

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第5533729号
(P5533729)

(45) 発行日 平成26年6月25日(2014.6.25)

(24) 登録日 平成26年5月9日(2014.5.9)

(51) Int.Cl.	F 1		
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 O 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	
B 2 1 B 3/00 (2006.01)	B 2 1 B 3/00	A	

請求項の数 7 (全 18 頁)

(21) 出願番号	特願2011-35776 (P2011-35776)	(73) 特許権者	000006655
(22) 出願日	平成23年2月22日 (2011.2.22)		新日鐵住金株式会社
(65) 公開番号	特開2012-172203 (P2012-172203A)		東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
(43) 公開日	平成24年9月10日 (2012.9.10)	(74) 代理人	100099759
審査請求日	平成24年3月13日 (2012.3.13)		弁理士 青木 篤
		(74) 代理人	100077517
			弁理士 石田 敬
		(74) 代理人	100087413
			弁理士 古賀 哲次
		(74) 代理人	100113918
			弁理士 亀松 宏
		(74) 代理人	100172269
			弁理士 ▲徳▼永 英男
		(74) 代理人	100140121
			弁理士 中村 朝幸

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 局部変形能に優れ、成形性の方位依存性の少ない延性に優れた高強度熱延鋼板及びその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

- C : 0 . 0 2 % 以上、0 . 5 % 以下、
- Si : 0 . 0 0 1 % 以上、4 . 0 % 以下、
- Mn : 0 . 0 0 1 % 以上、4 . 0 % 以下、
- P : 0 . 0 0 1 % 以上、0 . 1 5 % 以下、
- S : 0 . 0 0 0 5 % 以上、0 . 0 3 % 以下、
- N : 0 . 0 0 0 5 % 以上、0 . 0 1 % 以下、
- O : 0 . 0 0 0 5 % 以上、0 . 0 1 % 以下、
- Al + Si 4 . 0 % 以下、

更に、

- Ti : 0 . 0 0 1 % 以上、0 . 2 % 以下、
- Nb : 0 . 0 0 1 % 以上、0 . 2 % 以下、
- V : 0 . 0 0 1 % 以上、1 . 0 % 以下、
- W : 0 . 0 0 1 % 以上、1 . 0 % 以下、
- Cu : 0 . 0 0 1 % 以上、2 . 0 % 以下、
- B : 0 . 0 0 0 1 % 以上、0 . 0 0 5 % 以下、
- Mo : 0 . 0 0 1 % 以上、1 . 0 % 以下、
- Cr : 0 . 0 0 1 % 以上、2 . 0 % 以下、

As : 0 . 0 0 0 1 % 以上、 0 . 5 0 % 以下、
Ni : 0 . 0 0 1 % 以上、 2 . 0 % 以下、
Co : 0 . 0 0 0 1 % 以上、 1 . 0 % 以下、
Sn : 0 . 0 0 0 1 % 以上、 0 . 2 % 以下、
Zr : 0 . 0 0 0 1 % 以上、 0 . 2 % 以下、

の1種又は2種以上を含有し、残部鉄および不可避的不純物からなり、集合組織が、少なくとも鋼板の表面から5/8～3/8の板厚における板面の{100}<011>～{223}<110>方位群のX線ランダム強度比の平均値が4.0未満で、かつ{332}<113>の結晶方位のX線ランダム強度比が5.0以下で、さらに圧延方向と直角方向のr(rC)値が0.70以上、かつ圧延方向と30°(r30)のr値が1.10以下であり、鋼板組織として、面積率で残留オーステナイトを5%以上、30%未満、フェライトを20%以上、50%未満、ベイナイトを10%以上、60%未満含有し、さらに、パーライト、マルテンサイトがそれぞれ20%以下である特徴とする局部変形能に優れ、成形性の方位依存性の少ない延性に優れた熱延鋼板。

10

【請求項2】

更に、全面積のうち、20μmを超える粒の占める面積割合が10%以下であることを特徴とする請求項1に記載の局部変形能に優れ、成形性の方位依存性の少ない延性に優れた熱延鋼板。

【請求項3】

更に、残留オーステナイトとマルテンサイトの粒で、もっとも近い残留オーステナイトもしくはマルテンサイトまでの距離を L_{MA} [μm]とし、100個以上測定した時の L_{MA} の標準偏差が5以下である請求項1または2に記載の局部変形能に優れ、成形性の方位依存性の少ない延性に優れた熱延鋼板。

20

【請求項4】

更に、

Mg : 0 . 0 0 0 1 % 以上、 0 . 0 1 0 % 以下、
REM : 0 . 0 0 0 1 % 以上、 0 . 1 % 以下、
Ca : 0 . 0 0 0 1 % 以上、 0 . 0 1 0 % 以下、

