である。

50

## 【0061】

表層の結晶粒径は、EBSP-OIM (Electron Back Scatter Diffraction Pattern-Orientation Image Microscopy) 法を用いて測定する。EBSP-OIM法は、走査型電子顕微鏡とEBSP解析装置とを組み合わせた装置及びAMETEK社製のOIM Analysis (登録商標) を用いて行う。EBSP-OIM法の分析可能エリアは、SEMで観察できる領域である。SEMの分解能にもよるが、EBSP-OIM法によれば、最小20nmの分解能で分析できる。

## 【0062】

熱延鋼板の圧延方向に平行な板厚断面における、熱延鋼板の表層(熱延鋼板の表面～表面から深さ50 $\mu$ m位置の領域)および表面から1/4深さ位置(表面から板厚の1/8深さ～表面から板厚の3/8深さの領域)のそれぞれにおいて、1200倍の倍率、40 $\mu$ m $\times$ 30 $\mu$ mの領域で、少なくとも5視野において解析を行い、隣接する測定点の角度差が5 $^{\circ}$ 以上の場所を結晶粒界と定義し、面積平均の結晶粒径を算出する。それぞれの測定位置で得られた面積平均の結晶粒径を、表層の平均結晶粒径および表面から1/4深さ位置の平均結晶粒径とする。

10

## 【0063】

## 3. 引張強度特性

熱延鋼板の機械的性質のうち引張強度特性(引張強さ)は、JIS Z 2241:2011に準拠して評価する。試験片はJIS Z 2241:2011の5号試験片とし、試験方向は圧延方向に垂直な方向とする。

20

## 【0064】

本実施形態に係る熱延鋼板は、引張(最大)強さが780MPa以上である。好ましくは980MPa以上である。引張強さが780MPa未満であると、適用部品が限定され、車体軽量化の寄与が小さい。上限は特に限定する必要は無いが、金型摩耗抑制の観点から、1780MPaとしてもよい。

## 【0065】

## 4. 板厚

本実施形態に係る熱延鋼板の板厚は特に限定されないが、1.2～8.0mmとしてもよい。熱延鋼板の板厚が1.2mm未満では、圧延完了温度の確保が困難になるとともに圧延荷重が過大となって、熱間圧延が困難となる場合がある。したがって、本実施形態に係る熱延鋼板の板厚は1.2mm以上としてもよい。好ましくは1.4mm以上である。一方、板厚が8.0mm超では、金属組織の微細化が困難となり、上述した金属組織を得ることが困難となる場合がある。したがって、板厚は8.0mm以下としてもよい。好ましくは6.0mm以下である。

30

## 【0066】

## 5. その他

## (5-1) めっき層

上述した化学組成および金属組織を有する本実施形態に係る熱延鋼板は、表面に耐食性の向上等を目的としてめっき層を備えさせて表面処理鋼板としてもよい。めっき層は電気めっき層であってもよく溶融めっき層であってもよい。電気めっき層としては、電気亜鉛めっき、電気Zn-Ni合金めっき等が例示される。溶融めっき層としては、溶融亜鉛めっき、合金化溶融亜鉛めっき、溶融アルミニウムめっき、溶融Zn-Al合金めっき、溶融Zn-Al-Mg合金めっき、溶融Zn-Al-Mg-Si合金めっき等が例示される。めっき付着量は特に制限されず、従来と同様としてよい。また、めっき後に適当な化成処理(例えば、シリケート系のクロムフリー化成処理液の塗布と乾燥)を施して、耐食性をさらに高めることも可能である。

40

## 【0067】

## 6. 製造条件

上述した化学組成および金属組織を有する本実施形態に係る熱延鋼板の好適な製造方法

50

は、以下の通りである。

【 0 0 6 8 】

本実施形態に係る熱延鋼板を得るためには、所定の条件でスラブの加熱を行った後に熱間圧延を行い、所定の温度域まで加速冷却し、その後緩冷却し、巻き取るまでの冷却履歴を制御することが効果的である。

【 0 0 6 9 】

本実施形態に係る熱延鋼板の好適な製造方法では、以下の工程(1)～(6)を順次行う。なお、本実施形態におけるスラブの温度および鋼板の温度は、スラブの表面温度および鋼板の表面温度のことをいう。また、応力は鋼板の圧延方向に負荷する応力のことをいう。

