

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5408382号
(P5408382)

(45) 発行日 平成26年2月5日(2014.2.5)

(24) 登録日 平成25年11月15日(2013.11.15)

(51) Int.Cl.		F I	
C 2 2 C 38/00	(2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 1 W
C 2 2 C 38/06	(2006.01)	C 2 2 C 38/06	
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 14 (全 34 頁)

(21) 出願番号	特願2013-507677 (P2013-507677)	(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
(86) (22) 出願日	平成24年3月28日(2012.3.28)	(74) 代理人	100064908 弁理士 志賀 正武
(86) 国際出願番号	PCT/JP2012/058160	(74) 代理人	100108578 弁理士 高橋 詔男
(87) 国際公開番号	W02012/133540	(74) 代理人	100106909 弁理士 棚井 澄雄
(87) 国際公開日	平成24年10月4日(2012.10.4)	(74) 代理人	100129403 弁理士 増井 裕士
審査請求日	平成25年5月27日(2013.5.27)	(74) 代理人	100134359 弁理士 勝俣 智夫
(31) 優先権主張番号	特願2011-70725 (P2011-70725)		
(32) 優先日	平成23年3月28日(2011.3.28)		
(33) 優先権主張国	日本国(JP)		
早期審査対象出願			

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 熱延鋼板及びその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

鋼板の化学組成が、質量%で、

C : 0 . 0 2 % 以上かつ 0 . 5 % 以下、

S i : 0 . 0 0 1 % 以上かつ 4 . 0 % 以下、

M n : 0 . 0 0 1 % 以上かつ 4 . 0 % 以下、

A l : 0 . 0 0 1 % 以上かつ 4 . 0 % 以下

を含有し、

P : 0 . 1 5 % 以下、

S : 0 . 0 3 % 以下、

N : 0 . 0 1 % 以下、

O : 0 . 0 1 % 以下

に制限し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、

前記鋼板の化学組成では、S i 量とA l 量との合計が 1 . 0 % 以上かつ 4 . 0 % 以下であり、

5 / 8 ~ 3 / 8 の板厚範囲である板厚中央部では、{ 1 0 0 } < 0 1 1 >、{ 1 1 6 } < 1 1 0 >、{ 1 1 4 } < 1 1 0 >、{ 1 1 2 } < 1 1 0 >、{ 2 2 3 } < 1 1 0 > の各結晶方位の極密度の相加平均で表される極密度である { 1 0 0 } < 0 1 1 > ~ { 2 2 3 } < 1 1 0 > 方位群の平均極密度が 1 . 0 以上かつ 6 . 5 以下であり、かつ、{ 3 3 2 } < 1 1 3 > の結晶方位の極密度が 1 . 0 以上かつ 5 . 0 以下であり、

前記鋼板のミクロ組織に、複数の結晶粒が存在し、このミクロ組織が、面積率で、残留オーステナイトを2%以上かつ30%以下、フェライトを20%以上かつ50%以下、ベイナイトを10%以上かつ60%以下含み、前記ミクロ組織では、面積率で、パーライトが20%以下、マルテンサイトが20%以下に制限され、

圧延方向に対して直角方向のランクフォード値である r_c が0.70以上かつ1.10以下であり、かつ、前記圧延方向に対して30°をなす方向のランクフォード値である r_{30} が0.70以上かつ1.10以下であることを特徴とする熱延鋼板。

【請求項2】

前記鋼板の化学組成では、更に、質量%で、

Ti: 0.001%以上かつ0.2%以下、

Nb: 0.001%以上かつ0.2%以下、

V: 0.001%以上かつ1.0%以下、

W: 0.001%以上かつ1.0%以下、

Cu: 0.001%以上かつ2.0%以下、

B: 0.0001%以上かつ0.005%以下、

Mo: 0.001%以上かつ1.0%以下、

Cr: 0.001%以上かつ2.0%以下、

As: 0.0001%以上かつ0.50%以下、

Mg: 0.0001%以上かつ0.010%以下、

REM: 0.0001%以上かつ0.1%以下、

Ca: 0.0001%以上かつ0.010%以下、

Ni: 0.001%以上かつ2.0%以下、

Co: 0.0001%以上かつ1.0%以下、

Sn: 0.0001%以上かつ0.2%以下、

Zr: 0.0001%以上かつ0.2%以下

から選択される1種以上を含有す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】

前記結晶粒の体積平均径が1 μ m以上かつ4 μ m以下であ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。

【請求項4】

前記{100}<011>~{223}<110>方位群の平均極密度が1.0以上かつ5.0以下であり、前記{332}<113>の結晶方位の極密度が1.0以上かつ4.0以下であ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。

【請求項5】

前記複数の結晶粒のうち、20 μ mを超える結晶粒の面積割合が10%以下に制限されてい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。

【請求項6】

前記残留オーステナイト及び前記マルテンサイトのうち、少なくとも100個の結晶粒に対する互いにもっとも近い結晶粒間の距離 L_{MA} の標準偏差が5 μ m以下であ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。

【請求項7】

質量%で、

C: 0.02%以上かつ0.5%以下、

Si: 0.001%以上かつ4.0%以下、

Mn: 0.001%以上かつ4.0%以下、

Al: 0.001%以上かつ4.0%以下

を含有し、

P: 0.15%以下、

S: 0.03%以下、

10

20

30

40

50

N : 0 . 0 1 % 以下、

O : 0 . 0 1 % 以下

に制限し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、S i 量とA l 量との合計が1 . 0 % 以上かつ4 . 0 % 以下である化学組成を有する鋼に対して、1 0 0 0 以上かつ1 2 0 0 以下の温度範囲で、4 0 % 以上の圧下率のパスを少なくとも1 回以上含む第1の熱間圧延を行い、前記鋼の平均オーステナイト粒径を2 0 0 μ m 以下とし；

下記式1により算出される温度をT 1 とした場合、T 1 + 3 0 以上かつT 1 + 2 0 0 以下の温度範囲に3 0 % 以上の圧下率の大圧下パスを含み、T 1 + 3 0 以上かつT 1 + 2 0 0 以下の温度範囲での累積圧下率が5 0 % 以上であり、A r ₃ 以上かつT 1 + 3 0 未満の温度範囲での累積圧下率が3 0 % 以下に制限され、圧延終了温度がA r ₃ 以上である第2の熱間圧延を前記鋼に対して行い；

前記大圧下パスのうちの最終パスの完了から冷却開始までの待ち時間t 秒が式2を満たすように、前記鋼に対して一次冷却を行い；

6 3 0 以上かつ8 0 0 以下の範囲の温度T 3 まで1 0 ~ 1 0 0 / 秒の平均冷却速度で前記鋼を冷却し；

6 3 0 以上かつ8 0 0 以下の温度範囲内に1 秒以上かつ2 0 秒以下前記鋼を保持、もしくは、前記温度T 3 から前記温度T 3 未満かつ5 5 0 以上の範囲内の温度まで2 0 / 秒以下の平均冷却速度で前記鋼を徐冷し；

3 5 0 ~ 5 0 0 の温度範囲で前記鋼を巻き取り；

3 5 0 ~ 5 0 0 の温度範囲内に前記鋼を3 0 ~ 3 0 0 分保持する温度範囲制御を行った後、前記鋼を空冷する

ことを特徴とする請求項1に記載の熱延鋼板の製造方法。

$$T 1 = 8 5 0 + 1 0 \times ([C] + [N]) \times [M n] \quad (式 1)$$

ここで、[C]、[N] 及び [M n] は、それぞれ、前記鋼中のC、N 及びM n 量の質量百分率である。

$$t = 2 . 5 \times t 1 \quad (式 2)$$

ここで、t 1 は下記式3で表される。

$$t 1 = 0 . 0 0 1 \times ((T f - T 1) \times P 1 / 1 0 0) ^ 2 - 0 . 1 0 9 \times ((T f - T 1) \times P 1 / 1 0 0) + 3 . 1 \quad (式 3)$$

ここで、T f は前記最終パス完了時の前記鋼の摂氏温度であり、P 1 は前記最終パスでの圧下率の百分率である。

【請求項8】

前記鋼は、前記化学組成として、更に、質量%で、

T i : 0 . 0 0 1 % 以上かつ0 . 2 % 以下、

N b : 0 . 0 0 1 % 以上かつ0 . 2 % 以下、

V : 0 . 0 0 1 % 以上かつ1 . 0 % 以下、

W : 0 . 0 0 1 % 以上かつ1 . 0 % 以下、

C u : 0 . 0 0 1 % 以上かつ2 . 0 % 以下、

B : 0 . 0 0 0 1 % 以上かつ0 . 0 0 5 % 以下、

M o : 0 . 0 0 1 % 以上かつ1 . 0 % 以下、

C r : 0 . 0 0 1 % 以上かつ2 . 0 % 以下、

A s : 0 . 0 0 0 1 % 以上かつ0 . 5 0 % 以下、

M g : 0 . 0 0 0 1 % 以上かつ0 . 0 1 0 % 以下、

R E M : 0 . 0 0 0 1 % 以上かつ0 . 1 % 以下、

C a : 0 . 0 0 0 1 % 以上かつ0 . 0 1 0 % 以下、

N i : 0 . 0 0 1 % 以上かつ2 . 0 % 以下、

C o : 0 . 0 0 0 1 % 以上かつ1 . 0 % 以下、

S n : 0 . 0 0 0 1 % 以上かつ0 . 2 % 以下、

Z r : 0 . 0 0 0 1 % 以上かつ0 . 2 % 以下

から選択される1 種以上を含有し、前記式1により算出される温度の代わりに下記式4に

10

20

30

40

50

より算出される温度を前記 T 1 とすることを特徴とする請求項 7 に記載の熱延鋼板の製造方法。

$$T 1 = 8 5 0 + 1 0 \times ([C] + [N]) \times [M n] + 3 5 0 \times [N b] + 2 5 0 \times [T i] + 4 0 \times [B] + 1 0 \times [C r] + 1 0 0 \times [M o] + 1 0 0 \times [V] \quad (\text{式 4})$$

ここで、[C]、[N]、[M n]、[N b]、[T i]、[B]、[C r]、[M o] 及び [V] は、それぞれ、前記鋼中の C、N、M n、N b、T i、B、C r、M o 及び V 量の質量百分率である。

【請求項 9】

前記待ち時間 t 秒が、さらに前記 t 1 を用いた下記式 5 を満たすことを特徴とする請求項 7 または 8 に記載の熱延鋼板の製造方法。

$$t < t 1 \quad (\text{式 5})$$

【請求項 10】

前記待ち時間 t 秒が、さらに前記 t 1 を用いた下記式 6 を満たすことを特徴とする請求項 7 または 8 に記載の熱延鋼板の製造方法。

$$t 1 \leq t \leq t 1 \times 2 . 5 \quad (\text{式 6})$$

【請求項 11】

前記一次冷却では、平均冷却速度が 5 0 / 秒以上であり、冷却開始時の鋼温度と冷却終了時の鋼温度との差である冷却温度変化が 4 0 / 秒以上かつ 1 4 0 / 秒以下であり、前記冷却終了時の鋼温度が T 1 + 1 0 0 / 秒以下であることを特徴とする請求項 7 または 8 に記載の熱延鋼板の製造方法。

【請求項 12】

T 1 + 3 0 / 秒以上かつ T 1 + 2 0 0 / 秒以下の温度範囲における圧延の最終パスが前記大圧下パスであることを特徴とする請求項 7 または 8 に記載の熱延鋼板の製造方法。

【請求項 13】

前記温度範囲制御では、温度変化速度が - 4 0 / h 以上かつ 4 0 / h 以下であることを特徴とする請求項 7 または 8 に記載の熱延鋼板の製造方法。

【請求項 14】

前記一次冷却を圧延スタンド間で行うことを特徴とする請求項 7 または 8 に記載の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、曲げ性、伸びフランジ性、バーリング加工性、穴拡げ性などの局部変形能に優れ、かつ成形性の方位依存性が少なく、かつ延性に優れた熱延鋼板とその製造方法に関する。特に、本発明は、T R I P (T r a n s f o r m a t i o n I n d u c e d P l a s t i c i t y : 変態誘起塑性) 現象を利用した鋼板に関する。

本願は、2011年3月28日に、日本に出願された特願2011-070725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】

自動車からの炭酸ガスの排出量を抑えるために、高強度鋼板を使用した自動車車体の軽量化が進められている。また、搭乗者の安全性確保のためにも、自動車車体には軟鋼板の他に高強度鋼板が多く使用されるようになってきている。更に自動車車体の軽量化を今後進めていくためには、従来以上に高強度鋼板の使用強度レベルを高めなければならない。したがって、例えば足回り部品に高強度鋼板を用いるには、バーリング加工のための局部変形能を改善しなければならない。

【0003】

しかしながら、一般的に鋼板の強度を高めると、成形性が低下し、絞り成形や張り出し成形に重要な均一伸びが低下する。これに対して、非特許文献1には、鋼板にオーステナ

10

20

30

40

50

イトを残留させ均一伸びを確保する方法が開示されている。

【0004】

加えて、この非特許文献1では、曲げ成形、穴拡げ加工やバーリング加工に求められる局部延性を改善する鋼板の金属組織制御法についても開示されている。また、介在物を制御し、ミクロ組織を単一の組織に制御し、ミクロ組織間の硬度差を低減すれば、曲げ性や穴拡げ加工に効果的であることが非特許文献2に開示されている。