の1種又は2種以上を含有する請求項1から3の何れか1項に記載の局部変形能に優れ、成形性の方位依存性の少ない延性に優れた熱延鋼板。

30

【請求項5】

請求項1～4の何れか1項に記載の高強度鋼板を製造するに当たり、所定の鋼板成分に溶製したのち、鋼塊またはスラブに鑄造して、粗圧延を1000以上、1200以下の温度域で20%以上の圧下を少なくとも1回以上行い、オーステナイト粒径を200μm以下とし、その後、仕上圧延において式(1)にある鋼板成分により決定される温度を $T1$ とすると、 $T1+30$ 以上、 $T1+200$ 以下の温度範囲において、1回は1パス30%以上の圧延を行い、かつ、該温度範囲での圧下率の合計を50%以上とし、その後の $T1$ 以上、 $T1+30$ 未満の温度範囲における圧下率の合計を30%以下とし、更に30%以上の最終圧延終了後の $T1$ 以上、 $T1+200$ 以下の温度域から冷却開始までの停留時間 t が式(2)を満たすようにして、Ar3変態温度以上で熱間圧延を終了し、630以上、800以下の温度域に10～100/secで冷却し、次いで、当該温度域において1秒以上20秒以下保持、又は、当該温度域に冷却後に20/sec以下の冷却速度で550以上の範囲内の温度まで冷却し、350～500で巻き取りを行い、温度変化速度が-40/h以上、40/h以下の範囲として30～300分保持した後、空冷させた局部変形能に優れ、成形性の方位依存性の少ない延性に優れた熱延鋼板の製造方法。

40

$$T1(\quad) = 850 + 10 \times (C + N) \times Mn + 350 \times Nb + 250 \times Ti + 40 \times B + 10 \times Cr + 100 \times Mo + 100 \times V \quad (1)$$

$$t \quad t1 \times 2.5 \quad (2)$$

ここで、 $t1$ は式(3)で表される。

50

$$t_1 = 0.001 \left((T_f - T_1) \times P_1 \right)^2 - 0.109 \left((T_f - T_1) \times P_1 \right) + 3.1 \quad (3)$$

ここで、 T_f は 30% 以上の最終圧下後の温度、 P_1 は 30% 以上の最終圧下の圧下率である。

【請求項 6】

請求項 5 に記載の製造方法で、仕上げ圧延終了から 1 秒以内に 50 / sec 以上の冷却速度で冷却温度変化が 40 以上、150 以下となる冷却を行うことを特徴とする局部変形能に優れ、成形性の方位依存性の少ない延性に優れた熱延鋼板の製造方法。

【請求項 7】

請求項 5 または 6 に記載の製造方法において、 $T_1 + 30$ 以上、 $T_1 + 200$ 以下の温度範囲における圧延の最終パスの圧延率は 25% 以上であることを特徴とする局部変形能に優れ、成形性の方位依存性の少ない延性に優れた熱延鋼板の製造方法。

10

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、曲げ、伸びフランジ、パーリング加工などの局部変形能に優れ、かつその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。

【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て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。例えば足回り部品に高強度鋼板を用いるにはパ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。

20

【0003】

しかしながら、一般的に鋼板を高強度化すれば成形性が低下し、絞り成形や張り出し成形に重要な均一伸びが低下する。これに対して文献 1 のように、鋼板にオーステナ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】

30

一方では、曲げ成形、穴拡げ加工やパーリング加工に代表さ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おり、介在物制御や単一組織化すること、さらには組織間の硬度差を低減すれば、曲げ性や穴広げ加工に効果的であることが文献 2 に開示されている。

【0005】

延性と強度との両立から冷却制御により金属組織制御を行い、析出物の制御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文献 3 に開示されている。しかし、いずれも組織制御に頼った局部変形能の改善方法で、ベースの組織形成に大きく影響されてしまう。

【0006】

40

一方、熱延鋼板の材質改善手法として、連続熱間圧延工程に於ける圧下量増加による材質改善についても開示技術がある。いわゆる、結晶粒微細化の技術であり、オーステナイト域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微細化を図るもので、文献 4 のように細粒化により、高強度化や強靱化を狙った技術である。しかし、文献 4 に記載の製法では、本願発明が解決しようとする局部変形能と延性の改善については一切配慮されていない。

【先行技術文献】

【非特許文献】

【0007】

【非特許文献 1】：高橋、新日鉄技報(2003)No.378,p.7

50

【非特許文献2】：加藤ら、製鉄研究(1984)vol.312,p.41

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

【非特許文献4】：中山製鋼所 NFG製品紹介

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

上述のように、高強度鋼板の局部延性能改善のためには主に介在物を含む組織制御を行うことが主であった。本願発明では、熱延工程の圧延工程によって結晶粒のサイズ、集合組織を制御することで、熱延鋼板の異方性についても改善できるような局部変形能に優れ、成形性の方位依存性の少ない延性に優れた熱延鋼板とその製造方法を提供するものである。

10

【課題を解決するための手段】

【0009】

従来知見によれば、前述のように穴抜け性や曲げ性などの改善は、介在物制御、析出物微細化、組織均質・単相化および組織間の硬度差の低減などによって行われていた。しかし、これだけでは、主な組織構成を限定せざるを得ないうえ、NbやTiなどが添加されている高強度鋼板では異方性が極めて大きい。これは、他の成形性因子を犠牲にしたり、成形前のブランクの取る方向を限定してしまうなどの問題が生じてしまうこととなり、用途も限定的になってしまう。

【0010】

20

そこで本発明者らは、穴抜け性や曲げ加工性を向上させるために、熱延の圧延工程における組織の細粒化と集合組織制御について調査・検討を行った。その結果、特定の結晶方位群の各方位の強度を制御することで、圧延方向と直角方向のrC値、圧延方向と30°のr30値がバランスしているときに局部変形能が飛躍的に向上することを明らかにしたものである。