(1) スラブを700～850の温度域で900秒以上保持した後、更に加熱し、1100以上の温度域で6000秒以上保持する。

(2) 850～1100の温度域で合計90%以上の板厚減となるような熱間圧延を行う。

(3) 熱間圧延の最終段から1段前の圧延後、且つ最終段の圧延前に、170kPa以上の応力を鋼板に負荷する。

(4) 熱間圧延の最終段における圧下率を8%以上とし、圧延完了温度 $T_f$ が下記式(A)により表される温度 $T_1$ ( )以上かつ900未満となるように熱間圧延を完了する。

(5) 熱間圧延の最終段の圧延後、且つ鋼板が750に冷却されるまでに鋼板に負荷する応力を200kPa以上とする。

(6) 熱間圧延完了後は、50/秒以上の平均冷却速度で600以下の温度域まで加速冷却する。より好ましくは、熱間圧延完了後1秒以内に、熱間圧延完了温度 $T_f - 50$ 以下の温度域まで冷却する。

(7) 600～730の温度域の滞在時間を3.0秒以下とする。

(8) 400以上、600未満の温度域で巻き取る。

【 0 0 7 0 】

$$T_1( ) = 868 - 396 \times [C] - 68.1 \times [Mn] + 24.6 \times [Si] - 36.1 \times [Ni] - 24.8 \times [Cr] - 20.7 \times [Cu] + 250 \times [sol. Al]$$

... (A)

ただし、上記式(A)中の[元素記号]は各元素の鋼中の含有量(質量%)を示す。当該元素を含有しない場合は0を代入する。

【 0 0 7 1 】

上記製造方法を採用することにより、強度およびせん断加工性に優れる金属組織を有する熱延鋼板を安定して製造することができる。すなわち、スラブ加熱条件と熱延条件とを適正に制御することによって、Mn偏析の低減と変態前オーステナイトの扁平化とが図られ、後述する熱間圧延後の冷却条件と相俟って、強度およびせん断加工性に優れる金属組織を有する熱延鋼板を安定して製造することができる。

【 0 0 7 2 】

(1) スラブ、熱間圧延に供する際のスラブ温度および保持時間

熱間圧延に供するスラブは、連続鋳造により得られたスラブや鋳造・分塊により得られたスラブなどを用いることができ、必要によってはそれらに熱間加工または冷間加工を加えたものを用いることができる。熱間圧延に供するスラブは、スラブ加熱時に、700～850の温度域で900秒以上保持した後、更に加熱し、1100以上の温度域で6000秒以上保持することが好ましい。なお、700～850の温度域での保持時には、鋼板温度をこの温度域で変動させてもよく、一定としてもよい。また、1100以上の保持時には、鋼板温度を1100以上の温度域で変動させてもよく、一定としてもよい。700～850の温度域におけるオーステナイト変態において、Mnがフェライトとオーステナイトとの間で分配し、その変態時間を長くすることによって、Mnがフェライト領域内を拡散することができる。これにより、スラブに偏在するMnミクロ偏析を解消し、Mn濃度の標準偏差を著しく減ずることができる。また、1100以上の温度

10

20

30

40

50

域で6000秒以上保持することで、スラブ加熱時のオーステナイト粒を均一にすることができる。

【0073】

熱間圧延は、多パス圧延としてレバースミルまたはタンデムミルを用いることが好ましい。特に工業的生産性の観点および圧延中の鋼板への応力負荷の観点から、少なくとも最終の2段はタンデムミルを用いた熱間圧延とすることがより好ましい。

【0074】

(2) 熱間圧延の圧下率：850～1100 の温度域で合計90%以上の板厚減

850～1100 の温度域で合計90%以上の板厚減となるような熱間圧延を行うことにより、主に再結晶オーステナイト粒の微細化が図られるとともに、未再結晶オーステナイト粒内へのひずみエネルギーの蓄積が促進される。そして、オーステナイトの再結晶が促進されるとともにMnの原子拡散が促進され、Mn濃度の標準偏差を小さくすることができる。したがって、850～1100 の温度域で合計90%以上の板厚減となるような熱間圧延を行うことが好ましい。

なお、850～1100 の温度域の板厚減とは、この温度域の圧延における最初の圧延前の入口板厚を $t_0$ とし、この温度域の圧延における最終段の圧延後の出口板厚を $t_1$ としたとき、 $\{(t_0 - t_1) / t_0\} \times 100$  (%)で表すことができる。

【0075】

(3) 熱間圧延の最終段から1段前の圧延後、且つ最終段の圧延前の負荷応力：170 kPa以上

熱間圧延の最終段から1段前の圧延後、且つ最終段の圧延前の鋼板に負荷する応力を170 kPa以上とすることが好ましい。これにより、最終段から1段前の圧延後の再結晶オーステナイトのうち、 $\{110\} \langle 001 \rangle$ の結晶方位を有する結晶粒の数が増加する。 $\{110\} \langle 001 \rangle$ は再結晶し難い結晶方位であるため、この結晶方位の形成を促進することで最終段の圧下による再結晶を効果的に抑制することができる。その結果、E値が好ましく制御された金属組織を得ることができる。鋼板に負荷する応力は、より好ましくは190 kPa以上である。鋼板に負荷する応力は、タンデム圧延中のロール回転速度の調整により制御可能である。