【0005】

延性と強度とを両立させるために、熱間圧延後の冷却制御により金属組織制御を行い、析出物および変態組織を制御することでフェライトとベイナイトの適切な分率を得る技術も非特許文献3に開示されている。しかし、いずれの方法も組織制御（分類上のミクロ組織の制御）に頼った局部変形能の改善方法であるため、局部変形能がベース組織に大きく影響されてしまう。

10

【0006】

一方、非特許文献4には、連続熱間圧延工程に於ける圧下量を増加させて熱延鋼板の材質を改善する技術が開示されている。このような技術は、いわゆる、結晶粒微細化の技術であり、非特許文献4では、オーステナイト域内の極力低温で大圧下を行い、未再結晶オーステナイトからフェライトに変態させることで製品の主相であるフェライトの結晶粒を微細化し、強度及び靱性を高めている。しかし、非特許文献4に開示された製法では、局部変形能及び延性の改善について一切配慮されていない。

【0007】

20

上述のように、高強度鋼板の局部変形能を改善するために、主に介在物を含む組織制御が行われていた。

【0008】

また、自動車用の部材として高強度鋼板を使用するためには、強度と延性とのバランスが必要である。このような要求に対して、これまでに残留オーステナイトの変態誘起塑性を利用した、いわゆるTRIP鋼板が提案されている（例えば、特許文献1及び2、参照）。

【0009】

しかしながら、TRIP鋼は、強度、延性に優れるものの、一般に穴拡げ性などの局部変形能が低いという特徴点がある。したがって、このTRIP鋼を、例えば足回り部品の高強度鋼板として用いるには、穴拡げ性などの局部変形能を改善しなければならない。

30

【先行技術文献】

【特許文献】

【0010】

【特許文献1】日本国特開昭61-217529号公報

【特許文献2】日本国特開平5-59429号公報

【非特許文献】

【0011】

【非特許文献1】高橋、新日鉄技報(2003)No.378、p.7

【非特許文献2】加藤ら、製鉄研究(1984)vol.312、p.41

40

【非特許文献3】K. Sugimoto et al., ISIJ International(2000)Vol.40、p.920

【非特許文献4】中山製鋼所 NFG製品紹介 <http://www.nakayama-steel.co.jp/menu/product/nfg.html>

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0012】

本発明は、TRIP鋼において、局部変形能に優れ、成形性の方位依存性が少ない延性に優れた高強度熱延鋼板及びその製造方法を提供することを課題とする。また、熱間圧延によって集合組織を制御し、熱延鋼板の異方性を改善する高強度熱延鋼板の製造方法を提

50

供することを課題とする。

【課題を解決するための手段】

【0013】

本発明者らは、TRIP鋼のうち、所定の結晶方位の極密度が適切に制御されると、局部変形能が向上することを見出した。また、本発明者らは、TRIP鋼の化学成分及び製造条件を最適化し、鋼板のミクロ組織を制御することによって、局部変形能及びその他の機械的特性に優れた鋼板の製造に成功した。

本発明の主旨は、以下の通りである。

【0014】

(1) 本発明の一態様に係る熱延鋼板では、鋼板の化学組成が、質量%で、C：0.02%以上かつ0.5%以下、Si：0.001%以上かつ4.0%以下、Mn：0.001%以上かつ4.0%以下、Al：0.001%以上かつ4.0%以下を含有し、P：0.15%以下、S：0.03%以下、N：0.01%以下、O：0.01%以下に制限し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、前記鋼板の化学組成では、Si量とAl量との合計が1.0%以上かつ4.0%以下であり、 $5/8 \sim 3/8$ の板厚範囲である板厚中央部では、 $\{100\} < 011 >$ 、 $\{116\} < 110 >$ 、 $\{114\} < 110 >$ 、 $\{112\} < 110 >$ 、 $\{223\} < 110 >$ の各結晶方位の極密度の相加平均で表される極密度である $\{100\} < 011 > \sim \{223\} < 110 >$ 方位群の平均極密度が1.0以上かつ6.5以下であり、かつ、 $\{332\} < 113 >$ の結晶方位の極密度が1.0以上かつ5.0以下であり、前記鋼板のミクロ組織に、複数の結晶粒が存在し、このミクロ組織が、面積率で、残留オーステナイトを2%以上かつ30%以下、フェライトを20%以上かつ50%以下、ベイナイトを10%以上かつ60%以下含み、前記ミクロ組織では、面積率で、パーライトが20%以下、マルテンサイトが20%以下に制限され、圧延方向に対して直角方向のランクフォード値である r_C が0.70以上かつ1.10以下であり、かつ、前記圧延方向に対して30°をなす方向のランクフォード値である r_{30} が0.70以上かつ1.10以下である。

【0015】

(2) 上記(1)に記載の熱延鋼板では、前記鋼板の化学組成が、更に、質量%で、Ti：0.001%以上かつ0.2%以下、Nb：0.001%以上かつ0.2%以下、V：0.001%以上かつ1.0%以下、W：0.001%以上かつ1.0%以下、Cu：0.001%以上かつ2.0%以下、B：0.0001%以上かつ0.005%以下、Mo：0.001%以上かつ1.0%以下、Cr：0.001%以上かつ2.0%以下、As：0.0001%以上かつ0.50%以下、Mg：0.0001%以上かつ0.010%以下、REM：0.0001%以上かつ0.1%以下、Ca：0.0001%以上かつ0.010%以下、Ni：0.001%以上かつ2.0%以下、Co：0.0001%以上かつ1.0%以下、Sn：0.0001%以上かつ0.2%以下、Zr：0.0001%以上かつ0.2%以下から選択される1種以上を含有してもよい。

【0016】

(3) 上記(1)または(2)に記載の熱延鋼板では、前記結晶粒の体積平均径が1 μ m以上かつ4 μ m以下であってもよい。

【0017】

(4) 上記(1)または(2)に記載の熱延鋼板では、前記 $\{100\} < 011 > \sim \{223\} < 110 >$ 方位群の平均極密度が1.0以上かつ5.0以下であり、前記 $\{332\} < 113 >$ の結晶方位の極密度が1.0以上かつ4.0以下であってもよい。

【0018】

(5) 上記(1)～(4)のいずれか一項に記載の熱延鋼板では、前記複数の結晶粒のうち、20 μ mを超える結晶粒の面積割合が10%以下に制限されていてもよい。

【0019】

(6) 上記(1)～(5)のいずれか一項に記載の熱延鋼板では、前記残留オーステナイト及び前記マルテンサイトのうち、少なくとも100個の結晶粒に対する互いにもっと

10

20

30

40

50

も近い結晶粒間の距離 L_{MA} の標準偏差が $5 \mu\text{m}$ 以下であってもよい。

【0020】

(7) 本発明の一態様に係る上記(1)に記載の熱延鋼板の製造方法では、質量%で、
 C: 0.02%以上かつ0.5%以下、Si: 0.001%以上かつ4.0%以下、Mn
 : 0.001%以上かつ4.0%以下、Al: 0.001%以上かつ4.0%以下を含有
 し、P: 0.15%以下、S: 0.03%以下、N: 0.01%以下、O: 0.01%以
 下に制限し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、Si量とAl量との合計が1.0
 %以上かつ4.0%以下である化学組成を有する鋼に対して、1000 以上かつ120
 0 以下の温度範囲で、40%以上の圧下率のパスを少なくとも1回以上含む第1の熱間
 圧延を行い、平均オーステナイト粒径を $200 \mu\text{m}$ 以下とし；下記式1により算出される
 温度を T_1 とした場合、 $T_1 + 30$ 以上かつ $T_1 + 200$ 以下の温度範囲に30%
 以上の圧下率の大圧下パスを含み、 $T_1 + 30$ 以上かつ $T_1 + 200$ 以下の温度範囲
 での累積圧下率が50%以上であり、 Ar_3 以上かつ $T_1 + 30$ 未満の温度範囲での
 累積圧下率が30%以下に制限され、圧延終了温度が Ar_3 以上である第2の熱間圧延
 を前記鋼に対して行い；前記大圧下パスのうちの最終パスの完了から冷却開始までの待ち
 時間 t 秒が式2を満たすように、前記鋼に対して一次冷却を行い；630 以上かつ80
 0 以下の範囲の温度 T_3 まで $10 \sim 100$ /秒の平均冷却速度で前記鋼を冷却し；6
 30 以上かつ800 以下の温度範囲内に1秒以上かつ20秒以下前記鋼を保持、もし
 くは、前記温度 T_3 から前記温度 T_3 未満かつ550 以上の範囲内の温度まで20 /
 秒以下の平均冷却速度で前記鋼を徐冷し；350 ~ 500 の温度範囲で前記鋼を巻き取り
 ；350 ~ 500 の温度範囲内に前記鋼を30 ~ 300分保持する温度範囲制御を行
 った後、前記鋼を空冷する。

$$T_1 = 850 + 10 \times ([C] + [N]) \times [Mn] \quad (\text{式1})$$

ここで、[C]、[N]及び[Mn]は、それぞれ、前記鋼中のC、N及びMn量の質
 量百分率である。

$$t = 2.5 \times t_1 \quad (\text{式2})$$

ここで、 t_1 は下記式3で表される。

$$t_1 = 0.001 \times ((T_f - T_1) \times P_1 / 100)^2 - 0.109 \times ((T_f - T_1) \times P_1 / 100) + 3.1 \quad (\text{式3})$$

ここで、 T_f は前記最終パス完了時の前記鋼の摂氏温度であり、 P_1 は前記最終パスで
 の圧下率の百分率である。

【0021】

(8) 上記(7)に記載の熱延鋼板の製造方法では、前記鋼は、前記化学組成として、
 更に、質量%で、Ti: 0.001%以上かつ0.2%以下、Nb: 0.001%以上かつ
 0.2%以下、V: 0.001%以上かつ1.0%以下、W: 0.001%以上かつ1
 .0%以下、Cu: 0.001%以上かつ2.0%以下、B: 0.0001%以上かつ0
 .005%以下、Mo: 0.001%以上かつ1.0%以下、Cr: 0.001%以上かつ
 2.0%以下、As: 0.0001%以上かつ0.50%以下、Mg: 0.0001%
 以上かつ0.010%以下、REM: 0.0001%以上かつ0.1%以下、Ca: 0.
 0001%以上かつ0.010%以下、Ni: 0.001%以上かつ2.0%以下、Co
 : 0.0001%以上かつ1.0%以下、Sn: 0.0001%以上かつ0.2%以下、
 Zr: 0.0001%以上かつ0.2%以下から選択される1種以上を含有し、前記式1
 により算出される温度の代わりに下記式4により算出される温度を前記 T_1 としてもよい
 。

$$T_1 = 850 + 10 \times ([C] + [N]) \times [Mn] + 350 \times [Nb] + 250 \times [Ti] + 40 \times [B] + 10 \times [Cr] + 100 \times [Mo] + 100 \times [V] \quad (\text{式4})$$

ここで、[C]、[N]、[Mn]、[Nb]、[Ti]、[B]、[Cr]、[Mo]及び[V]は、それぞれ、前記鋼中のC、N、Mn、Nb、Ti、B、Cr、Mo及びV量の質量百分率である。

10

20

30

40

50

【0022】

(9) 上記(7)または(8)に記載の熱延鋼板の製造方法では、前記待ち時間 t 秒が、さらに前記 t_1 を用いた下記式5を満たしてもよい。

$$t < t_1 \quad (\text{式5})$$

【0023】

(10) 上記(7)または(8)に記載の熱延鋼板の製造方法では、前記待ち時間 t 秒が、さらに前記 t_1 を用いた下記式6を満たしてもよい。

$$t_1 - t < t_1 \times 2.5 \quad (\text{式6})$$

【0024】

(11) 上記(7)～(10)のいずれか一項に記載の熱延鋼板の製造方法では、前記一次冷却において、平均冷却速度が 50 /秒以上であり、冷却開始時の鋼温度と冷却終了時の鋼温度との差である冷却温度変化が 40 以上かつ 140 以下であり、前記冷却終了時の鋼温度が $T_1 + 100$ 以下であってもよい。

10

【0025】

(12) 上記(7)～(11)のいずれか一項に記載の熱延鋼板の製造方法では、 $T_1 + 30$ 以上かつ $T_1 + 200$ 以下の温度範囲における圧延の最終パスが前記大圧下パスであってもよい。

【0026】

(13) 上記(7)～(12)のいずれか一項に記載の熱延鋼板の製造方法では、前記温度範囲制御において、温度変化速度が -40 /h以上かつ 40 /h以下であってもよい。

20

【0027】

(14) 上記(7)～(13)のいずれか一項に記載の熱延鋼板の製造方法では、前記一次冷却を圧延スタンド間で行ってもよい。

【発明の効果】

【0028】

本発明の上記態様によれば、曲げ性、伸びフランジ性、バーリング加工性、穴拡げ性などの局部変形能に優れ、かつ成形性の方位依存性が少なく、かつ延性に優れた高強度熱延鋼板とその製造方法を提供することができる。この鋼板を使用すれば、特に、自動車の軽量化と衝突安全性とを両立することが可能になるなど、産業上の貢献が極めて顕著である。