【0011】

本発明は前述の知見に基づいて構成されており、その主旨とするところは以下の通りである。

(1) 質量%で、

C : 0.02%以上、0.5%以下、

Si : 0.001%以上、4.0%以下、

Mn : 0.001%以上、4.0%以下、

P : 0.001%以上、0.15%以下、

S : 0.0005%以上、0.03%以下、

N : 0.0005%以上、0.01%以下、

O : 0.0005%以上、0.01%以下、

Al + Si : 4.0%以下、

30

更に、

Ti : 0.001%以上、0.2%以下、

Nb : 0.001%以上、0.2%以下、

V : 0.001%以上、1.0%以下、

W : 0.001%以上、1.0%以下、

Cu : 0.001%以上、2.0%以下、

B : 0.0001%以上、0.005%以下、

Mo : 0.001%以上、1.0%以下、

Cr : 0.001%以上、2.0%以下、

As : 0.0001%以上、0.50%以下、

Ni : 0.001%以上、2.0%以下、

Co : 0.0001%以上、1.0%以下、

Sn : 0.0001%以上、0.2%以下、

40

50

Zr : 0.0001%以上、0.2%以下、

の1種又は2種以上を含有し、残部鉄および不可避の不純物からなり、集合組織が、少なくとも鋼板の表面から5/8～3/8の板厚における板面の{100}<011>～{223}<110>方位群のX線ランダム強度比の平均値が4.0未満で、かつ{332}<113>の結晶方位のX線ランダム強度比が5.0以下で、さらに圧延方向と直角方向のr(rC)値が0.70以上、かつ圧延方向と30°(r30)のr値が1.10以下であり、鋼板組織として、面積率で残留オーステナイトを5%以上、30%未満、フェライトを20%以上、50%未満、ベイナイトを10%以上、60%未満含有し、さらに、パーライト、マルテンサイトがそれぞれ20%以下である特徴とする局部変形能に優れ、成形性の方位依存性の少ない延性に優れた熱延鋼板。

10

(2)更に、全面積のうち、20μmを超える粒の占める面積割合が10%以下であることを特徴とする上記(1)に記載の局部変形能に優れ、成形性の方位依存性の少ない延性に優れた熱延鋼板。

(3)更に、残留オーステナイトとマルテンサイトの粒で、もっとも近い残留オーステナイトもしくはマルテンサイトまでの距離をL_{MA}[μm]とし、100個以上測定した時のL_{MA}の標準偏差が5以下である上記(1)または(2)に記載の局部変形能に優れ、成形性の方位依存性の少ない延性に優れた熱延鋼板。

(4)更に、

Mg : 0.0001%以上、0.010%以下、

REM : 0.0001%以上、0.1%以下、

Ca : 0.0001%以上、0.010%以下、

20

の1種又は2種以上を含有する上記(1)から(3)の何れかに記載の局部変形能に優れ、成形性の方位依存性の少ない延性に優れた熱延鋼板。

(5)上記(1)～(4)の何れかに記載の高強度鋼板を製造するに当たり、所定の鋼板成分に溶製したのち、鋼塊またはスラブに鑄造して、粗圧延を1000以上、1200以下の温度域で20%以上の圧下を少なくとも1回以上行い、オーステナイト粒径を200μm以下とし、その後、仕上圧延において式(1)にある鋼板成分により決定される温度をT1とすると、T1+30以上、T1+200以下の温度範囲において、1回は1パス30%以上の圧延を行い、かつ、該温度範囲での圧下率の合計を50%以上とし、その後のT1以上、T1+30未満の温度範囲における圧下率の合計を30%以下とし、更に30%以上の最終圧延終了後のT1以上、T1+200以下の温度域から冷却開始までの停留時間tが式(2)を満たすようにして、Ar3変態温度以上で熱間圧延を終了し、630以上、800以下の温度域に10～100/secで冷却し、次いで、当該温度域において1秒以上20秒以下保持、又は、当該温度域に冷却後に20/sec以下の冷却速度で550以上の範囲内の温度まで冷却し、350～500で巻き取りを行い、温度変化速度が-40/h以上、40/h以下の範囲として30～300分保持した後、空冷させた局部変形能に優れ、成形性の方位依存性の少ない延性に優れた熱延鋼板の製造方法。

30

$$T1() = 850 + 10 \times (C + N) \times Mn + 350 \times Nb + 250 \times Ti + 40 \times B + 10 \times Cr + 100 \times Mo + 100 \times V \quad (1)$$

40

$$t = t1 \times 2.5 \quad (2)$$

ここで、t1は式(3)で表される。

$$t1 = 0.001 \left((Tf - T1) \times P1 \right)^2 - 0.109 \left((Tf - T1) \times P1 \right) + 3.1 \quad (3)$$

ここで、Tfは30%以上の最終圧下後の温度、P1は30%以上の最終圧下の圧下率である。

(6)上記(5)に記載の製造方法で、仕上げ圧延終了から1秒以内に50/sec以上の冷却速度で冷却温度変化が40以上、150以下となる冷却を行うことを特徴とする局部変形能に優れ、成形性の方位依存性の少ない延性に優れた熱延鋼板の製造方法。