【0076】

(4) 熱間圧延の最終段における圧下率：8%以上、熱間圧延完了温度 $T_f$ ： $T_1$  ( ) 以上、900 未満

熱間圧延の最終段における圧下率は8%以上とし、熱間圧延完了温度 $T_f$ は $T_1$  ( ) 以上とすることが好ましい。熱間圧延の最終段における圧下率を8%以上とすることで、最終段の圧下によるオーステナイト粒が扁平化して、熱延鋼板のバンド状組織が形成され、金属組織の周期性が高まりE値が減少する。熱間圧延完了温度 $T_f$ を $T_1$  ( ) 以上とすることで、オーステナイト中のフェライト核生成サイト数の過剰な増大を抑制することができる。その結果、最終組織（製造後の熱延鋼板の金属組織）におけるフェライトの生成を抑えられ、高強度の熱延鋼板を得ることができる。また、 $T_f$ を900 未満とすることで、オーステナイトの再結晶と粗大化とを抑制でき、金属組織の周期性が高まり、E値が好ましく制御された金属組織を得ることができる。

【0077】

(5) 熱間圧延の最終段の圧延後、且つ鋼板が750 に冷却されるまでの負荷応力：200 kPa以上

熱間圧延の最終段の圧延後、且つ鋼板が750 に冷却されるまでの鋼板に負荷する応力は200 kPa以上とすることが好ましい。鋼板に負荷する応力を200 kPa以上とすることで、オーステナイトの扁平化が進み、金属組織の周期性を高めることができる。その結果、E値が好ましく制御された金属組織を得ることができる。

【0078】

(6) 熱間圧延完了後、50 /秒以上の平均冷却速度で600以下の温度域まで加速冷却、より好ましくは、熱間圧延完了後1秒以内に、熱間圧延完了温度 $T_f - 50$  以下の

10

20

30

40

50

### 温度域まで冷却

熱間圧延により細粒化したオーステナイト結晶粒の成長を抑制するため、熱間圧延完了後1秒以内に、50以上冷却することがより好ましい。熱間圧延完了後1秒以内に熱間圧延完了温度 $T_f - 50$ 以下の温度域まで冷却するためには、熱間圧延完了直後に平均冷却速度の大きい冷却を行う、例えば冷却水を鋼板表面に噴射すればよい。熱間圧延完了後1秒以内に $T_f - 50$ 以下の温度域まで冷却することにより、表層の結晶粒径を微細化でき、耐曲げ内割れ性を高めることができる。

#### 【0079】

また、熱間圧延完了後に、50/秒以上の平均冷却速度で600以下の温度域まで加速冷却を行うことで、析出強化量が少ないフェライトおよびパーライトの生成を抑制できる。これにより、熱延鋼板の強度が向上する。なお、ここでいう平均冷却速度とは、加速冷却開始時（冷却設備への鋼板の導入時）から加速冷却完了時（冷却設備から鋼板の導出時）までの鋼板の温度降下幅を、加速冷却開始時から加速冷却完了時までの所要時間で除した値のことをいう。

10

冷却速度の上限値は特に規定しないが、冷却速度を速くすると冷却設備が大掛かりとなり、設備コストが高くなる。このため、設備コストを考えると、300/秒以下が好ましい。また、加速冷却の冷却停止温度は、巻取り温度との関係から400以上とするとよい。

#### 【0080】

(7) 600~730の温度域の滞在時間：3.0秒以下

20

フェライトおよびパーライトの生成を抑え、母相組織を硬質にして780MPa以上の引張強さを得るには、フェライト変態温度域である600~730の温度域の滞在時間を3.0秒以下とすることが好ましい。600~730の温度域の滞在時間は2.0秒以下がより好ましい。

#### 【0081】

(7) 巻取り温度：400以上、600未満

巻取り温度は400以上、600未満の温度域とする。巻取り温度をこの温度域とすることで、鉄炭化物の析出量を増加させ、且つ硬質相内の硬度分布のばらつきを向上できる。その結果、I値を低減することができ、優れたせん断加工性を得ることができる。

#### 【実施例】

30

#### 【0082】

次に、実施例により本発明の一態様の効果を更に具体的に説明するが、実施例での条件は、本発明の実施可能性およ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。