30

【図面の簡単な説明】

【0029】

【図1】{100}<011>～{223}<110>方位群の平均極密度と d/RmC (板厚 d / 最小曲げ半径 RmC) の関係を示す。

【図2】{332}<113>方位の極密度と d/RmC との関係を示す。

【図3】圧延方向に対して直角方向の r 値 (r_C) と d/RmC との関係を示す。

【図4】圧延方向に対して 30° をなす方向の r 値 (r_{30}) と d/RmC との関係を示す。

【図5】粗圧延における 40% 以上の圧延回数と粗圧延のオーステナイト粒径との関係を示す。

40

【図6】本発明の一実施形態に係る熱延鋼板の製造方法の概略を示すフローチャートである。

【発明を実施するための形態】

【0030】

前述のように、従来知見によれば、穴拡げ性や曲げ性などは、介在物制御、析出物微細化、ミクロ組織の均質化、単相組織制御およびミクロ組織間の硬度差の低減などによって改善されていた。しかし、これらの技術だけでは、主な組織構成を限定せざるを得ない。さらに、高強度化のために、強度上昇に大きく寄与する代表的な元素である Nb や Ti などを添加した場合には、異方性が極めて大きくなる。そのため、他の成形性因子が犠牲

50

になったり、成形前にブランクを取る方向が限定されてしまったりするなどの問題が生じてしまい、鋼板の用途が限定されてしまう。

【 0 0 3 1 】

延性を高める技術の一つである T R I P 鋼板では、焼鈍の過程において、オーステナイト中の C を濃化させることによって残留オーステナイトの量やこの残留オーステナイト中の C 量が増加し、引張り特性が向上する。

【 0 0 3 2 】

そこで、本発明者らは、このような T R I P 鋼板において、穴拡げ性や曲げ加工性を向上させるために、熱延工程におけるミクロ組織の細粒化と集合組織制御とについて調査及び検討を行った。その結果、後述の結晶方位の極密度を制御することで、T R I P 鋼板の局部変形能が十分に向上することを明らかにした。また、本発明者らは、特に、圧延方向に垂直な方向のランクフォード値 (r 値) である r_C と、圧延方向と 30° の角度をなす方向のランクフォード値 (r 値) である r_{30} とがバランスしている場合には、T R I P 鋼板の局部変形能が飛躍的に向上することを明らかにした。

【 0 0 3 3 】

以下に、本発明の一実施形態に係る熱延鋼板について詳細に説明する。

まず、熱延鋼板の結晶方位の極密度について述べる。

【 0 0 3 4 】

結晶方位の極密度 (D 1 及び D 2) :

本実施形態に係る熱延鋼板では、2種類の結晶方位の極密度として、 $5/8 \sim 3/8$ の板厚範囲 (鋼板の表面から鋼板の板厚方向 (深さ方向) に板厚の $5/8 \sim 3/8$ の距離だけ離れた範囲) である板厚中央部における圧延方向に平行な板厚断面に対して、 $\{ 100 \} < 011 \rangle \sim \{ 223 \} < 110 \rangle$ 方位群の平均極密度 D 1 (以下では、平均極密度と省略する場合がある) と、 $\{ 332 \} < 113 \rangle$ の結晶方位の極密度 D 2 とを制御している。

本実施形態では、平均極密度は、特に重要な集合組織 (ミクロ組織中の結晶粒の結晶方位) の特徴点 (方位集積度、集合組織の発達度) である。なお、平均極密度は、 $\{ 100 \} < 011 \rangle$ 、 $\{ 116 \} < 110 \rangle$ 、 $\{ 114 \} < 110 \rangle$ 、 $\{ 112 \} < 110 \rangle$ 、 $\{ 223 \} < 110 \rangle$ の各結晶方位の極密度の相加平均で表される極密度である。

$5/8 \sim 3/8$ の板厚範囲である板厚中央部における断面に対して E B S D (E l e c t r o n B a c k S c a t t e r i n g D i f f r a c t i o n) または X 線回折を行い、ランダム試料に対する各方位の電子回折強度または X 線回折強度の強度比を求め、この各強度比から $\{ 100 \} < 011 \rangle \sim \{ 223 \} < 110 \rangle$ 方位群の平均極密度を求めることができる。

この $\{ 100 \} < 011 \rangle \sim \{ 223 \} < 110 \rangle$ 方位群の平均極密度が 6 . 5 以下であれば、足回り部品や骨格部品の加工に必要とされる $d / R m C$ (板厚 d を最小曲げ半径 $R m C$ (C 方向曲げ) で除した指標) が 1 . 5 以上を満たしうる。この条件は、特に、引張強度 $T S$ と、穴拡げ率 と、伸び $E L$ とが、足回り部材に必要とされる 2 つの条件、すなわち $T S \times 30000$ 及び $T S \times E L 14000$ を満たすための一条件でもある。さらに、平均極密度が 5 . 0 以下であれば、成形性の方位依存性 (等方性) の指標である、C 方向曲げの最小曲げ半径 $R m C$ に対する 45° 方向曲げの最小曲げ半径 $R m 45$ の比率 ($R m 45 / R m C$) が低下し、曲げ方向に依存しない高い局部変形能を確保できる。そのため、平均極密度が、6 . 5 以下であるとよく、5 . 0 以下であることが好ましい。より優れた穴拡げ性や小さな限界曲げ特性を必要とする場合には、平均極密度は、より望ましくは 4 . 0 未満であり、さらに一層望ましくは 3 . 0 未満である。

$\{ 100 \} < 011 \rangle \sim \{ 223 \} < 110 \rangle$ 方位群の平均極密度が 6 . 5 超では、鋼板の機械的特性の異方性が極めて強くなる。その結果、特定の方向のみの局部変形能が改善するが、その方向とは異なる方向での局部変形能が著しく劣化する。そのため、図 1 に示すように、この場合には、鋼板が、 $d / R m C 1.5$ を満足できなくなる。

【 0 0 3 5 】

一方、平均極密度が1.0未満になると、局部変形能の劣化が懸念される。そのため、平均極密度が1.0以上であることが好ましい。

【0036】

さらに、同様な理由から、5/8～3/8の板厚範囲である板厚中央部における{332}<113>の結晶方位の極密度が5.0以下である。この条件は、鋼板が、 $d/RmC \geq 1.5$ を満足する一条件であり、特に、引張強度TSと、穴拡げ率と、伸びELとが、足回り部材に必要とされる2つの条件、すなわち $TS \times 30000$ 及び $TS \times EL \geq 14000$ をとともに満たすための一条件でもある。

さらに、上記極密度が4.0以下であれば、 $TS \times$ や d/RmC をさらに高めることができる。そのため、上記極密度は、望ましくは4.0以下であり、より望ましくは3.0以下である。この極密度が5.0超であると、鋼板の機械的特性の異方性が極めて強くなる。その結果、特定の方向のみの局部変形能が改善するが、その方向とは異なる方向での局部変形能が著しく劣化する。そのため、図2に示すように、この場合には、鋼板が $d/RmC \geq 1.5$ を確実に満足できなくなる。

一方、この極密度が1.0未満になると、局部変形能の劣化が懸念される。そのため、{332}<113>の結晶方位の極密度が1.0以上であることが好ましい。

【0037】

極密度は、X線ランダム強度比と同義である。X線ランダム強度比は、特定の方位への集積を持たない標準試料の回折強度(X線や電子)と、供試材の回折強度とを同条件でX線回折法等により測定し、得られた供試材の回折強度を標準試料の回折強度で除した数値である。この極密度は、X線回折やEBSD(Electron Back Scattering Diffraction)、または電子チャンネルリングを用いて測定することができる。例えば、{100}<011>～{223}<110>方位群の極密度は、これらの方法によって測定された{110}、{100}、{211}、{310}極点図のうち、複数の極点図を用いて級数展開法で計算した3次元集合組織(ODF)から{100}<011>、{116}<110>、{114}<110>、{112}<110>、{223}<110>の各方位の極密度を求め、これら極密度を相加平均して得られる。

【0038】

X線回折、EBSD、電子チャンネルリングに供する試料については、機械研磨などによって鋼板を所定の板厚まで減厚し、次いで、化学研磨や電解研磨などによって歪みを除去すると同時に板厚の5/8～3/8の範囲を含む適当な面が測定面となるように試料を調整し、上述の方法に従って極密度を測定すればよい。板幅方向については、1/4もしくは3/4の板厚位置(鋼板の端面から鋼板の板幅の1/4の距離だけ離れた位置)近傍で試料を採取することが望ましい。

【0039】

板厚中央部だけでなく、なるべく多くの板厚位置についても、鋼板が上述の極密度を満たすことにより、より一層局部変形能が良好になる。しかしながら、上述の板厚中央部の方位集積が最も強く鋼板の異方性に与える影響が大きいため、この板厚中央部の材質が概ね鋼板全体の材質特性を代表する。そのため、5/8～3/8の板厚中央部における{100}<011>～{223}<110>方位群の平均極密度と、{332}<113>の結晶方位の極密度とを規定している。

【0040】

ここで、{hkl}<uvw>は、上述の方法で試料を採取した時、板面の法線方向が<hkl>に平行で、圧延方向が<uvw>と平行であることを示している。なお、結晶の方位は、通常板面に垂直な方位を(hkl)または{hkl}、圧延方向に平行な方位を[uvw]または<uvw>で表示する。{hkl}<uvw>は、等価な面の総称であり、(hkl)[uvw]は、個々の結晶面を指す。すなわち、本実施形態においては、体心立方構造(bcc構造)を対象としているため、例えば、(111)、(-111)、(1-11)、(11-1)、(-1-11)、(-11-1)、(1-1-1)、

10

20

30

40

50

(- 1 - 1 - 1) の各面は、等価であり区別できない。このような場合、これらの方位を総称して { 1 1 1 } 面と称する。ODF表示は、他の対称性の低い結晶構造の方位表示にも用いられるため、ODF表示では個々の方位を (h k l) [u v w] で表示するのが一般的であるが、本実施形態においては、 { h k l } < u v w > と (h k l) [u v w] とは同義である。

【 0 0 4 1 】

圧延方向に対して直角方向の r 値 (r C) :

この鋼板の r 値 (ランクフォード値) は、本実施形態において重要である。すなわち、本発明者等が鋭意検討の結果、図 3 に示すように、上記各極密度を上記の範囲にすると同時に、r C を 0 . 7 0 以上により、良好な穴拡げ性及び曲げ性を得ることが

10

できることを見出した。そのため、r C が 0 . 7 0 以上であるとよい。

【 0 0 4 2 】

圧延方向に対して 3 0 ° をなす方向の r 値 (r 3 0) :

この鋼板の r 値 (ランクフォード値) は、本実施形態において重要である。すなわち、本発明者等が鋭意検討の結果、図 4 に示すように、上記各極密度を上記の範囲にすると同時に、r 3 0 を 1 . 1 0 以下により、良好な穴拡げ性及び曲げ性を得ることが

20

できることを見出した。そのため、r 3 0 が 1 . 1 0 以下であるとよい。

【 0 0 4 3 】

上述の各 r 値については、J I S 5 号引張試験片を用いた引張試験により評価する。通常の高強度鋼板の場合を考慮して、引張ひずみが、5 ~ 1 5 % の範囲内であり、かつ、均一伸びに相当する範囲で r 値を評価すればよい。

【 0 0 4 4 】

ところで、一般に集合組織と r 値とは相関があることが知られているが、本実施形態に係る熱延鋼板においては、既述の結晶方位の極密度に関する限定と r 値に関する限定とは互いに同義ではない。したがって、両方の限定が同時に満たされれば良好な局部変形能を得ることができる。

30

【 0 0 4 5 】

次に、本実施形態に係る熱延鋼板の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の基本的なミクロ組織は、フェライトと、ベイナイトと、残留オーステナイトとからなる。本実施形態では、この基本的なミクロ組織の構成要素に加え (フェライト、ベイナイト、残留オーステナイトの一部の代わりに) 、必要に応じてまたは不可避免的に、パーライト、マルテンサイト (焼戻しマルテンサイトを含む) の 1 種以上を選択的なミクロ組織の構成要素としてミクロ組織中に含んでいてもよい。なお、本実施形態では、個々のミクロ組織を面積率により評価する。

【 0 0 4 6 】

フェライト及びベイナイトは、残留オーステナイト中に C を濃化させるため、T R I P 効果による延性の向上に必須である。さらに、フェライト及びベイナイトは、穴拡げ性の向上にも寄与する。開発の狙いの強度レベルにより、フェライトとベイナイトとの分率を変化させることが可能であるが、フェライトを 2 0 % 以上かつ 5 0 % 以下、ベイナイトを 1 0 % 以上かつ 6 0 % 以下にすることによって、優れた延性及び穴拡げ性を得ることができる。そのため、フェライトが 2 0 % 以上かつ 5 0 % 以下であり、ベイナイトが 1 0 % 以上かつ 6 0 % 以下である。

40

【 0 0 4 7 】

残留オーステナイトは、変態誘起塑性によって延性、特に一様伸びを高める組織であり、面積率で、2 % 以上の残留オーステナイトが必要である。また、残留オーステナイトは、加工によってマルテンサイトに変態するため、強度の向上にも寄与する。残留オース