(7)上記(5)または(6)に記載の製造方法において、T1+30以上、T1+2

50

00 以下の温度範囲における圧延の最終パスの圧延率は25%以上であることを特徴とする局部変形能に優れ、成形性の方位依存性の少ない延性に優れた熱延鋼板の製造方法。

【発明の効果】

【0012】

本発明によれば、曲げ、伸びフランジ、バーリング加工などの局部変形能に優れ、かつその成形性の方位依存性の少なく、かつ延性に優れた熱延鋼板を得るものである。

【図面の簡単な説明】

【0013】

【図1】{100}<011>~{223}<110>方位群のX線ランダム強度比の平均値と板厚/最小曲げ半径の関係を示す。

10

【図2】{332}<113>方位群のX線ランダム強度比と板厚/最小曲げ半径の関係を示す。

【図3】圧延方向と直角方向のr値(r_C)と板厚/最小曲げ半径の関係を示す。

【図4】圧延方向の30°のr値(r₃₀)と板厚/最小曲げ半径の関係を示す。

【図5】粒径が20μm以上の粒の割合と板厚/最小曲げ半径の関係を示す。

【図6】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の関係を示す。

【図7】熱延終了後の630以上、800以下での一時冷却保持時間とフェライト分率の関係を示す。

【図8】巻き取り温度と残留オーステナイト分率の関係を示す。

20

【図9】巻き取り温度とベイナイト分率の関係を示す。

【発明を実施するための形態】

【0014】

以下に本発明の内容を詳細に説明する。

表面から5/8~3/8の板厚における板面の{100}<011>~{223}<110>方位群のX線ランダム強度比の平均値、{332}<113>の結晶方位のX線ランダム強度比：

【0015】

この平均値は本発明で、特に重要な特性値である。表面から5/8~3/8板厚における板面のX線回折を行い、ランダム試料に対する各方位の強度比を求めたときの、{100}<011>~{223}<110>方位群の平均値が4.0未満であれば、直近要求される骨格部品の加工に必要な板厚/曲げ半径1.5を満たす。さらに穴拡げ性や小さな限界曲げ特性を必要とする場合には3.0未満が望ましい。7.0以上では鋼板の機械的特性の異方性が極めて強くなり、ひいてはある方向のみの局部変形能を改善するものそれとは異なる方向での材質が著しく劣化し板厚/曲げ半径1.5を満足できなくなる。

30

【0016】

この方位群に含まれる主な方位は、{100}<011>、{116}<110>、{114}<110>、{113}<110>、{112}<110>、{335}<110>および{223}<110>である。

40

【0017】

これら各方位のX線ランダム強度比はX線回折やEBSDE(Electron Back Scattering Diffraction)などの装置を用いて測定する。{110}極点図に基づきベクトル法により計算した3次元集合組織や{110}、{100}、{211}、{310}極点図のうち複数の極点図(好ましくは3つ以上)を用いて級数展開法で計算した3次元集合組織から求めればよい。

【0018】

たとえば、後者の方法における上記各結晶方位のX線ランダム強度比には、3次元集合組織の $2=45^\circ$ 断面における(001)[1-10]、(116)[1-10]、(114)[1-10]、(113)[1-10]、(112)[1-10]、(335)

50

[1 - 1 0] , (2 2 3) [1 - 1 0] の強度をそのまま用いればよい。

【 0 0 1 9 】

{ 1 0 0 } < 0 1 1 > ~ { 2 2 3 } < 1 1 0 > 方位群の平均値とは、上記の各方位の相加平均である。上記の全ての方位の強度を得ることができない場合には、{ 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 > の各方位の相加平均で代替しても良い。

【 0 0 2 0 】

さらに同様な理由から、表面から 5 / 8 ~ 3 / 8 板厚における板面の { 3 3 2 } < 1 1 3 > の結晶方位の X 線ランダム強度比は 5 . 0 以下でなくてはならない。望ましくは 3 . 0 以下であれば、直近要求される骨格部品の加工に必要な板厚 / 曲げ半径 1 . 5 を満たす。これが 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り、ひいてはある方向のみの局部変形能を改善するもののそれとは異なる方向での材質が著しく劣化し板厚 / 曲げ半径 1 . 5 を確実に満足できなくなる。一方、現行の一般的な連続熱延工程では実現が難しいが、0 . 5 未満になると局部変形能の劣化が懸念される。

10

【 0 0 2 1 】

X 線回折に供する試料は、機械研磨などによって鋼板を所定の板厚まで表面より減厚し、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 の範囲で適当な面が測定面となるように上述の方法に従って試料を調整して測定すればよい。

【 0 0 2 2 】

当然のことであるが、上述の X 線強度の限定が板厚 1 / 2 近傍だけでなく、なるべく多くの厚みについて満たされることで、より一層局延性能が良好になる。しかしながら、鋼板の表面から 3 / 8 ~ 5 / 8 の測定を行うことで概ね鋼板全体の材質特性を代表することができるためこれを規定するものとする。

20

【 0 0 2 3 】

なお、{ h k l } < u v w > で表される結晶方位とは、板面の法線方向が < h k l > に平行で、圧延方向が < u v w > と平行であることを示している。

【 0 0 2 4 】

圧延方向と直角方向の r 値 (r C) :

これらの鋼板の r 値は、本発明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、上述した種々の結晶方位の X 線ランダム強度比だけが適正であっても、必ずしも良好な穴拡げ性や曲げ性が得られないことが判明した。また、X 線ランダム強度比と同時に、r C が 0 . 7 0 以上であることが必須である。