#### 【0083】

表1および表2に示す化学組成を有する鋼を溶製し、連続鋳造により厚みが240~300mmのスラブを製造した。得られたスラブを用いて、表3Aおよび表3Bに示す製造条件により、表4Aおよび表4Bに示す熱延鋼板を得た。

#### 【0084】

40

得られた熱延鋼板に対し、上述の方法により、金属組織の面積分率、E値、I値、Mn濃度の標準偏差、表層の平均結晶粒径 $d_s$ と、表面から板厚の1/4深さ位置の平均結晶粒径 $d_q$ との比である $d_s/d_q$ 、および引張強さTSを求めた。得られた測定結果を表4Aおよび表4Bに示す。

なお、残部組織はベイナイト、マルテンサイトおよび焼き戻しマルテンサイトの1種または2種以上であった。

#### 【0085】

熱延鋼板の特性の評価方法

(1) 引張強度特性

引張強さTSが780MPa以上であった場合、強度に優れた熱延鋼板であるとして合

50

格と判定した。一方、引張強さTSが780MPa未満であった場合、強度に劣る熱延鋼板であるとして不合格と判定した。

#### 【0086】

##### (2) せん断加工性

熱延鋼板のせん断加工性は、打ち抜き試験により打ち抜き後の端面におけるダレの比率（ダレ比率）を求めることで評価した。穴直径10mm、打ち抜き速度3m/sで、クリアランス10%及び20%の打ち抜き穴を各3個作製した。次に、各々の打ち抜き穴について、圧延方向に平行な端面（1個の打ち抜き穴につき2箇所の端面）の様子を光学顕微鏡観で撮影した。得られた観察写真では、図1（a）に示すような端面を観察することができる。図1（a）および（b）に示すように、打ち抜き後の端面では、ダレ、せん断面、破断面およびバリが観察される。なお、図1（a）は打ち抜き穴の圧延方向に平行な端面の概略図であり、図1（b）は、打ち抜き穴の側面の概略図である。ダレとはR状の滑らかな面であり、せん断面とはせん断変形により分離した打ち抜き端面であり、破断面とはせん断変形終了後、刃先近傍から発生したき裂によって分離した打ち抜き端面であり、バリとは熱延鋼板の下面からはみ出した突起を有する面である。得られた端面の観察写真において、後述の方法により端面におけるダレ比率を測定した。クリアランス20%のダレ比率をクリアランス10%のダレ比率で除した値を算出した。この値が1.70以下であった場合、せん断加工後のせん断端面におけるダレの比率が安定した、すなわちせん断加工性に優れた熱延鋼板であるとして合格と判定した。一方、上記値が1.70超であった場合、せん断加工性に劣る熱延鋼板であるとして不合格と判定した。

10

20

#### 【0087】

なお、端面におけるダレ比率は、図1（a）に示すように、端面の観察写真において熱延鋼板の上面および下面に直角な直線1を引き、その直線1におけるダレの長さd1、せん断面の長さd2、破断面の長さd3およびバリの長さd4の合計に対する、ダレの長さd1の比率（ $= d1 / (d1 + d2 + d3 + d4) \times 100$ ）を算出することで得られる。

#### 【0088】

##### (3) 耐曲げ内割れ性

以下の曲げ試験により、耐曲げ内割れ性を評価した。

熱延鋼板から100mm×30mmの短冊形状の試験片を切り出して曲げ試験片を得た。曲げ稜線が圧延方向（L方向）に平行である曲げ（L軸曲げ）と、曲げ稜線が圧延方向に垂直な方向（C方向）に平行である曲げ（C軸曲げ）の両者について、JIS Z 2248：2014（Vブロック90°曲げ試験）に準拠して耐曲げ内割れ性を調査し、亀裂の発生しない最小曲げ半径を求めた。L軸とC軸との最小曲げ半径の平均値を板厚で除した値を限界曲げR/tとして耐曲げ内割れ性の指標値とした。R/tが2.5以下であった場合、耐曲げ内割れ性に優れた熱延鋼板であると判断した。

30

#### 【0089】

ただし、亀裂の有無は、Vブロック90°曲げ試験後の試験片を曲げ方向と平行でかつ板面に垂直な面で切断した断面を鏡面研磨後、光学顕微鏡で亀裂を観察し、試験片の曲げ内側に観察される亀裂長さが30μmを超える場合に亀裂有と判断した。