50

ナイトの面積率は高いほど好ましいが、面積率で30%超の残留オーステナイトを確保するためには、C、Si量を増加させる必要があり、溶接性や表面性状を損なう。したがって、残留オーステナイトの面積率の上限を30%以下とする。なお、より一様伸びを高める必要がある場合には、残留オーステナイトが3%以上であることが好ましく、5%以上であることがより好ましく、8%以上であることが最も好ましい。

【0048】

また、ミクロ組織が、パーライト及びマルテンサイト（焼戻しマルテンサイトを含む）をそれぞれ20%含んでもよい。パーライト及びマルテンサイトの量が多くなると、鋼板の加工性及び局部変形能が低下したり、残留オーステナイトを生成させるCの利用率が低下したりする。そのため、ミクロ組織中において、パーライトを20%以下に、マルテンサイトを20%以下に制限する。

10

【0049】

ここで、オーステナイトの面積率は、1/4の板厚位置近傍の板面に平行な面に対してX線回折を行い、得られた回折強度から決定することができる。

また、フェライト、パーライト、ベイナイト及びマルテンサイトの面積率は、1/8～3/8の板厚範囲（すなわち、1/4の板厚位置が中心になる板厚範囲）を電界放射型走査電子顕微鏡（FE-SEM：Field Emission Scanning Electron Microscope）により観察し、得られた画像から決定することができる。このFE-SEM観察では、鋼板の圧延方向に平行な板厚断面が観察面になるように試料を採取し、この観察面に対して研磨及びナイタルエッチングを行っている。

20

なお、板厚方向について、鋼板表面近傍及び鋼板中心近傍では、それぞれ、脱炭及びMn偏析により鋼板のミクロ組織（構成要素）がその他の部分と大きく異なる場合がある。そのため、本実施形態では、1/4の板厚位置を基準としたミクロ組織の観察を行っている。

【0050】

加えて、さらに伸びを向上させる場合には、ミクロ組織中の結晶粒のサイズ、特に、体積平均径を微細化するとよい。さらに、体積平均径を微細化することで、自動車用鋼板などで求められる疲労特性（疲労限度比）が向上する。

細粒に比べると粗大粒の数が伸びへ与える影響度が高いため、伸びは、個数平均径よりも体積の重み付け平均で算出される体積平均径と強く相関する。そのため、上記の効果を
得る場合には、体積平均径が、1～15 μm、望ましくは、1～9.5 μm、さらに望ましくは、1～4 μmであるとよい。

30

【0051】

なお、体積平均径が小さくなると、ミクロオーダーで生じる局所的な歪集中が抑制され、局部変形時の歪を分散することができ、伸び、特に均一伸びが向上すると考えられる。また、体積平均径が小さくなると、転位運動の障壁となる結晶粒界を適切に制御でき、この結晶粒界が転位運動によって生じる繰り返し塑性変形（疲労現象）に作用して、疲労特性が向上する。

【0052】

また、以下のように、個々の結晶粒（粒単位）の径を決定することができる。

40

パーライトは、光学顕微鏡による組織観察により特定される。また、フェライト、オーステナイト、ベイナイト、マルテンサイトの粒単位は、EBSDにより特定される。EBSDにより判定された領域の結晶構造が面心立方構造（fcc構造）であれば、この領域をオーステナイトと判定する。また、EBSDにより判定された領域の結晶構造が体心立方構造（bcc構造）であれば、この領域をフェライト、ベイナイト、マルテンサイトのいずれかと判定する。フェライト、ベイナイト、マルテンサイトは、EBSP-OIM（登録商標、Electron Back Scatter Diffraction Pattern-Orientation Image Microscopy）に装備されているKAM（Kernel Average Misorientation）法を用いて識別することができる。KAM法では、測定データのうちの正六角形のピクセル

50

ル（中心のピクセル）とこのピクセルに隣り合う6個のピクセルを用いた第一近似（全7ピクセル）、もしくはこれら6個のピクセルのさらに外側の12個のピクセルも用いた第二近似（全19ピクセル）、もしくはこれら12個のピクセルのさらに外側の18個のピクセルも用いた第三近似（全37ピクセル）について、各ピクセル間の方位差を平均し、得られた平均値をその中心のピクセルの値に決定し、このような操作をピクセル全体に対して行う。このKAM法による計算を粒界を超えないように行うことにより、粒内の方位変化を表現するマップを作成できる。このマップは、粒内の局所的な方位変化に基づく歪みの分布を表している。

【0053】

本実施形態では、EBSP-OIM（登録商標）において、第三近似により隣接するピクセル間の方位差を計算する。フェライト、ベイナイト、マルテンサイト及びオーステナイトの粒径は、例えば、1500倍の倍率で0.5μm以下の測定ステップで上述の方位測定を行い、隣り合う測定点の方位差が15°を超える位置を粒境界（この粒境界は、必ずしも、一般的な粒界とは限らない）として定め、その円相当径を算出することにより得られる。マイクロ組織中にパーライトが含まれる場合には、光学顕微鏡によって得られた画像に対して、二値化処理、切断法等の画像処理法を適用することによりパーライトの結晶粒径を算出することができる。

【0054】

このように定義された結晶粒（粒単位）では、円相当半径（円相当径の半値）を r とした場合に個々の粒の体積が $4 \times r^3 / 3$ により得られ、この体積の重み付け平均により体積平均径を求めることができる。

また、下記の粗大粒の面積率は、この方法により得られた粗大粒の面積率を測定対象の面積で除することにより得ることができる。

加えて、下記の距離 L_{MA} は、上記の方法（但し、EBSDが可能なFE-SEM）により得られた、オーステナイトとオーステナイト以外の粒との間の境界と、マルテンサイトとマルテンサイト以外の粒との間の境界とを使用して決定することができる。

【0055】

更に、曲げ性をより改善する場合には、マイクロ組織の全構成要素について、単位面積当たりに粒径が20μmを超える粒（粗大粒）が占める面積の割合（粗大粒の面積率）を10%以下に制限するとよい。粒径の大きな粒が増えると、引張強度が小さくなり、局部変形能も低下する。したがって、なるべく結晶粒を細粒にすることが好ましい。加えて、全ての結晶粒が均一かつ等価に歪を受けることにより曲げ性が改善されるため、粗大粒の量を制限することにより、局部的な結晶粒の歪を抑制することができる。

【0056】

また、曲げ性、伸びフランジ性、パーリング加工性、穴拡げ性などの局部変形能をさらに向上させるためには、残留オーステナイトやマルテンサイト等の硬質組織が分散しているほうが好ましい。そのため、残留オーステナイト及びマルテンサイトの粒のうち、互いにもっとも近い結晶粒（残留オーステナイトもしくはマルテンサイト）間の距離 L_{MA} [μm]の標準偏差を5μmとしてもよい。この場合、少なくとも100個の残留オーステナイト及びマルテンサイトの粒について、距離 L_{MA} を測定し、距離 L_{MA} の標準偏差を得るとよい。

【0057】

次に、本実施形態に係る熱延鋼板の化学成分（化学元素）の限定理由について述べる。ここでは、各化学成分の含有量の「%」は、「質量%」である。

【0058】

C：0.02%以上かつ0.5%以下

Cは、高強度を確保し、かつ残留オーステナイトを確保するために必須である。十分な残留オーステナイト量を得るためには、0.02%以上のC量が必要となる。一方、鋼板がCを過剰に含有すると、溶接性を損なうため、C量の上限を0.5%以下とした。強度と伸びとをより向上させる場合には、C量が、0.05%以上であることが好ましく、0

10

20

30

40

50

．06%以上であることがより好ましく、0.08%以上であることが最も好ましい。また、より溶接性を向上させる場合には、C量が、0.45%以下であることが好ましく、0.40%以下であることがより好ましい。

【0059】

Si：0.001%以上かつ4.0%以下

Siは脱酸剤であり、鋼中に0.001%以上のSiを含むことが好ましい。また、Siは、熱間圧延後の温度制御時にフェライトを安定化させ、かつ、巻き取り後（ベイナイト変態時）のセメント析出を抑制する。そのため、Siは、オーステナイトのC濃度を高め、残留オーステナイトの確保に寄与する。Si量が多いほどその効果は大きくなるが、Siを過剰に鋼中に添加すると、表面性状、塗装性、溶接性などが劣化する。そのため、Si量の上限を4.0%以下とする。安定な残留オーステナイトを得る効果をSiによって十分発現させる場合には、Si量が、0.02%以上であることが好ましく、0.20%以上であることがより好ましく、0.50%以上であることが最も好ましい。また、表面性状、塗装性、溶接性などをさらに確保する場合には、Si量が、3.5%以下であることが好ましく、3.0%以下であることがより好ましい。

10

【0060】

Mn：0.001%以上かつ4.0%以下

Mnは、オーステナイトを安定化させ、焼入れ性を高める元素である。十分な焼入れ性を確保するためには、鋼中に0.001%以上のMnを含む必要がある。一方、Mnを鋼中に過剰に添加すると、延性を損なうため、Mn量の上限を4.0%とする。より高い焼入れ性を確保するためには、Mn量が、0.1%以上であることが好ましく、0.5%以上であることがより好ましく、1.0%以上であることが最も好ましい。また、より高い延性を確保する場合には、Mn量が、3.8%以下であることが好ましく、3.5%以下であることがより好ましい。

20

【0061】

P：0.15%以下

Pは不純物であり、Pを過剰に鋼中に含有すると延性や溶接性を損なう。したがって、P量の上限を0.15%以下とする。なお、Pは、固溶強化元素として作用するが、不可避免的に鋼中に含まれるため、P量の下限は、特に制限する必要がなく、0%である。また、現行の一般的な精錬（二次精錬を含む）を考慮すると、P量の下限は、0.001%であつてもよい。延性及び溶接性をより高める場合には、P量が、0.12%以下であることが好ましく、0.10%以下であることがより好ましい。

30

【0062】

S：0.03%以下

Sは不純物であり、Sを過剰に鋼中に含有すると、熱間圧延によって伸張したMnSが生成し、延性及び穴抜け性などの成形性が劣化する。したがって、S量の上限を0.03%とする。なお、Sは、不可避免的に鋼中に含まれるため、S量の下限は、特に制限する必要がなく、0%である。また、現行の一般的な精錬（二次精錬を含む）を考慮すると、S量の下限は、0.0005%であつてもよい。延性及び穴抜け性をより高める場合には、S量が、0.020%以下であることが好ましく、0.015%以下であることがより好ましい。

40

【0063】

O：0.01%以下

O（酸素）は不純物であり、O量が0.01%を超えると、延性が劣化する。したがって、O量の上限を0.01%とする。なお、Oは、不可避免的に鋼中に含まれるため、O量の下限は、特に制限する必要がなく、0%である。また、現行の一般的な精錬（二次精錬を含む）を考慮すると、O量の下限は、0.0005%であつてもよい。

【0064】

Al：0.001%以上かつ4.0%以下

Alは脱酸剤であり、現行の一般的な精錬（二次精錬を含む）を考慮すると、鋼中に0

50

． 0 0 1 % 以上の A l を含むことが好ましい。また、A l は、熱間圧延後の温度制御時にフェライトを安定化させ、かつ、ベイナイト変態時のセメント析出を抑制する。そのため、A l は、オーステナイトの C 濃度を高め、残留オーステナイトの確保に寄与する。A l 量が多いほどその効果は大きくなるが、A l を過剰に鋼中に添加すると、表面性状、塗装性、溶接性が劣化する。そのため、A l 量の上限を 2 . 0 % とする。安定な残留オーステナイトを得る効果を A l によって十分に発現させる場合には、A l 量が、0 . 0 0 5 % 以上であることが好ましく、0 . 0 1 % 以上であることがより好ましい。また、表面性状、塗装性、溶接性などをさらに確保する必要がある場合には、A l 量が、3 . 5 % 以下であることが好ましく、3 . 0 % 以下であることがより好ましい。

【 0 0 6 5 】

N : 0 . 0 1 % 以下

N は、不純物であり、N 量が 0 . 0 1 % を超えると延性が劣化する。したがって、N 量の上限を 0 . 0 1 % 以下とする。なお、N は、不可避免的に鋼中に含まれるため、N 量の下限は、特に制限する必要がなく、0 % である。また、現行の一般的な精錬（二次精錬を含む）を考慮すると、N 量の下限は、0 . 0 0 0 5 % であってもよい。より延性を高める場合には、N 量が 0 . 0 0 5 % 以下であることが好ましい。

【 0 0 6 6 】

S i + A l : 1 . 0 % 以上かつ 4 . 0 % 以下

これらの元素は、上述のように、脱酸剤である。また、S i、A l の両方とも、熱間圧延後の温度制御時にフェライトを安定化させ、かつ、巻き取り後（ベイナイト変態時）のセメント析出を抑制する。そのため、これらの元素は、オーステナイトの C 濃度を高め、残留オーステナイトの確保に寄与する。したがって、S i 量と A l 量との合計が 1 . 0 % 以上であることが好ましい。しかし、これらの元素を過剰に鋼中に添加すると、表面性状、塗装性、溶接性などが劣化するので、S i 量と A l 量との合計を 4 . 0 % 以下とする。表面性状、塗装性、溶接性などをさらに確保する場合には、この合計が、3 . 5 % 以下であることが好ましく、3 . 0 % 以下であることがより好ましい。