30

【 0 0 2 5 】

上述の各方向の r 値の上限は特に定めないが、1 . 1 0 以下であることで、よりすぐれた局部変形能を得ることができる。

【 0 0 2 6 】

圧延方向の 3 0 ° の r 値 (r 3 0) :

この鋼板の r 値は、本発明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、上述した種々の結晶方位の X 線強度が適正であっても、必ずしも良好な局部変形能が得られないことが判明した。図 4 に示すように、鋼板には上記の X 線強度と同時に、r 3 0 が 1 . 1 0 以下であることが必須である。

40

【 0 0 2 7 】

上述の各 r 値は 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。引張歪みは通常高強度鋼板の場合 5 ~ 1 5 % の範囲で、均一伸びの範囲で評価すればよい。

【 0 0 2 8 】

なお、曲げ加工を施す方向は加工部品によって異なるので特に限定するものではなく、本願発明により、いずれの曲げ方向においても同様の特性が得られるものである。

【 0 0 2 9 】

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、本発明におい

50

ては、既述の結晶方位のX線強度比に関する限定とr値に関する限定とは互いに同義ではなく、両方の限定が同時に満たされなくては良好な局部変形能を得ることはできない。

【0030】

本発明は高強度鋼板の全般に適用できるものであり、上記の限定が満たされれば組織の組み合わせに制限されることなく、高強度薄鋼板の曲げ加工性や穴広げ性などの局部成形能が飛躍的に向上する。

【0031】

また、ひずみの局部化を抑え、曲げ性を向上させるためには、全面積のうち、 $20\mu\text{m}$ を超える粒の占める面積割合が10%以下である必要がある。これより多いと曲げ性が劣化する。

【0032】

次に成分の限定条件について述べる。

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、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。

【0033】

Siは脱酸剤であり、0.001%以上の添加が好ましい。また、焼鈍時にフェライトを安定化する元素であり、かつ、巻き取り後のセメンタイト析出をおさえるためオーステナイトのC濃度を高め、残留オーステナイトの確保に寄与する。Siが高いほどその効果は大きくなるが、過剰に添加すると、表面性状、塗装性、溶接性などの劣化を招くので、

【0034】

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、0.001%以上のMnの添加が必要である。一方、Mnを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。

【0035】

Pは不純物であり、過剰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。一方、Pを0.001%以下とするのは困難であるので、これを下限とする。

【0036】

Sは不純物であり、過剰に含有すると、熱間圧延によって伸張したMnSが生成し、延性及び穴広げ性などの成形性の劣化を招く。したがって、S量の上限を0.03%以下とする。一方、Sを0.0005%以下とするのは困難であるので、これを下限とする。

【0037】

Oは不純物であり、過剰に含有すると、加工性を損なう。したがって、O量の上限を0.01%以下とする。一方、Oを0.0005%以下とするのは困難であるので、これを下限とする。

【0038】

Alは、Siと同様に、脱酸剤であり、焼鈍時にフェライトを安定化する元素である。しかし、過剰に含有すると溶接性が劣悪となるため、Siと合わせて4.0%以下とする。

【0039】

Nは、不純物であり、0.01%を超えると延性の劣化を招く。したがって、N量の上限を0.01%以下とする。一方、Nを0.0005%以下とするのは困難であるので、これを下限とする。

【0040】

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ことがよい。析出強化を得るためには、Ti、Nb、V、Wの添加が有効であり、これらの1種または2種以上を含有しても構わない。

【0041】

10

20

30

40

50

Ti、Nb、V、W、Cuの添加でこの効果を得るためには、Tiは0.001%以上、Nbは0.001%以上、Vは0.001%以上、Wは0.001%以上、Cuは0.001%以上の添加が必要である。ただし過度な添加でも強度上昇は飽和してしまうこと、加えて、熱延後の再結晶を抑制することで、結晶方位制御を困難にすることから、Tiで0.2%以下、Nbで0.2%以下、Vで1.0%以下、Wで1.0%以下、Cuで2.0%以下とする必要がある。

【0042】

組織の焼き入れ性を上昇させ第二相制御を行うことで強度を確保する場合、B、Mo、Cr、Asの1種または2種以上の添加が有効である。この効果を得るためには、Bは0.0001%以上、Mo、Crは0.001%以上、Asは0.0001%以上を添加する必要がある。しかし、過度の添加は逆に加工性を劣化させるので、Bの上限を0.005%、Moの上限を1.0%、Crの上限を2.0%、Asを0.50%とする。

10

【0043】

局部成形能を向上のため、Mg、REM、Caは介在物を無害化するため重要な添加元素である。この効果を得るためのそれぞれの下限を0.0001%とした。一方、過剰添加は清浄度の悪化につながるためMgで0.010%、REMで0.1%、Caで0.010%を上限とした。

【0044】

Ni、Co、Sn及びZrは強度を上げる元素であり、Niで0.001%以上、Coで0.0001%以上、Snで0.0001%以上、Zrで0.0001%以上の添加が有効である。しかし過剰に入れすぎると、その成形性を失ってしまうので、Niで2.0%、Coで1.0%、Snで0.2%、Zrで0.2%を上限とした。

20

【0045】

なお、本願発明の熱延鋼板に表面処理してもその局部変形能改善効果を失うものでなく、電気めっき、溶融めっき、蒸着めっき、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、ノンクロ処理等の何れでも本発明の効果が得られる。