得られた結果を表4Aおよび表4Bに示す。

40

#### 【0090】

50

【 表 1 】

鋼 No.	質量% 残部はFe及び不純物													備考
	C	Si	Mn	Ti	Nb	V	Ti+Nb+V	sol. Al	P	S	N	O		
A	0.051	1.11	1.64	0.090			0.090	0.035	0.020	0.0007	0.0033	0.0029	本発明例	
B	0.088	0.98	2.41	0.106			0.106	0.028	0.013	0.0031	0.0036	0.0037	本発明例	
C	0.152	1.28	2.33	0.127			0.127	0.062	0.014	0.0039	0.0031	0.0015	本発明例	
D	0.107	0.42	2.15	0.095			0.095	0.038	0.022	0.0038	0.0041	0.0026	本発明例	
E	0.076	2.75	2.50	0.108			0.108	0.041	0.029	0.0027	0.0022	0.0025	本発明例	
F	0.097	0.94	1.12	0.105			0.105	0.054	0.007	0.0042	0.0030	0.0017	本発明例	
G	0.094	1.20	3.75	0.104	0.044		0.148	0.033	0.030	0.0015	0.0032	0.0046	本発明例	
H	0.098	0.82	2.29	0.064			0.064	0.042	0.028	0.0034	0.0025	0.0015	本発明例	
I	0.097	1.11	2.19			0.144	0.144	0.039	0.012	0.0058	0.0030	0.0037	本発明例	
J	0.093	1.11	2.23	0.040	0.026	0.067	0.133	0.032	0.017	0.0045	0.0035	0.0042	本発明例	
K	0.087	0.85	2.38	0.127			0.127	0.044	0.015	0.0035	0.0026	0.0040	本発明例	
L	0.074	0.85	2.30	0.114			0.114	0.051	0.029	0.0025	0.0039	0.0019	本発明例	
M	0.086	1.11	2.10	0.108		0.056	0.164	0.045	0.025	0.0028	0.0028	0.0039	本発明例	
N	0.080	1.09	2.16	0.099			0.099	0.042	0.018	0.0045	0.0049	0.0025	本発明例	
O	0.097	1.10	2.18		0.201		0.201	0.049	0.011	0.0022	0.0033	0.0031	本発明例	
P	0.042	0.91	1.92	0.126			0.126	0.027	0.007	0.0040	0.0037	0.0020	比較例	
Q	0.089	3.18	2.16	0.099			0.099	0.029	0.019	0.0021	0.0028	0.0030	比較例	
R	0.093	0.84	0.76	0.123			0.123	0.065	0.019	0.0003	0.0072	0.0011	比較例	
S	0.054	1.10	1.88	0.042	0.011		0.053	0.041	0.015	0.0050	0.0020	0.0045	比較例	
T	0.072	1.10	2.20	0.115			0.115	0.368	0.008	0.0025	0.0045	0.0029	本発明例	

下限は本発明の範囲外であることを示す。

【 0 0 9 1 】

10

20

30

40

50

【表 2】

鋼 No.	質量% 残部はFe及び不純物													T1	備考		
	Cu	Cr	Mo	Ni	B	Ca	Mg	REM	Bi	Zr	Co	Zn	W			Sn	
A						0.0020	0.0014									772	本発明例
B																700	本発明例
C								0.0028								696	本発明例
D		0.43	0.26	0.22												680	本発明例
E									0.004				0.15			746	本発明例
F																790	本発明例
G																613	本発明例
H											0.03					704	本発明例
I																718	本発明例
J																715	本発明例
K	0.15										0.19					700	本発明例
L		0.21														711	本発明例
M			0.12												0.03	729	本発明例
N				0.26												717	本発明例
O					0.0018							0.02				720	本発明例
P																750	比較例
Q																771	比較例
R																816	比較例
S																756	比較例
T																809	本発明例