【 0 0 6 7 】

以上の化学元素は、本実施形態における鋼の基本成分（基本元素）であり、この基本元素が制御（含有または制限）され、残部が鉄及び不可避免的な不純物よりなる化学組成が、本実施形態の基本組成である。しかしながら、この基本成分に加え（残部の鉄の一部の代わりに）、本実施形態では、さらに、必要に応じて以下の化学元素（選択元素）を鋼中に含有させてもよい。なお、これらの選択元素が鋼中に不可避免的に（例えば、各選択元素の量の下限未満の量）混入しても、本実施形態における効果を損なわない。

すなわち、本実施形態に係る熱延鋼板が、例えば介在物制御や析出物微細化により局部変形能を向上させるために、選択元素として、T i、N b、B、M g、R E M、C a、M o、C r、V、W、N i、C u、C o、S n、Z r、A s のうちいずれか 1 種以上を含有しても構わない。

【 0 0 6 8 】

更に、析出強化によって強度を得る場合、微細な炭窒化物を生成させるとよい。析出強化を得るためには、T i、N b、V、W、C u の添加が有効であり、必要に応じて、鋼板がこれらの 1 種以上を含有しても構わない。

【 0 0 6 9 】

T i、N b、V、W、C u の添加でこの効果を得るためには、T i 量は 0 . 0 0 1 % 以上、N b 量は 0 . 0 0 1 % 以上、V 量は 0 . 0 0 1 % 以上、W 量は 0 . 0 0 1 % 以上、C u 量は 0 . 0 0 1 % 以上であることが望ましい。ただし、これらの化学元素を過度に鋼中に添加しても、強度上昇が飽和してしまうことに加え、熱延後の再結晶が抑制されて結晶方位の制御が困難になることから、T i 量を 0 . 2 % 以下、N b 量を 0 . 2 % 以下、V 量を 1 . 0 % 以下、W 量を 1 . 0 % 以下、C u 量を 2 . 0 % 以下に制限する。また、合金コストの低減のためには、これらの化学元素を意図的に鋼中に添加する必要がなく、T i、N b、V、W 及び C u の量の下限は、いずれも 0 % である。

10

20

30

40

50

【0070】

組織の焼き入れ性を上昇させて第二相制御を行うことで強度を確保する場合、必要に応じてB、Mo、Cr、Asの1種以上の添加が有効である。この効果を得るためには、B量は0.0001%以上、Mo量及びCr量は0.001%以上、As量は0.0001%以上であることが望ましい。しかし、これらの化学元素の過度の添加は逆に加工性を劣化させるので、B量の上限を0.005%、Mo量の上限を1.0%、Cr量の上限を2.0%、As量の上限を0.50%に制限する。また、合金コストの低減のためには、これらの化学元素を意図的に鋼中に添加する必要がなく、B、Mo、Cr及びAsの量の下限は、いずれも0%である。

【0071】

Mg、REM (Rare Earth Metal)、Caは、介在物を無害な形態に制御し、鋼板の局部変形能を向上させるために重要な選択元素である。そのため、必要に応じて、Mg、REM、Caのうちいずれか1種以上を鋼中に添加してもよい。この場合、それぞれの化学元素の下限は、いずれも0.0001%であることが望ましい。一方、これらの化学元素を過剰に鋼中に添加すると、清浄度が悪化するため、それぞれの化学元素の量の上限について、Mg量を0.010%以下、REM量を0.1%以下、Ca量を0.010%以下に制限する。また、合金コストの低減のためには、これらの化学元素を意図的に鋼中に添加する必要がなく、Mg、REM及びCaの量の下限は、いずれも0%である。

【0072】

Ni、Co、Sn及びZrは強度を上げる選択元素であり、必要に応じて、これらの化学元素のうち1種以上を鋼中に添加してもよい。この場合、Ni量が0.001%以上、Co量が0.0001%以上、Sn量が0.0001%以上、Zr量が0.0001%以上であることが望ましい。しかし、これらの化学元素を過剰に鋼中に添加すると、成形性を失ってしまうので、それぞれの化学元素の上限について、Ni量を2.0%以下、Co量を1.0%以下、Sn量を0.2%以下、Zr量を0.2%に制限する。また、合金コストの低減のためには、これらの化学元素を意図的に鋼中に添加する必要がなく、Ni、Co、Sn及びZrの量の下限は、いずれも0%である。

【0073】

以上のように、本実施形態に係る熱延鋼板は、上述の基本元素を含み、残部がFe及び不可避免的不純物からなる化学組成、または、上述の基本元素と、上述の選択元素から選択される少なくとも1種とを含み、残部が鉄及び不可避免的不純物からなる化学組成を有する。

【0074】

なお、本実施形態に係る熱延鋼板に表面処理してもよい。例えば、電気めっき、溶融めっき、蒸着めっき、めっき後の合金化処理、有機皮膜形成、フィルムラミネート、有機塩類/無機塩類処理、ノンクロ処理(ノンクロメート処理)等の表面処理を適用することにより、熱延鋼板が各種被膜(フィルムやコーティング)を備えていてもよい。このような例として、熱延鋼板が、その表面に溶融亜鉛めっき層または合金化溶融亜鉛めっき層を有していてもよい。熱延鋼板が上記の被膜を備えていても、局部変形能を十分に維持することができる。

【0075】

なお、本実施形態では、熱延鋼板の板厚は、特に制限されないが、例えば、1.5~10mmであってもよく、2.0~10mmであってもよい。また、熱延鋼板の強度も、特に制限されず、例えば引張強度が440~1500MPaであってもよい。

【0076】

本実施形態に係る熱延鋼板は、高強度鋼板の用途全般に適用でき、高強度鋼板の曲げ加工性や穴拡げ性などの局部変形能が飛躍的に向上している。

【0077】

また、熱延鋼板に対して曲げ加工を施す方向は、加工部品によって異なるため、特に限

10

20

30

40

50

定されない。本実施形態に係る熱延鋼板では、いずれの曲げ方向においても同様の特性が得られ、熱延鋼板を、曲げ、張り出し、絞り等の加工モードを含む複合成形に適用することができる。

【0078】

次に、本発明の一実施形態に係る熱延鋼板の製造方法について述べる。

優れた局部変形能を実現するためには、異方性が少ない極密度を有する集合組織（未発達集合組織）を形成させ、 rC 及び $r30$ を適切に制御することが重要である。製造された熱延鋼板について、各極密度、 rC 及び $r30$ を制御するための製造条件の詳細を以下に記す。

【0079】

熱間圧延に先行する製造方法は、特に限定されない。例えば、高炉や電炉、転炉等による製錬及び精錬に引き続き各種の二次精錬を行って上記の化学組成を満足する鋼を溶製し、鋼（溶鋼）を得ることができる。次いで、この鋼から鋼塊またはスラブを得るために、例えば、通常の連続鋳造法、インゴット法、薄スラブ鋳造法などの鋳造方法で鋼を鋳造することができる。連続鋳造の場合には、鋼を一度低温（例えば、室温）まで冷却し、再加熱した後、この鋼を熱間圧延しても良いし、鋳造された直後の鋼（鋳造スラブ）を連続的に熱間圧延しても良い。なお、鋼（溶鋼）の原料にはスクラップを使用しても構わない。

【0080】

局部変形能に優れた高強度熱延鋼板を得るためには、以下の要件を満たすとよい。

局部変形能を高めるためには、仕上げ圧延前のオーステナイト粒径が小さいことが望ましく、仕上げ圧延前の平均オーステナイト粒径が $200\mu m$ 以下であれば十分な局部変形能を得るために効果的であることが判明した。

図5に示すように、この $200\mu m$ 以下の仕上げ圧延前の平均オーステナイト粒径を得るためには、 1000 以上かつ 1200 以下（好ましくは 1150 以下）の温度範囲での粗圧延（第1の熱間圧延）で 40% 以上の圧下率で1回以上鋼を圧延すればよい。

【0081】

圧下率および圧下の回数が大きいくほど、より微細なオーステナイト粒を得ることができる。例えば、粗圧延において $100\mu m$ 以下の平均オーステナイト粒径に制御することが望ましく、この粒径制御を行うためには、1パスの圧下率が 40% 以上の圧延を2回（2パス）以上行うとよい。ただし、粗圧延において、1パスの圧下率を 70% 以下に制限したり、圧下回数（パス数）を10回以下に制限したりすることにより、温度の低下やスケールの過剰生成の懸念を低下させることができる。そのため、粗圧延において、1パスの圧下率が 70% 以下であってもよく、圧下回数（パス数）が10回以下であってもよい。

このように、仕上げ圧延前のオーステナイト粒径を小さくすることが、後々の仕上げ圧延でのオーステナイトの再結晶を促進し、局部変形能の改善に有効である。

【0082】

これは、仕上げ圧延中の再結晶核の1つとして粗圧延後の（すなわち、仕上げ圧延前の）オーステナイト粒界が機能することによると推測される。

粗圧延後のオーステナイト粒径を確認するためには、仕上げ圧延に入る前の鋼（鋼板）を可能な限り大きな冷却速度で急冷することが望ましい。例えば、 $10/s$ 以上の平均冷却速度で鋼板を冷却する。さらに、冷却して得られたこの鋼板から採取した板片の断面をエッチングしてミクロ組織中のオーステナイト粒界を浮き立たせて光学顕微鏡にて測定する。この際、50倍以上の倍率での20以上の視野に対して、オーステナイトの粒径を、画像解析や切断法にて測定し、各オーステナイト粒径を平均して平均オーステナイト粒径を得る。

【0083】

粗圧延後に、シートバーを接合し、連続的に仕上げ圧延を行ってもよい。その際、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。

【0084】

10

20

30

40

50

また、5/8～3/8の板厚範囲である板厚中央部における、{100}<011>～{223}<110>方位群の平均極密度と、{332}<113>の結晶方位の極密度とを前述の範囲に制御するための一条件として、粗圧延後の仕上げ圧延（第2の熱間圧延）で、鋼の化学組成（質量％）によって下記の式7のように決められる温度T1（ ）を基準に圧延を制御する。

$$T1 = 850 + 10 \times ([C] + [N]) \times [Mn] + 350 \times [Nb] + 250 \times [Ti] + 40 \times [B] + 10 \times [Cr] + 100 \times [Mo] + 100 \times [V] \quad (\text{式7})$$

なお、この式7では、[C]、[N]、[Mn]、[Nb]、[Ti]、[B]、[Cr]、[Mo]及び[V]は、それぞれ、C、N、Mn、Nb、Ti、B、Cr、Mo及びV量の質量百分率である。また、式7中に含まれない化学元素（化学成分）の量は、0％として計算する。そのため、上記の基本成分のみを含む基本組成では、上記式7の代わりに、下記式8を使用してもよい。

$$T1 = 850 + 10 \times ([C] + [N]) \times [Mn] \quad (\text{式8})$$

また、鋼が選択元素を含む場合には、式8により算出される温度の代わりに式7により算出される温度をT1（ ）とする必要がある。

仕上げ圧延では、上記式7または式8により得られる温度T1（ ）を基準に、T1+30 以上かつT1+200 以下の温度範囲（望ましくはT1+50 かつT1+100 以下の温度範囲）では、大きな圧下率を確保し、Ar₃ 以上かつT1+30 未満の温度範囲では、圧下率を小さな範囲（0％を含む）に制限する。上記の粗圧延に加え、このような仕上げ圧延を行うことにより、最終製品の局部変形能を高めることができる。

T1+30 以上かつT1+200 以下の温度範囲において大きな圧下率を確保し、Ar₃ 以上かつT1+30 未満の温度範囲において圧下率を制限することにより、5/8～3/8の板厚範囲である板厚中央部における{100}<011>～{223}<110>方位群の平均極密度と、{332}<113>の結晶方位の極密度とを十分に制御して最終製品の局部変形能が飛躍的に改善される。この温度T1自体は、経験的に求められている。温度T1を基準として、各鋼のオーステナイト域での再結晶が促進される温度範囲を決定できることを本発明者らは実験により経験的に知見した。さらに良好な局部変形能を得るためには、圧下により多くの量の歪を蓄積することが重要であるため、T1+30 以上かつT1+200 以下の温度範囲での累積圧下率は、50％以上である。さらには、この累積圧下率は、歪蓄積による再結晶促進の観点から70％以上であることが望ましい。また、累積圧下率の上限を制限することにより、圧延温度をより十分に確保し、圧延負荷をさらに抑制することができる。そのため、累積圧下率が、90％以下であってもよい。

【0085】

さらに、熱延板の均質性を高め、最終製品の伸びと局部延性とを極限まで高めるためには、T1+30 以上かつT1+200 以下の温度範囲において30％以上の圧下率の大圧下パスを含むように仕上圧延を制御する。このように、仕上圧延では、T1+30 以上かつT1+200 以下の温度範囲において、少なくとも1回の30％以上の圧下率の圧下が行われる。特に、後述の冷却制御を考慮すると、この温度範囲における最終パスの圧下率は30％以上である、すなわち、最終パスが大圧下パスであることが好ましい。より高い加工性が要求される場合には、最終の2パスの圧下率をそれぞれ30％以上とするのがよい。より熱延板の均質性を高める場合には、大圧下パス（1パス）の圧下率が40％以上であるとよい。また、より良好な鋼板形状を得る場合には、大圧下パス（1パス）の圧下率が70％以下であるとよい。