【0046】

次に本発明薄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、X線ランダム強度比をもつ集合組織を形成させるための製造条件の詳細を以下に記す。

【0047】

熱間圧延に先行する製造方法は特に限定するものではない。すなわち、高炉や電炉等による溶製に引き続き各種の2次製錬を行い、次いで、通常の連続鋳造、インゴット法による鋳造の他、薄スラブ鋳造などの方法で鋳造すればよい。連続鋳造の場合には一度低温まで冷却したのち、再度加熱してから熱間圧延しても良いし、鋳造スラブを連続的に熱延しても良い。原料にはスクラップを使用しても構わない。

30

【0048】

本発明の局部変形能に優れた高強度熱延鋼板は、以下の要件を満たす場合に得られる。

局部変形能に優れた熱延鋼板を製造するためには、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、200 μ m以下であれば前述の値を満足することが判明した。この200 μ m以下の仕上げ圧延前のオーステナイト粒径を得るためには、1000以上1200以下(好ましくは1150)の温度域での粗圧延で少なくとも20%以上(好ましくは40%以上)の圧下率で1回以上圧延すれば所定のオーステナイト粒径が得られることも判明した。

40

【0049】

圧下率およびその圧下の回数は大きいほど、細粒を得ることができ、この効果をより効率的に得るためには、100 μ m以下のオーステナイト粒径にすることが望ましく、このためには、40%以上の圧延は2回以上行うことが望ましい。ただし、70%を超える圧下や10回を超える粗圧延は温度の低下やスケールの過剰生成の懸念がある。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促進を通じて局部変形能の改善に有効である。

50

【0050】

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界を確認するためには、仕上げ圧延に入る前の板片を可能な限り急冷することが望ましく、10 / s以上の冷却速度で板片を冷却して、板片断面の組織をエッチングして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倍以上の倍率にて20視野以上を、画像解析やポイントカウント法にて測定する。

【0051】

また鋼板の表面から5/8～3/8の板厚における板面の{100}<011>～{223}<110>方位群のX線ランダム強度比の平均値、{332}<113>の結晶方位のX線ランダム強度比を前述の値の範囲とするには、粗圧延後の仕上げ圧延で鋼板成分によって決められるT1温度

$$T1()=850+10 \times (C+N) \times Mn+350 \times Nb+250 \times Ti+40 \times B+10 \times Cr+100 \times Mo+100 \times V \quad (式1)$$

を基準に、T1+30以上、T1+200以下の温度域で大きな圧下率による加工を行い、T1以上、T1+30未満で小さな圧下率による加工を行うことにより、最終製品の局部変形能を確保できる。T1+30以上、T1+200以下の温度域における大圧下と、その後のT1以上、T1+30未満での軽圧下は、後掲の表2、表3に見られるように、鋼板の表面から5/8～3/8の板厚における板面の{100}<011>～{223}<110>方位群のX線ランダム強度比の平均値、{332}<113>の結晶方位のX線ランダム強度比を制御して最終製品の局部変形能を飛躍的に改善する。T1温度自体は経験的に求めたものである。T1温度を基準として、各鋼のオーステナイト域での再結晶が促進されることを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、大圧下による歪を蓄積することが重要で50%以上は必須である。さらには、70%以上の圧下を取ることが望ましく、一方で90%を超える圧下率をとることは温度確保や過大な圧延負荷を加えることとなる。

【0052】

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、T1+200以下での大圧下の後、T1以上、T1+30未満の温度域での加工量をなるべく少なく抑えることが必要で、T1以上、T1+30未満での圧下率で30%以下とし、板形状からは10%以上の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圧下率は0%が望ましい。また、T1以上、T1+30未満での圧下率が大きいとせっかく再結晶したオーステナイト粒が展伸してしまい、停留時間が短いと再結晶が十分に進まず局部変形能を劣化させてしまう。すなわち、本願発明の製造条件においては、仕上げ圧延においてオーステナイトを均一・微細に再結晶させることで熱延製品の集合組織を制御して穴抜け性や曲げ性と言った局部変形能を改善する方法である。

【0053】

前述の規定した温度域よりも低温で圧延が行われ、大きな圧下率を取ってしまうと、オーステナイトの集合組織が発達し、最終的に得られる熱延鋼板の板面に(1)で述べた所定のX線強度レベルの各結晶方位が得られない。一方、前述の規定した温度域よりも高温で圧延が行われたり小さい圧下率を取ってしまったたりすると、粗粒化や混粒となり、20μmを超える結晶粒の面積率が增大する。上述の規定した圧延が行われているか否は、圧延率は圧延荷重、板厚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し、温度についてもスタンド間温度計があれば実測可能で、または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、或いはその両方によって得ることができる。

【0054】

熱間圧延をAr₃以下で終了するとオーステナイトとフェライトに2相域圧延になってしまい{100}<011>～{223}<110>方位群への集積が強くなり、結果として局部変形能が著しく劣化する。