10

20

30

40

【 0 0 9 2 】

50

【表 3 A】

製造 No.	鋼 No.	700~850°Cの温度域での保持時間	加熱温度	1100°C以上の温度域での保持時間	850~1100°Cの板厚減	最終段から1段前の圧延後、最終段の圧延前の負荷応力	T1		熱間圧延完了温度Tf	最終段の圧下率	熱間圧延の最終段の圧延後、鋼板が750°Cに冷却されるまでの負荷応力	熱間圧延完了後1秒間の冷却量	熱間圧延完了から、600°C以下の巻取り温度までの平均冷却速度	600~730°Cの温度域の滞在時間	巻取り温度	備考
		s	°C	s	%	kPa	°C	°C	%	kPa	°C	°C/s	s	°C		
1	A	1205	1254	9265	92	205	772	844	11	210	72	101	1.5	423	本発明例	
2	A	1334	1244	8443	96	210	772	761	11	205	66	75	1.6	522	比較例	
3	B	1467	1239	8998	93	182	700	866	10	205	79	98	2.0	519	本発明例	
4	B	1523	1254	8025	93	205	700	854	10	215	79	112	1.5	520	本発明例	
5	B	1249	1259	9154	98	200	700	823	13	217	62	82	1.2	503	本発明例	
6	B	1468	1251	9310	93	216	700	849	11	215	42	104	1.4	456	本発明例	
7	B	912	1231	8073	95	208	700	841	10	202	79	116	2.1	507	本発明例	
8	B	1323	1256	9176	95	237	700	845	11	203	73	100	1.5	435	本発明例	
9	B	768	1251	8885	93	218	700	862	11	211	70	84	2.1	535	比較例	
10	B	1507	1249	8211	88	219	700	854	11	207	60	97	1.9	485	比較例	
11	B	1318	1225	4237	92	234	700	859	11	206	63	86	2.1	555	比較例	
12	B	1291	1231	8249	97	125	700	887	9	202	74	83	2.5	522	比較例	
13	B	1309	1245	7909	94	190	700	879	7	206	57	55	2.5	520	比較例	
14	C	1115	1215	8707	96	221	696	857	12	200	78	92	1.9	478	本発明例	
15	D	1372	1241	8796	93	222	680	856	13	219	62	91	1.9	475	本発明例	
16	E	1282	1261	8521	94	212	746	844	11	204	70	93	1.5	457	本発明例	
17	E	1447	1245	8756	95	205	746	895	12	209	62	108	1.7	385	比較例	
18	F	1470	1238	8932	93	210	790	861	11	202	59	100	1.6	518	本発明例	
19	F	1485	1256	9021	94	210	790	852	15	210	65	52	5.4	565	比較例	
20	G	1368	1249	8753	95	204	613	847	10	215	68	88	1.9	452	本発明例	

下線は製造条件が好ましくないことを示す。

【 表 3 B 】

製造 No.	鋼 No.	700~ 850°C の温度 域での 保持時 間	加熱 温度	1100°C 以上の 温度域 での保 持時間	850~ 1100°C の板厚 減	最終段か ら1段前 の圧延 後、最終 段の圧延 前の負荷 応力	T1		熱間圧 延完了 温度Tf	最終段 の圧下 率	熱間圧延の 最終段の圧 延後、鋼板 が750°Cに 冷却される までの負荷 応力	熱間圧 延完了 後1秒 間の冷 却量	熱間圧延完 了から、 600°C以下 の巻取り温 度までの平 均冷却速度	600~ 730°C の温度 域の滯 在時間	巻取り 温度	備考
		s	°C	s	%	kPa	°C	%	°C	kPa	°C	°C/s	s	°C		
21	H	1345	1277	8440	94	210	704	856	10	207	73	116	1.5	513	本発明例	
22	I	1159	1248	8949	95	216	718	860	11	219	75	80	1.9	452	本発明例	
23	J	1254	1240	8726	93	216	715	870	10	211	62	104	1.5	471	本発明例	
24	K	1267	1271	8282	96	218	700	852	10	204	61	120	1.5	523	本発明例	
25	L	1765	1259	8674	96	235	711	852	11	204	85	112	1.6	522	本発明例	
26	M	1436	1238	8236	94	223	729	870	10	214	65	102	1.7	496	本発明例	
27	N	1375	1239	8151	97	229	717	841	10	208	69	102	1.4	516	本発明例	
28	O	1387	1242	8481	95	204	720	843	12	214	71	117	1.5	530	本発明例	
29	P	1547	1251	8415	93	212	750	846	10	209	76	125	1.6	504	比較例	
30	Q	1536	1269	8459	92	225	771	861	10	216	67	113	1.6	512	比較例	
31	R	1675	1250	9071	96	238	816	851	11	212	59	109	1.6	473	比較例	
32	S	1286	1266	8532	96	213	756	848	12	203	73	66	2.0	562	比較例	
33	T	1267	1271	8282	96	218	809	852	16	204	80	120	1.5	523	本発明例	
34	T	852	1254	7128	91	212	809	854	11	205	75	105	1.3	510	比較例	
35	T	1305	1243	5895	93	234	809	860	14	210	63	86	1.7	524	比較例	
36	T	1456	1240	7542	92	156	809	855	16	201	70	65	2.2	515	比較例	
37	T	1425	1254	8025	92	215	809	846	15	185	65	78	1.9	524	比較例	
38	T	1298	1252	7542	92	216	809	859	14	205	75	46	2.8	523	比較例	