【0086】

なお、T1+30 以上かつT1+200 以下の温度範囲において、圧延の各パス間の鋼板の温度上昇（例えば、18 以下）を抑制することにより、より均一な再結晶オーステナイトを得ることができる。

【0087】

10

20

30

40

50

さらに、蓄積した歪の開放による均一な再結晶を促すため、 $T1 + 30$ 以上かつ $T1 + 200$ 以下の温度範囲での圧下が終了した後、 Ar_3 以上かつ $T1 + 30$ 未満（好ましくは、 $T1$ 以上かつ $T1 + 30$ 未満）の温度範囲での加工量をなるべく少なく抑える。そのため、 Ar_3 以上かつ $T1 + 30$ 未満の温度範囲での累積圧下率を30%以下に制限する。この温度範囲において、優れた板形状を確保する場合には10%以上の累積圧下率が望ましいが、より局部変形能を重視する場合には累積圧下率が10%以下であることが望ましく、0%であることがより望ましい。すなわち、 Ar_3 以上かつ $T1 + 30$ 未満の温度範囲では、圧下を行う必要がなく、圧下を行う場合であっても累積圧下率が30%以下である。

また、 Ar_3 以上かつ $T1 + 30$ 未満の温度範囲での圧下率が大きいと、再結晶したオーステナイト粒が展伸し、局部変形能が劣化する。

すなわち、本実施形態に係る製造条件では、仕上げ圧延においてオーステナイトを均一かつ微細に再結晶させることで熱延製品の集合組織及びr値を制御して穴拡げ性や曲げ性といった局部変形能を改善することができる。

【0088】

Ar_3 未満の温度範囲で圧延が行われたり、 Ar_3 以上かつ $T1 + 30$ 未満の温度範囲での累積圧下率が大きすぎたりすると、オーステナイトの集合組織が発達する。その結果、最終的に得られる熱延鋼板が、その板厚中央部において、 $\{100\} < 011 > \sim \{223\} < 110 >$ 方位群の平均極密度が1.0以上かつ6.5以下である条件、 $\{332\} < 113 >$ の結晶方位の極密度が1.0以上かつ5.0以下である条件の少なくとも一方を満足しない。一方、仕上げ圧延において、 $T1 + 200$ よりも高い温度範囲で圧延が行われたり、累積圧下率が小さすぎたりすると、ミクロ組織に粗大粒や混粒が含まれたり、ミクロ組織が混粒になったりする。また、この場合には、 $20 \mu m$ を超える結晶粒の面積率や体積平均径が増大する。

ここで、圧下率は、圧延荷重や板厚の測定などから実績または計算により求めることができる。また、圧延温度（例えば、上記各温度範囲）については、スタンド間温度計により実測したり、ラインスピードや圧下率などから加工発熱を考慮した計算シミュレーションにより計算したり、その両方（実測及び計算）を行ったりすることによって得ることができる。また、上記において、1パスでの圧下率は、圧延スタンド通過前の入口板厚に対する1パスでの圧下量（圧延スタンド通過前の入口板厚と圧延スタンド通過後の出口板厚との差）の百分率である。累積圧下率は、上記各温度範囲での圧延における最初のパス前の入口板厚を基準とし、この基準に対する累積圧下量（上記各温度範囲での圧延における最初のパス前の入口板厚と上記各温度範囲での圧延における最終パス後の出口板厚との差）の百分率である。さらに、 Ar_3 温度は、以下の式9により求められる。

$$Ar_3 = 879 \cdot 4 - 516 \cdot 1 \times [C] - 65 \cdot 7 \times [Mn] + 38 \cdot 0 \times [Si] + 274 \cdot 7 \times [P] \quad (\text{式9})$$

【0089】

以上のように行われる熱間圧延（仕上げ圧延）では、熱間圧延を Ar_3 （ ）未満の温度で終了すると、オーステナイトとフェライトの2相の領域（2相温度域）で鋼が圧延されるため、 $\{100\} < 011 > \sim \{223\} < 110 >$ 方位群への結晶方位の集積が強くなり、結果として局部変形能が著しく劣化する。ここで、仕上げ圧延の圧延終了温度が、 $T1$ 以上であると、 $T1$ 以下の温度範囲における歪量を減らして異方性をより低減でき、その結果、局部変形能をより高めることができる。そのため、仕上げ圧延の圧延終了温度が、 $T1$ 以上であってもよい。

【0090】

また、 $T1 + 30$ 以上かつ $T1 + 200$ 以下の温度範囲における圧延の最後の大圧下パス（圧延スタンドでの圧下）後の冷却（一次冷却）は、最終製品の結晶粒径に大きな影響を与える。また、この冷却により、結晶粒を等軸（均一サイズ）で粗大粒が少ないミクロ組織に制御することもできる。

上記熱間圧延における大圧下パス（上述のように、大圧下パスは、 $T1 + 30$ 以上か

10

20

30

40

50

つ $T_1 + 200$ 以下の温度範囲における 30% 以上の圧下率の圧下（パス）である）のうちの最終パスの完了から一次冷却を開始するまでの待ち時間 t （秒）が下記の式 10 を満たすように、大圧下パスのうちの最終パスに相当する圧延スタンド後に鋼を冷却する。ここで、式 10 中の t_1 は、下記式 11 により求めることができる。式 11 中の T_f は、大圧下パスの最終パス完了時の鋼板の温度（ ）であり、 P_1 は、大圧下パスのうちの最終パスでの圧下率（%）である。ここで、操業性（例えば、形状矯正や二次冷却の制御性）を考慮する場合には、一次冷却を圧延スタンド間で行うとよい。

待ち時間 t が、式 10 の右辺の値（ $2.5 \times t_1$ ）を超えると、ほとんど再結晶が完了している一方で、結晶粒が著しく成長して結晶粒径が増加するため、 r 値及び伸びが低下する。そのため、待ち時間 t は、 $2.5 \times t_1$ 秒以下である。

$$t \leq 2.5 \times t_1 \quad (\text{式 10})$$

$$t_1 = 0.001 \times ((T_f - T_1) \times P_1 / 100)^2 - 0.109 \times ((T_f - T_1) \times P_1 / 100) + 3.1 \quad (\text{式 11})$$

【0091】

待ち時間 t を t_1 秒未満にさらに限定することで、結晶粒の成長を大幅に抑制することができる。この場合には、最終製品の体積平均径を $4 \mu\text{m}$ 以下に制御しうる。その結果、再結晶が十分に進行していなくても鋼板の伸びを十分に向上させることができ、同時に、疲労特性を向上させることができる。

【0092】

一方、待ち時間 t を t_1 秒以上かつ $2.5 \times t_1$ 秒以下にさらに限定することで、待ち時間 t が t_1 秒未満である場合に比べて体積平均径（例えば、 $4 \mu\text{m}$ 超）が増加するが、再結晶が十分に進み結晶方位がランダム化するため、鋼板の伸びを十分に向上させることができ、同時に、等方性を大きく向上させることができる。

【0093】

なお、上述の一次冷却は、圧延スタンドの間または最後の圧延スタンドの後に行うことができる。すなわち、一次冷却を行った後、 A_{r_3} 以上（例えば、 A_{r_3} （ ） $\sim T_1 + 30$ （または、 T_f ）（ ））の温度範囲で低い圧下率（例えば、30% 以下（または 30% 未満））の圧延を行ってもよい。

【0094】

一次冷却における冷却開始時の鋼板温度（鋼温度）と冷却終了時の鋼板温度（鋼温度）との差である冷却温度変化は、 40 以上かつ 140 以下であることが望ましい。また、一次冷却の冷却終了時の鋼板温度 T_2 が $T_1 + 100$ 以下であることが望ましい。この冷却温度変化が 40 以上であれば、再結晶したオーステナイト粒の粒成長をより抑制することができる。冷却温度変化が 140 以下であれば、より十分に再結晶を進めることができ、極密度をより改善することができる。また、冷却温度変化を 140 以下に制限することにより、鋼板の温度を比較的容易に制御できるだけでなく、バリエーション選択（バリエーション制限の回避）をより効果的に制御でき、集合組織の発達をさらに抑制することもできる。したがって、この場合には、より等方性を高めることができ、加工性の方位依存性をより小さくすることができる。さらに、一次冷却の冷却終了時の鋼板温度 T_2 が $T_1 + 100$ 以下であると、より十分な冷却効果が得られる。この冷却効果により、結晶粒成長を抑制することができ、オーステナイト粒径の増加をさらに抑制することができる。

また、一次冷却における平均冷却速度が 50 / 秒以上であることが望ましい。この一次冷却での平均冷却速度が 50 / 秒以上であると、再結晶したオーステナイト粒の粒成長をより抑制することができる。一方、平均冷却速度の上限を特に定める必要はないが、板形状の観点から平均冷却速度が 200 / 秒以下であってもよい。

【0095】

仕上げ圧延後、初析フェライト域のノーズ近傍である 630 以上かつ 800 以下の範囲の温度 T_3 まで $10 \sim 100$ / 秒の平均冷却速度で鋼を冷却する（二次冷却）。その後、 630 以上かつ 800 以下の温度範囲内に 1 秒以上かつ 20 秒以下前記鋼を保

10

20

30

40

50

持、もしくは、温度 T_3 から温度 T_3 未満かつ 550 以上の範囲内の温度まで 20 / 秒以下の平均冷却速度で徐冷する。このような温度制御により、十分な量のフェライトを容易に得ることができる。また、 630 以上かつ 800 以下まで 10 / 秒以上の平均冷却速度で冷却することにより結晶粒を微細化することができる。実質的な等温保持処理の場合、保持時間が 20 秒を超えると、フェライト分率が高くなりすぎ、強度が低下してしまう。一方、保持時間が 1 秒未満では、フェライトの生成量が不足してしまう。また、徐冷を停止する温度が 550 を下回ったり、保持または徐冷前の冷却停止温度が 630 未満であったりすると、パーライト変態が生じてしまう可能性がある。そのため、徐冷を停止する温度は、 550 以上とし、保持または徐冷前の冷却停止温度は、 630 以上とする。

10

【0096】

さらに、 $350 \sim 500$ の範囲内の温度まで鋼を冷却して巻き取る。この巻き取ったコイル(鋼)を $350 \sim 500$ の範囲内に $30 \sim 300$ 分保持する温度範囲制御を行った後、このコイルを空冷する。巻き取り温度が、 500 を超えると、ベイナイト変態が過度に進行する。また、巻き取り温度が、 350 を下回ると、ベイナイト変態が過度に抑制され、C濃化による残留オーステナイトの安定化が十分でない。加えて、この場合には、空冷時にマルテンサイト変態が起こり、十分な残留オーステナイト量が得られない。また、 $350 \sim 500$ での保持時間が 30 分未満では、ベイナイト変態の進行が十分でなく、残留オーステナイト分率が減少する。一方、保持時間が 300 分を超えると、セメンタイトが析出したり、析出したセメンタイトが成長したりするため、目的の残留オーステナイト分率が得られない。さらに、この温度範囲制御においてコイルの温度変化速度が -40 / h以上かつ 40 / h以下であると、コイル内の温度変化が緩やかであるため、コイル内の材質をより均質に制御することができる。

20

以上のような製造方法によって、優れた局部変形能を有する熱延鋼板を得ることができる。

【0097】

なお、得られた熱延鋼板に、必要に応じてスキンプラス圧延を行ってもよい。このスキンプラス圧延によって、加工成形時に発生するストレッチャーストレインを防止したり、鋼板形状を矯正したりすることができる。

【0098】

なお、得られた熱延鋼板に表面処理してもよい。例えば、得られた熱延鋼板に、電気めっき、溶融めっき、蒸着めっき、めっき後の合金化処理、有機皮膜形成、フィルムラミネート、有機塩類/無機塩類処理、ノックロ処理等の表面処理を適用することができる。このような例として、熱延鋼板の表面に溶融亜鉛めっき層または合金化溶融亜鉛めっき層を形成してもよい。上記の表面処理を行っても、局部変形能を十分に維持することができる。

30

【0099】

参考のため、図6に、本実施形態に係る熱延鋼板の製造方法の概略を示すフローチャートを示す。

【実施例】**【0100】**

本発明の実施例を挙げながら、本発明の技術的内容について説明する。

表1及び表2に示した化学組成(残部が鉄及び不可避免的不純物)を有する鋼a~tを用いて検討した結果について説明する。これらの鋼を溶製及び鑄造後、そのままもしくは一旦室温まで冷却された鋼を再加熱し、 $900 \sim 1300$ の温度範囲に加熱し、その後、表3~6に示される製造条件で熱間圧延(Ar_3 以上の温度範囲のオーステナイト域)及び温度制御(冷却や保持等)を行い、 $2 \sim 5$ mm厚の熱延鋼板を得た。