【0055】

また、T1+30以上、T1+200の温度範囲における圧延の最後の圧延スタン

ドで圧下後の冷却は、オーステナイトの粒径に大きな影響を与える。上記範囲での最終圧延後、0.05秒以上、5秒以内に冷却を行わないと、オーステナイト粒が粗大化するため、板厚/曲げ半径 2.0を満たすことができない。更に、 $T_1 + 30$ 以上、 $T_1 + 200$ 未満の温度範囲のTLにおける圧下の最終パスから冷却開始までの時間(t)が、0.05秒以上、5秒以下であることが望ましい。0.05秒以下では熱延再結晶が十分に起こらず、異方性が増加すること、5秒以上ではオーステナイト粒が粗大化して強度と伸びが低下する。更に、冷却開始までの時間は、最終圧下の実施温度 T_f と30%以上の最終圧延の圧延率 P_1 に対して、式(2)を満たす必要がある。ここで、 t_1 とは式(3)で求めることのできる数値である。

$$t = t_1 \times 2.5 \quad \text{式(2)} \quad 10$$

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

これより低くなると、再結晶が十分に得られず、異方性が高くなる。

【0056】

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、800 以下の温度まで冷却し、1秒以上、20秒以下保持もしくは、該温度から該温度未満、550 以上の温度まで20 /sec以下で徐冷することにより、主相であるフェライトを容易に得ることができ、630 以上、800 以下まで冷却することで結晶粒を微細化することができる。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 を下回るとパーライト変態が生じてしまう可能性があるので550 以上とする。

【0057】

350 ~ 500 の範囲内の温度まで冷却して巻き取り、巻き取ったコイルの温度変化速度が -40 /h以上、40 /h以下の範囲として30 ~ 300分保持させる。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し、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く、空冷時にマルテンサイト変態を起こし、十分な残留オーステナイト量を得られなくなる。また、350 ~ 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不足してしまう。一方、300分を超えると、セメントタイトの析出・粗大化が進んでしまうため目的の残留オーステナイト分率が得られなくなってしまう。さらに、コイルの温度変化速度が、-40 /h以上40 /h以下の範囲外となり、急激な温度変化となると、コイル内での材質のばらつきが顕著になってしまう。

【0058】

仕上げ圧延終了後には、1秒以内に50 /sec以上の冷却速度で冷却温度変化が40 以上、150 以下となる冷却を行う必要がある。冷却までの時間が1秒より長くなると、再結晶したオーステナイト粒が高温で保持されるために粒成長し、強度・延性が低くなってしまふ。また、この温度変化が40 未満であるとやはり再結晶したオーステナイト粒が粒成長してしまふ。一方、150 超ではAr3変態点温度以下までオーバーシュートする恐れがありその場合再結晶オーステナイトからの変態であってもバリエーションの先鋭化の結果やはり集合組織が形成され等方性が低下してしまい加工性の方位依存性が大きくなってしまふ。この冷却での冷却速度が50 /sec未満であるとやはり再結晶したオーステナイト粒が粒成長してしまふ。一方、冷却速度の上限は特に定めないが板形状の観点から200 /sec以下が妥当と思われる。

【0059】

さらに、更に、熱延板の均質性を高め、伸び、局部延性を極限まで高めるためには、 $T_1 + 30$ 以上、 $T_1 + 200$ 以下の温度域での圧延のうち、最終パスの圧延率は25%以上である必要がある。但し、より高い加工性が要求される場合は最終の2パスを25%以上とする必要がある。

【0060】

次に、本発明の鋼板のミクロ組織について説明する。

本発明の鋼板のミクロ組織は、フェライトとベイナイト、焼戻しマルテンサイト、残留オーステナイトおよびパーライト、マルテンサイトからなる。

【0061】

フェライトとベイナイトは残留オーステナイトにCを濃化させ、TRIP効果による延性向上に必須である。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の分率を変化させることが可能であるが、フェライト20%以上50%未満、ベイナイト10%以上60%未満とすることによって、優れた延性を得ることができる。

【0062】

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、5%以上必要である。また、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。残留オーステナイトの面積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。

【0063】

また、パーライトと、マルテンサイトはそれぞれ20%含んでもよいものとする。更に粒径は、全組織で、20 μ mを超える粒の占める面積率が10%以下とする。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、なるべく細粒にすることが好ましい。

【0064】

また、曲げ、伸びフランジ、バーリング加工などの局部変形能を向上させるために、残留オーステナイトやマルテンサイト等硬質組織は分散していたほうが好ましい。そのため残留オーステナイトとマルテンサイトの粒で、もっとも近い残留オーステナイトもしくはマルテンサイトまでの距離を L_{MA} [μ m]とし、100個以上測定したときの L_{MA} の標準偏差が5以下とする。

[実施例]

【0065】

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。

実施例として、表1に示した成分組成を有するaからjまでの本発明の請求項の成分を満たす鋼、aからdの比較鋼を用いて検討した結果について説明する。これらの鋼は、鑄造後、そのままもしくは一旦室温まで冷却された後に再加熱し、900 ~ 1300の温度範囲に加熱され、その後、表2の条件で熱間圧延が施され、2 ~ 5mm厚の熱延鋼板とした。