下線は製造条件が好ましくないことを示す。

【 0 0 9 4 】

10

20

30

40

50

【表 4 A】

製造 No.	鋼 No.	板厚 mm	フライト		残留 オーステナイト		ハート		残部 組織	E値	I値	Mn 標準 偏差	ds/dq	引張 強さ TS MPa	クリアラ ンス20%と 10%のダレ 比率の比 X20/X10	限界 曲げ R/t	備考
			面積%	面積%	面積%	面積%	質量%										
1	A	2.6	5.2	0.0	0.0	0.0	94.8	10.3	1.015	0.48	0.75	895	1.61	2.1	本発明例		
2	A	2.6	16.5	0.0	3.2	80.3	10.9	10.9	1.012	0.46	0.80	752	2.35	2.3	比較例		
3	B	2.6	9.8	0.0	0.0	90.2	10.6	10.6	1.009	0.41	0.70	1019	1.68	2.1	本発明例		
4	B	2.6	6.7	0.0	0.0	93.3	10.4	10.4	1.009	0.41	0.82	1019	1.30	2.3	本発明例		
5	B	2.6	7.3	0.0	0.0	92.7	10.2	10.2	1.002	0.45	0.71	1022	1.26	2.1	本発明例		
6	B	2.6	6.2	0.0	0.0	93.8	10.3	10.3	1.007	0.43	0.97	1040	1.48	2.8	本発明例		
7	B	2.6	10.5	0.0	0.0	89.5	10.3	10.3	1.006	0.52	0.70	1027	1.52	2.1	本発明例		
8	B	2.6	6.4	0.0	0.0	93.6	10.3	10.3	1.011	0.42	0.75	1049	1.51	2.2	本発明例		
9	B	2.6	10.6	0.0	0.0	89.4	10.6	10.6	1.008	0.65	0.77	1018	2.11	2.2	比較例		
10	B	2.6	9.5	0.0	0.0	90.5	10.5	10.5	1.002	0.66	0.82	1029	1.80	2.3	比較例		
11	B	2.6	10.5	0.0	0.0	89.5	10.7	10.7	1.015	0.68	0.82	1023	2.09	2.3	比較例		
12	B	2.6	13.1	0.0	0.0	86.9	10.8	10.8	1.009	0.46	0.90	1014	1.99	2.6	比較例		
13	B	2.6	13.5	0.0	2.2	84.3	10.8	10.8	1.005	0.47	0.87	951	1.97	2.5	比較例		
14	C	6.0	1.8	2.1	0.0	96.1	10.6	10.6	1.001	0.47	0.71	1212	1.52	2.3	本発明例		
15	D	2.6	2.6	0.0	0.0	97.4	10.3	10.3	1.000	0.46	0.83	1111	1.23	2.4	本発明例		
16	E	2.6	3.4	0.0	0.0	96.6	10.3	10.3	1.005	0.42	0.77	1008	1.36	2.2	本発明例		
17	E	2.6	8.5	4.2	0.0	87.3	10.6	10.6	1.026	0.43	0.83	1026	2.15	2.4	比較例		
18	F	1.6	10.6	0.0	2.1	87.3	10.4	10.4	1.008	0.47	0.85	856	1.65	2.2	本発明例		
19	F	2.6	14.5	0.0	5.2	80.3	10.5	10.5	1.000	0.44	0.85	715	2.30	2.0	比較例		
20	G	2.6	1.9	2.9	0.0	95.2	10.5	10.5	1.003	0.51	0.79	1185	1.59	2.3	本発明例		