40

【0101】

【 表 1 】

鋼No.	化学成分/質量%											T1 /°C	Ar3 /°C
	C	Si	Mn	P	S	Al	Si+Al	N	O				
a	0.15	1.5	2.5	0.11	0.005	0.01	1.51	0.003	0.005	854	725		
b	0.15	1.58	3.47	0.09	0.004	0.8	2.38	0.0025	0.001	870	659		
c	0.2	2.1	2.15	0.08	0.01	0.01	2.11	0.001	0.003	892	737		
d	0.44	0.5	1.8	0.01	0.009	1.5	2	0.004	0.002	888	556		
e	0.81	1.55	3	0.07	0.012	1.2	2.75	0.006	0.004	874	342		
f	0.22	1.5	2.5	0.09	0.011	3.8	5.3	0.0055	0.009	887	683		
g	0.28	1.5	0.05	0.04	0.017	2.1	3.6	0.0013	0.008	883	800		
h	0.34	0.15	2.9	0.018	0.022	3.2	3.35	0.0089	0.004	899	524		
i	0.24	0.94	3.5	0.2	0.04	1.5	2.44	0.01	0.0036	879	616		
j	0.001	2.5	3.6	0.13	0.006	1	3.5	0.05	0.002	888	773		
k	0.025	1.3	2.5	0.11	0.004	0.3	1.6	0.004	0.005	851	782		
l	0.073	1.5	2.3	0.08	0.003	0.1	1.6	0.003	0.006	875	770		
m	0.095	1.4	1.9	0.02	0.008	0.01	1.41	0.008	0.008	852	764		
n	0.11	0.4	2.4	0.06	0.01	1.5	1.9	0.009	0.009	903	697		
o	0.13	0.002	1.6	0.08	0.006	2.1	2.102	0.01	0.01	882	729		
p	0.19	2.1	1.8	0.04	0.007	0.01	2.11	0.003	0.007	882	754		
q	0.075	2.8	0.8	0.13	0.013	0.01	2.81	0.002	0.002	917	930		
r	0.061	3.9	0.7	0.12	0.012	0.01	3.91	0.009	0.003	864	983		
s	0.15	1.8	0.005	0.06	0.011	0.01	1.81	0.002	0.004	860	887		
t	0.03	0.003	1.3	0.08	0.027	3.9	3.903	0.01	0.008	880	801		

【 0 1 0 2 】

10

20

30

40

【表 2】

鋼No.	化学成分/質量%															
	Ti	Nb	V	W	Cu	B	Mo	Cr	As	Mg	REM	Ca	Ni	Co	Sn	Zr
a	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.05	0	0
b	0.06	0	0	0.03	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.1	0
c	0	0	0	0.04	0	0	0.38	0	0	0	0	0	0	0	0	0
d	0	0	0.3	0	0	0	0	0	0	0	0.03	0	0	0	0	0.015
e	0	0	0	0.06	0	0	0	0	0	0	0	0	0.005	0	0	0
f	0	0.09	0	0.1	0.002	0	0	0	0	0.008	0	0	0	0	0	0
g	0.09	0.03	0	0	0	0	0	0	0.3	0	0	0.009	0	0	0	0
h	0	0	0	0	0	0.0022	0	3.9	0	0	0	0	0	0	0	0
i	0.04	0.03	0	0.02	0.002	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
j	0	0	0	0	0	0	0.36	0	0	0	0	0	0	0	0	0
k	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
l	0	0	0	0	0	0	0.23	0	0	0	0	0.004	0	0	0	0
m	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.003	0	0	0	0	0	0
n	0.16	0	0	0	0	0	0.1	0	0	0	0.09	0	0	0.03	0	0.15
o	0	0	0	0.03	0.014	0	0.3	0	0	0	0	0	0.6	0	0	0
p	0.1	0	0	0	0	0.002	0.03	0	0	0	0	0	0	0	0	0
q	0.2	0.03	0	0	0.03	0	0	0.6	0	0	0	0	0	0	0.15	0
r	0.001	0	0	0.09	0.025	0	0	1.3	0	0	0	0	0	0	0	0
s	0.03	0	0	0	0	0	0.01	0.1	0.03	0	0.04	0	1.9	0	0	0
t	0	0	0.2	0	0	0	0.03	0.6	0	0	0	0	0	0	0	0

表7～9に、ミクロ組織（集合組織を含む）の特徴点と機械的特性とを示す。なお、表7～9では、 f_{20} 、F、B、M及びPは、それぞれ、残留オーステナイト、フェライト、ベイナイト、マルテンサイト及びパーライトの面積率を示す。また、 d_v 及び L_{MA} は、それぞれ、 $20\mu\text{m}$ を超える結晶粒（粗大粒）の面積割合の百分率、結晶粒の体積平均径及び上述の距離 L_{MA} の標準偏差を示す。

局部変形能の指標として、最終製品の穴拡げ率 および 90° V字曲げによる限界曲げ半径（ d/RmC ）を用いた。なお、引張り試験（TS及びELの測定）、曲げ試験及び穴拡げ試験は、それぞれ、JIS Z 2241、JIS Z 2248（Vブロック 90° 曲げ試験）及び鉄連規格JFS T1001に準拠した。また、前述のEBSDを用いて、板幅方向の $1/4$ の位置における圧延方向に平行な板厚断面の $5/8\sim 3/8$ の領域の板厚中央部に対して $0.5\mu\text{m}$ ピッチで極密度を測定した。また、各方向のr値（ r_C 、 r_{30} ）については、JIS Z 2254（2008）（ISO10113（2006））に準拠し、前述した方法により測定した。

なお、表1～8の下線は、本発明の条件を満たさない条件を示している。また、製造No.38では、 $T1+30$ 以上かつ $T1+200$ 以下の温度範囲内における圧延が30%以上のパスを含まないため、P1の値として、 $T1+30$ 以上かつ $T1+200$ 以下の温度範囲の圧延における最終パスの圧下率を使用した。

【0104】

【表 3】

製造 No.	鋼 No.	T1 /°C	1000°C以上 1200°C以下 における40% 以上の 圧下回数/-	1000°C以上 1200°C以下 における 40%以上の 圧下率/%			オーステ ナイト 粒径 /μm
1	a	854	1	50			120
2	a	854	1	45			130
3	b	870	1	40			140
4	b	870	1	50			130
5	c	892	1	45			130
6	c	892	1	45			130
7	d	888	1	40			160
8	d	888	1	45			150
9	a	854	1	50			120
10	a	854	2	40	40		70
11	b	870	2	45	45		70
12	c	892	2	45	45		70
13	c	892	2	40	40		95
14	d	888	2	50	40		90
15	a	854	1	50			120
16	b	870	2	45	45		70
17	c	892	2	45	45		70
18	d	888	2	40	45		95
19	g	883	0				350
20	j	888	1	50			120
21	e	874	熱間圧延中に割れ				
22	f	887	熱間圧延中に割れ				
23	h	899	熱間圧延中に割れ				
24	i	879	熱間圧延中に割れ				
25	k	851	1	50			105
26	l	875	2	45	45		90
27	m	852	1	50			130
28	n	903	1	50			130
29	o	882	2	45	45		80
30	p	882	1	50			105
31	q	917	2	50	45		65
32	r	864	1	50			130
33	s	860	1	50			160
34	t	880	1	50			180
35	a	854	1	45			130
36	c	892	2	40	40		95
37	c	892	2	40	40		95
38	c	892	2	40	40		95
39	c	892	2	40	40		95
40	j	888	1	50			120

10

20

30

40

【表4】

製造 No.	T1+30℃以上 T1+200℃以下 における 累積圧下率 /%	T1+30℃以上 T1+200℃以下 における最終 パスの1パス前 の圧下率/%	T1+30℃以上 T1+200℃以下 における 最終パスの 圧下率/%	T1+30℃以上 T1+200℃以下 における 30%以上の 圧下回数/-	T1+30℃以上 T1+200℃以下 での圧下時の 最大温度上昇 /℃
1	73.0	55	40	2	15
2	67.5	50	35	2	5
3	59.1	35	37	2	15
4	62.1	45	31	2	18
5	58.6	40	31	2	13
6	79.0	65	40	2	14
7	61.5	45	30	2	16
8	64.3	49	30	2	17
9	60.8	44	30	2	18
10	71.3	59	30	2	18
11	67.0	45	40	2	13
12	62.8	38	40	2	15
13	55.8	33	34	2	20
14	58.7	41	30	2	20
15	<u>40.5</u>	15	30	1	12
16	51.0	30	30	1	20
17	50.3	29	30	1	15
18	70.6	58	30	1	12
19	<u>48.7</u>	21	35	1	30
20	74.8	58	40	1	40
21	熱間圧延中に割れ				
22	熱間圧延中に割れ				
23	熱間圧延中に割れ				
24	熱間圧延中に割れ				
25	73.0	55	40	2	20
26	69.8	45	45	2	15
27	68.5	55	30	2	10
28	70.8	55	35	2	15
29	76.0	60	40	2	15
30	75.5	65	30	2	20
31	54.5	30	35	2	16
32	64.3	49	30	2	24
33	72.0	60	30	2	23
34	69.0	55	31	2	16
35	<u>45.6</u>	15	36	1	12
36	<u>45.7</u>	33	19	1	20
37	55.8	33	34	2	20
38	57.0	20	20	<u>0</u>	20
39	55.8	33	34	2	20
40	74.8	58	40	1	40

【0106】

10

20

30

40

【表5】

製造 No.	Ar ₃ °C以上 T1+30°C 未満における 累積圧下率 /%	Tf /°C	P1 /%	t1 /s	2.5×t1 /s	t /s	t/t1 /-	一次冷却の 冷却速度 /°C/s	一次冷却に おける 冷却温度 変化 /°C
1	10	935	40	0.62	1.55	0.8	1.29	50	50
2	0	892	35	1.83	4.57	2	1.10	60	60
3	25	945	37	0.85	2.11	1	1.18	60	90
4	5	920	31	1.65	4.13	2.3	1.39	70	80
5	15	955	31	1.35	3.38	2	1.48	80	80
6	0	934	40	1.55	3.88	2.2	1.42	70	70
7	25	970	30	1.02	2.56	0.9	0.88	70	90
8	5	960	30	1.21	3.03	1	0.83	70	60
9	15	921	30	1.31	3.28	2	1.52	70	80
10	0	990	30	0.32	0.79	0.7	2.21	70	40
11	0	1012	40	0.14	0.34	0.3	2.22	60	60
12	10	985	40	0.43	1.07	0.9	2.10	60	60
13	25	965	34	1.01	2.53	1.2	1.19	50	60
14	15	993	30	0.66	1.65	0.8	1.21	50	60
15	45	880	30	2.31	5.78	5	2.16	30	60
16	21	930	30	1.46	3.66	5	3.42	40	90
17	29	1075	30	0.13	0.32	0.1	0.77	60	50
18	29	890	30	3.03	7.59	15	4.94	80	10
19	35	910	35	2.16	5.40	0.5	0.23	60	30
20	35	860	40	4.45	11.12	9	2.02	60	60
21	熱間圧延中に割れ								
22	熱間圧延中に割れ								
23	熱間圧延中に割れ								
24	熱間圧延中に割れ								
25	10	880	40	1.97	4.93	1.5	0.76	50	90
26	16	910	45	1.63	4.08	2.5	1.53	60	80
27	20	900	30	1.74	4.34	0.8	0.46	60	100
28	16	890	35	3.62	9.04	2.2	0.61	60	160
29	14	920	40	1.67	4.19	0.6	0.36	60	50
30	13	940	30	1.51	3.77	1.2	0.80	80	60
31	11	945	35	2.13	5.32	1.6	0.75	60	90
32	12	885	30	2.45	6.13	1.8	0.73	60	100
33	16	870	30	2.78	6.96	0.2	0.07	60	80
34	18	915	31	2.04	5.09	0.6	0.30	70	75
35	45	880	36	2.17	5.42	5	2.31	30	60
36	25	965	33	1.05	2.64	1.2	1.14	50	60
37	45	965	34	1.01	2.53	1.2	1.19	50	60
38	25	965	20	1.72	4.30	2	1.16	50	60
39	25	965	34	1.01	2.53	1.2	1.19	50	60
40	0	860	40	4.45	11.12	9	2.02	60	60

【0107】

10

20

30

40

【表 6】

製造 No.	800℃から T3℃ までの 冷却速度 /℃/s	630℃以上 800℃以下 での 保持時間 /s	T3 /℃	T3℃から 550℃以上 T3℃未満 までの 冷却速度 /℃/s	巻き 取り 温度 /℃	巻き取り 後の 保持時間 /min.	保持時の 温度変化 速度 /℃/h
1	40	12	680	-	420	290	-20
2	50	15	680	-	450	300	-10
3	50	14	695	-	468	250	10
4	60	16	695	-	472	290	30
5	50	18	670	-	438	280	40
6	40	11	670	-	447	240	-20
7	80	10	665	-	459	100	-40
8	70	16	665	-	387	150	30
9	70	8	675	-	459	90	20
10	60	-	675	15	364	50	-10
11	60	-	660	18	483	260	40
12	50	-	685	10	415	290	20
13	50	3	685	-	456	300	30
14	40	5	675	-	369	300	-10
15	40	5	680	-	<u>550</u>	300	-2
16	60	7	665	-	405	250	-10
17	<u>5</u>	<u>30</u>	655	-	<u>150</u>	<u>400</u>	40
18	70	10	695	-	395	150	20
19	40	-	670	<u>25</u>	450	<u>10</u>	10
20	50	<u>60</u>	680	-	<u>259</u>	40	50
21	熱間圧延中に割れ						
22	熱間圧延中に割れ						
23	熱間圧延中に割れ						
24	熱間圧延中に割れ						
25	50	10	680	-	380	100	10
26	50	8	670	-	375	120	15
27	40	9	675	-	400	160	-15
28	40	-	680	10	425	120	-20
29	60	-	655	15	410	150	17
30	90	4	695	-	375	200	25
31	40	15	675	-	360	300	-10
32	20	10	680	-	480	240	-5
33	40	13	665	-	490	250	25
34	40	-	680	8	425	100	35
35	40	5	680	-	<u>550</u>	300	-2
36	50	3	685	-	456	300	30
37	50	3	685	-	456	300	30
38	50	3	685	-	456	300	30
39	50	-	685	<u>30</u>	456	300	30
40	50	10	685	-	380	100	10