下線は本発明の範囲外であること、特性値が好ましくなくないことを示す。

【表 4 B】

製造 No.	鋼 No.	板厚	フライト		残留 オースサイト		パーライト		残部 組織	E値	I値	Mn 標準 偏差	ds/dq	引張 強さ TS	クリアラ ンス20%と 10%のダレ 比率の比 X20/X10	限界 曲げ R/t	備考
			面積%	面積%	面積%	面積%	質量%										
21	H	2.6	3.6	0.0	0.0	3.5	92.9	10.4	1.001	0.43	0.75	781	1.62	2.1	本発明例		
22	I	2.6	3.1	0.0	0.0	0.0	96.9	10.4	1.009	0.43	0.73	1049	1.49	2.1	本発明例		
23	J	2.6	3.9	0.0	0.0	0.0	96.1	10.4	1.006	0.43	0.83	1048	1.50	2.4	本発明例		
24	K	2.6	2.9	0.0	0.0	0.0	97.1	10.4	1.010	0.46	0.84	1020	1.49	2.4	本発明例		
25	L	2.6	3.4	0.0	0.0	0.0	96.6	10.3	1.010	0.45	0.66	982	1.50	2.0	本発明例		
26	M	2.6	3.5	0.0	0.0	0.0	96.5	10.4	1.005	0.43	0.81	1011	1.50	2.3	本発明例		
27	N	2.6	2.6	0.0	0.0	0.0	97.4	10.3	1.005	0.47	0.78	991	1.33	2.2	本発明例		
28	O	2.6	3.1	0.0	0.0	0.0	96.9	10.2	1.004	0.46	0.76	1040	1.17	2.2	本発明例		
29	P	2.6	22.1	0.0	0.0	0.0	77.9	10.3	1.023	0.46	0.72	705	2.28	2.1	比較例		
30	Q	2.6	17.3	0.0	0.0	0.0	82.7	10.4	1.005	0.46	0.79	990	1.93	2.3	比較例		
31	R	2.6	33.5	0.0	0.0	0.0	66.5	10.3	1.006	0.40	0.85	665	2.32	2.4	比較例		
32	S	2.6	14.5	0.0	0.0	4.2	81.3	10.6	1.015	0.42	0.75	654	2.13	2.2	比較例		
33	T	2.6	5.2	0.0	0.0	0.0	97.1	10.4	1.010	0.43	0.65	984	1.49	2.4	本発明例		
34	T	2.6	4.2	0.0	0.0	0.0	95.8	10.4	1.007	0.63	0.73	986	1.74	2.2	比較例		
35	T	2.6	6.2	0.0	0.0	0.0	93.8	10.7	1.015	0.64	0.77	980	1.76	2.3	比較例		
36	T	2.6	8.2	0.0	0.0	0.0	91.8	10.8	1.010	0.46	0.72	972	1.85	2.1	比較例		
37	T	2.6	6.2	0.0	0.0	2.2	91.6	10.8	1.007	0.43	0.74	982	1.78	2.2	比較例		
38	T	2.6	16.5	0.0	0.0	4.1	79.4	10.4	1.010	0.44	0.68	765	2.15	2.0	本発明例		

下線は本発明の範囲外であること、特性値が好ましくなくないことを示す。

【0096】

表 4 A および表 4 B を見ると、本発明例に係る熱延鋼板は、優れた強度およびせん断加工性を有することが分かる。また、本発明例のうち、ds/dq が 0.95 以下である熱延鋼板は、上記諸特性を有した上で更に、優れた耐曲げ内割れ性を有することが分かる。

一方、比較例に係る熱延鋼板は、優れた強度およびせん断加工性のいずれか 1 つ以上を有さないことが分かる。

【産業上の利用可能性】

【0097】

本発明に係る上記態様によれば、優れた強度およびせん断加工性を有する熱延鋼板を提

10

20

30

40

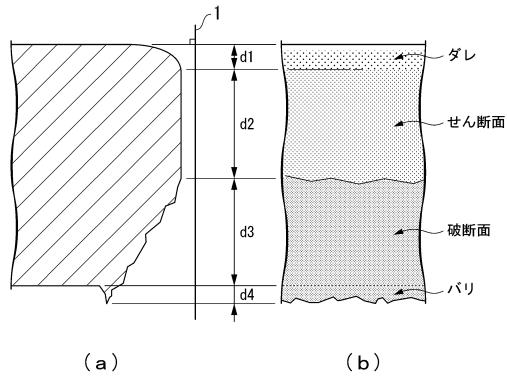
50

供することができる。また、本発明に係る上記の好ましい態様によれば、上記諸特性を有した上で更に、曲げ内割れの発生が抑制された、すなわち耐曲げ内割れ性に優れた熱延鋼板を得ることができる。

本発明に係る熱延鋼板は、自動車部材、機械構造部材さらには建築部材に用いられる工業用素材として好適である。

【図面】

【図 1】



10

20

30

40

50

## フロントページの続き

- (74)代理人 100207686  
弁理士 飯田 恭宏
- (74)代理人 100224812  
弁理士 井口 翔太
- (72)発明者 吉田 充  
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内
- (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 日本製鉄株式会社内
- (72)発明者 筒井 和政  
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内
- (72)発明者 林 宏太郎  
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内
- 審査官 鈴木 毅
- (56)参考文献 特開2017-150051(JP,A)  
特開2015-160984(JP,A)  
特開2007-070661(JP,A)  
国際公開第2021/065346(WO,A1)  
国際公開第2022/044492(WO,A1)
- (58)調査した分野 (Int.Cl., DB名)  
C22C 38/00 - 38/60  
C21D 8/00 - 8/04  
C21D 9/46 - 9/48