【表 7】

製造 No.	鋼 No.	D1 /-	D2 /-	rC /-	r30 /-	f ₂₀ /%	d _v /μm	σ _{MA} /μm
1	a	2.6	2.2	0.87	1.04	8	7	4.8
2	a	2.2	2.1	0.9	0.96	6	5	4.7
3	b	2.9	2.8	0.79	1.05	8	9	4.2
4	b	2.7	2.7	0.85	1.02	9	5	4.6
5	c	3.5	3.2	0.72	1.1	8	5	3.9
6	c	3	2.8	0.73	1.1	7	8	3.8
7	d	3.9	3.5	0.7	1.08	8	4	4.6
8	d	2.9	2.7	0.9	1.06	8	3	4.7
9	a	3.5	2.9	0.75	1.05	9	9	4.8
10	a	2.1	2	0.95	1.02	8	8	5
11	b	2.9	2.6	0.72	1.06	9	7	4.8
12	c	3	2.9	0.85	0.95	7	6	3.6
13	c	3.8	3.8	0.75	0.98	6	5	3.2
14	d	3.4	3.1	0.75	1.05	8	6	4.5
15	a	<u>7.2</u>	<u>6.4</u>	<u>0.67</u>	<u>1.24</u>	12	7	5.1
16	b	5.2	4.3	<u>0.64</u>	<u>1.15</u>	15	16	4.6
17	c	5.8	4.5	0.71	1.08	14	12	8.3
18	d	6.4	4.9	<u>0.68</u>	<u>1.18</u>	15	10	7.6
19	g	<u>7.6</u>	<u>5.4</u>	<u>0.65</u>	<u>1.22</u>	75	12	8.7
20	<u>j</u>	<u>7.1</u>	<u>6.4</u>	<u>0.65</u>	<u>1.15</u>	14	7	5.8
21	<u>e</u>	熱間圧延中に割れ						
22	<u>f</u>	熱間圧延中に割れ						
23	<u>h</u>	熱間圧延中に割れ						
24	<u>i</u>	熱間圧延中に割れ						
25	k	5.8	4.8	0.87	1.05	8	2	2.5
26	l	3.8	3.7	0.78	1.1	10	5	5.5
27	m	5.9	5	0.9	1.1	5	3	3.5
28	n	5.5	4.8	0.75	1.05	4	2	2.9
29	o	5.5	4.5	0.7	0.99	6	2	4.9
30	p	5.7	4.5	0.75	1.02	8	4	5.6
31	q	5.5	4.2	0.75	0.99	4	2	4.5
32	r	5.1	4.7	0.88	1.02	3	2	1.8
33	s	5.5	4.7	0.78	1.05	9	3	5.5
34	t	5.5	4.8	0.89	1.09	5	3	4.9
35	a	<u>6.9</u>	<u>5.8</u>	<u>0.64</u>	<u>1.25</u>	10	8	4.8
36	c	<u>6.6</u>	<u>5.1</u>	<u>0.68</u>	<u>1.12</u>	9	7	3.2
37	c	<u>6.7</u>	5	<u>0.64</u>	<u>1.08</u>	12	8	3.2
38	c	6.4	4.5	<u>0.65</u>	<u>1.25</u>	15	8	3.2
39	c	3.9	3.8	0.74	1.01	6	5	3.2
40	<u>j</u>	4.8	3.8	0.88	1.03	9	8	2.5

【表 8】

製造 No.	γ /%	F /%	B /%	P /%	M /%
1	13.5	26	45	3	12.5
2	10.5	35	48	0	6.5
3	8.5	42	39	0	10.5
4	10.6	38	40	0	11.4
5	7.8	42	36	10	4.2
6	16.8	39	41	0	3.2
7	14.8	22	45	7	11.2
8	14.2	26	42	5	12.8
9	13	25	40	4	18
10	7.8	47	29	2	14.2
11	10	39	39	0	12
12	10.5	42	39	0	8.5
13	10.6	38	42	0	9.4
14	12.6	21	38	10	18.4
15	4.8	20.8	<u>70</u>	4	0.4
16	3.9	35	36	8	17.1
17	4.7	<u>52</u>	<u>0</u>	0	<u>43.3</u>
18	12.5	23	43	3	18.5
19	3.6	22	<u>5</u>	<u>25</u>	<u>44.4</u>
20	<u>0.5</u>	<u>62</u>	<u>8</u>	0	<u>29.5</u>
21	熱間圧延中に割れ				
22	熱間圧延中に割れ				
23	熱間圧延中に割れ				
24	熱間圧延中に割れ				
25	2.5	45	39	2	11.5
26	3.5	29	45	6	16.5
27	3.7	34	45	7	10.3
28	8.9	26	46	0	19.1
29	12.4	27	55	0	5.6
30	5.8	24	55	0	15.2
31	4.5	36	45	0	14.5
32	3.8	36	54	4	2.2
33	14.5	25	51	4	5.5
34	7.8	44	35	10	3.2
35	3	20.8	<u>71.8</u>	4	0.4
36	10.5	40	43	0	6.5
37	10.8	42	40	0	7.2
38	10.5	42	39	0	8.5
39	<u>1.8</u>	20	38	<u>32</u>	8.2
40	<u>0.8</u>	48	45	1	5.2

10

20

30

40

【表9】

製造 No.	TS /MPa	EL /%	λ /%	d/RmC /-	TS× λ /MPa%	TS×EL /MPa%	備考
1	1026	20	70	3.3	71820	20520	実施例
2	985	30	80	3.2	78800	29550	実施例
3	859	35	85	3.2	73015	30065	実施例
4	1055	18	75	2.3	79125	18990	実施例
5	850	25	80	2.7	68000	21250	実施例
6	1148	18	40	2.3	45920	20664	実施例
7	1450	13	30	2.1	43500	18850	実施例
8	1426	14	35	3.3	49910	19964	実施例
9	760	28	60	3.2	45600	21280	実施例
10	735	20	90	3.2	66150	14700	実施例
11	890	16	100	2.7	89000	14240	実施例
12	788	19	80	2.3	63040	14972	実施例
13	850	19	70	1.5	59500	16150	実施例
14	1056	18	40	1.6	42240	19008	実施例
15	805	15	35	1.1	28175	12075	比較例
16	840	7	25	1.2	21000	5880	比較例
17	780	16	25	1.2	19500	12480	比較例
18	1609	8	10	1.2	16090	12872	比較例
19	948	12	30	1.1	28440	11376	比較例
20	489	32	60	1.2	29340	15648	比較例
21	熱間圧延中に割れ						比較例
22	熱間圧延中に割れ						比較例
23	熱間圧延中に割れ						比較例
24	熱間圧延中に割れ						比較例
25	457	39	80	2.5	36560	17823	実施例
26	594	31	78	2.1	46332	18414	実施例
27	764	27	45	3.1	34380	20628	実施例
28	793	25	60	2.7	47580	19825	実施例
29	864	23	55	1.9	47520	19872	実施例
30	1126	20	35	1.7	39410	22520	実施例
31	945	25	32	1.8	30240	23625	実施例
32	602	32	75	1.7	45150	19264	実施例
33	1015	24	31	1.5	31465	24360	実施例
34	530	34	95	1.6	50350	18020	実施例
35	750	11	21	1.3	15750	8250	比較例
36	790	18	35	1.3	27650	14220	比較例
37	820	20	30	1.3	24600	16400	比較例
38	830	22	35	1.3	29050	18260	比較例
39	870	10	12	1.1	10440	8700	比較例
40	440	30	60	2.1	26400	13200	比較例

製造No. 1 ~ 14 及び 25 ~ 34 は、本発明の条件を満たしており、これらの製造No. では、得られた鋼板の d/RmC 、 TSx 及び $TSxEL$ が優れていた。また、製造条件をさらに最適化することにより、 d/RmC 、 TSx 及び $TSxEL$ がさらに向上した。

一方、製造No. 15 ~ 24 及び 35 では、本発明の条件を満たさなかったため、得られた鋼板の d/RmC 、 TSx 、 $TSxEL$ の少なくとも1つが十分ではなかった。

【0112】

以上、本発明の好ましい実施例を説明したが、本発明はこれら実施例に限定されない。本発明の趣旨を逸脱しない範囲で、構成の付加、省略、置換、およびその他の変更が可能である。本発明は前述した説明によって限定されることはなく、添付のクレームの範囲によってのみ限定される。

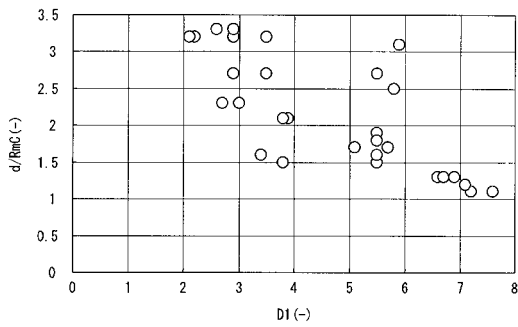
10

【産業上の利用可能性】

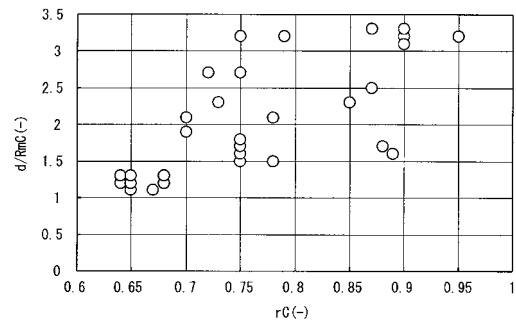
【0113】

TRIP鋼において、局部変形能に優れ、かつ成形性の方位依存性が少なく、延性に優れた熱延鋼板とその製法を提供する。

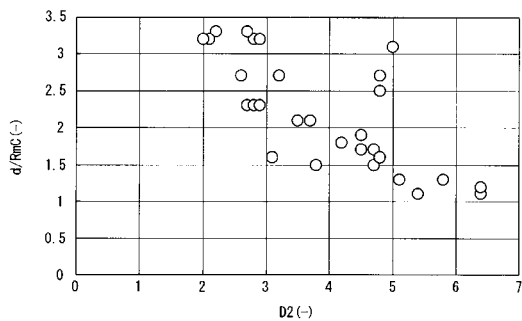
【図1】



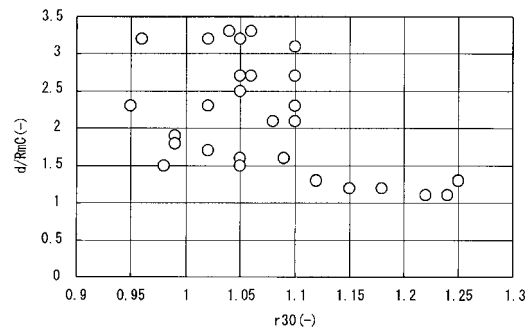
【図3】



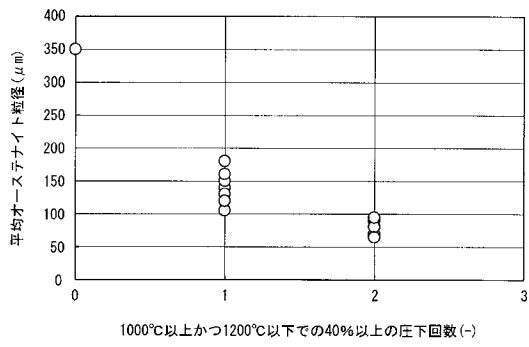
【図2】



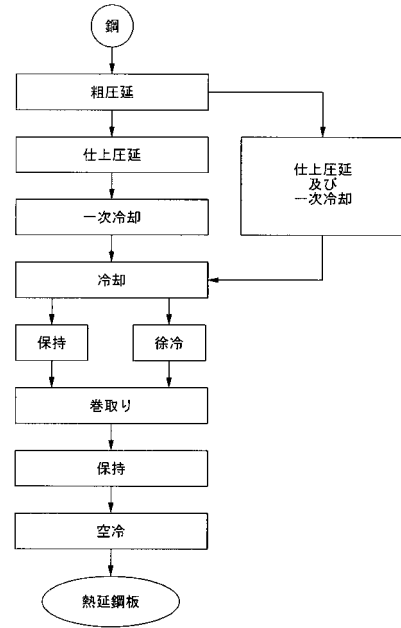
【図4】



【 図 5 】



【 図 6 】



フロントページの続き

- (72)発明者 野崎 貴行
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 高橋 学
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 藤田 展弘
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 博司
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 渡辺 真一郎
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 山本 武史
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 若林 千智
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 岡本 力
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 佐野 幸一
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 毅

- (56)参考文献 特開2003-113440(JP,A)
特開2004-250744(JP,A)
特開2009-114523(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C 2 2 C	3 8 / 0 0	-	3 8 / 6 0
C 2 1 D	8 / 0 0	-	8 / 0 4
C 2 1 D	9 / 4 6	-	9 / 4 8