【0066】

10

20

30

【表 1】

	C	Si	Mn	P	S	Al	Si+Al	N	O	Ti	Nb	V	W	Cu	B	Mo	Cr	As	Mg	Rem	Ca	Ni	Co	Sn	Zr	T1
a	0.15	1.5	2.5	0.11	0.005	0.01	1.51	0.003	0.005	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.05	0	0	854
b	0.15	1.58	3.47	0.09	0.004	0.8	2.38	0.0025	0.001	0.06	0	0	0.03	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.1	0	855
c	0.2	2.1	2.15	0.08	0.01	0.01	2.11	0.001	0.003	0	0	0	0.04	0	0	0.38	0	0	0	0	0	0	0	0	0	892
d	0.44	0.5	1.8	0.01	0.009	1.5	2	0.004	0.002	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.03	0	0	0	0	0.015	858
e	0.81	1.55	3	0.07	0.012	1.2	2.75	0.006	0.004	0	0	0	0.06	0	0	0	0	0	0	0	0	0.005	0	0	0	874
f	0.22	1.5	2.5	0.09	0.011	3.8	5.3	0.0055	0.009	0	0.09	0	0.1	0.002	0	0	0	0	0.008	0	0	0	0	0	0	856
g	0.28	1.5	0.05	0.04	0.017	2.1	3.6	0.0013	0.008	0.09	0.03	0	0	0	0	0	0	0.3	0	0	0.009	0	0	0	0	851
h	0.34	0.15	2.9	0.018	0.022	3.2	3.35	0.0089	0.004	0	0	0	0	0	0.0022	0	3.9	0	0	0	0	0	0	0	0	899
i	0.24	0.94	3.5	0.2	0.04	1.5	2.44	0.01	0.0036	0.04	0.03	0	0.02	0.02	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	859
j	0.001	2.5	3.6	0.13	0.006	1	3.5	0.05	0.002	0	0	0	0	0	0	0.36	0	0	0	0	0	0	0	0	0	888

表1

10

20

30

40

【0067】

表2及び表3に各製造条件とそれぞれの組織形成と機械的特性を示す。局部変形能の指標としては最終製品の穴拡げ率および60°V字曲げによる限界曲げ半径を用いた。曲げ試験はC方向曲げと45°方向曲げを行いその比率を使って成形性の方位依存性の指標とした。なお、引っ張り試験および曲げ試験はJIS Z 2241およびZ 2248 (Vブロック90°曲げ試験)に、穴拡げ試験は鉄連規格JFS T1001にそれぞれ準拠

50

した。X線ランダム強度比は、前述のE B S Dを用いて圧延方向に平行な断面の5 / 8 ~ 3 / 8の領域を0.5 μmピッチで測定した。また、各方向のr値について前述した方法により測定した。

【0068】
【表2】

表2

鋼種	T1/ °C	1000°C以上 1200°C以下 での40% 以上の 圧下回数	1000°C以上の 40%以上の 圧下率	オースサイト 粒径/ μm	T1+30~ T1+200°C の圧下率 /%	T1+30~ T1+200°C の最終 パスの 圧下率 /%	T1+30~ T1+200°C の最終 パスの 圧下率 /%	T1+30~ T1+200°C の最大 加工発熱 /°C	T1~T1 +30°C 未満の 圧下率 /%	Tf:30 %以上 の最終 の温度 /°C	P1:30 %以上 の最終 の圧下 率/%	t1	2.5×t1	t:30% 以上の最終 圧延終了後の T1以上T1 +200°C以下 温度域での 停留時間/s	t/t1
1 a	854	1	50	150	85	55	30	15	10	935	40	0.62	1.55	0.8	1.294
2 a	854	1	45	90	95	50	45	5	0	892	35	1.83	4.57	2	1.095
3 b	855	1	40	80	75	35	40	15	25	945	37	0.58	1.45	1	1.727
4 b	855	1	50	80	85	45	40	18	5	920	31	1.31	3.27	2.3	1.7562
5 c	892	1	45	95	85	40	45	13	15	955	31	1.35	3.38	2	1.4786
6 c	892	1	45	95	95	65	30	14	0	934	40	1.55	3.88	2.2	1.4184
7 d	858	1	40	75	80	45	35	16	25	970	30	0.57	1.42	0.9	1.5885
8 d	858	1	45	95	80	49	31	17	5	960	30	0.70	1.75	1	1.4266
9 a	854	2	50	120	80	44	36	18	15	921	30	1.31	3.28	2	1.5231
10 a	854	2	40	70	95	59	36	18	0	990	30	0.32	0.79	0.7	2.2051
11 b	855	2	40	65	95	57	38	10	0	943	35	0.69	1.73	2.1	3.0371
12 b	855	2	45	70	90	45	45	13	0	1012	40	0.20	0.50	0.3	1.5103
13 c	892	2	45	95	85	38	47	15	10	985	40	0.43	1.07	0.9	2.0977
14 c	892	2	40	70	65	33	32	20	25	965	34	1.01	2.53	1.2	1.1874
15 d	858	2	50	120	75	41	34	20	15	993	30	0.33	0.81	0.8	2.4559
16 d	858	2	50	120	60	32	28	21	20	945	45	0.37	0.91	1.1	3.0106
17 a	854	3	50	120	65	36	29	19	15	967	38	0.26	0.66	1.5	5.6951
18 a	854	1	50	120	35	15	20	12	45	880	30	2.31	5.78	5	2.1639
19 b	855	2	45	90	45	30	15	20	45	930	30	1.15	2.88	5	4.3337
20 c	892	2	45	80	45	29	16	15	29	1075	30	0.13	0.32	0.1	0.7698
21 d	898	2	40	95	75	58	17	12	45	890	30	3.37	8.42	1.3	0.3861
22 g	851	0		350	45	21	24	30	35	910	35	1.28	3.19	0.5	0.392
23 j	888	1	50	120	80	58	22	40	35	860	40	4.45	11.12	9	2.0242
24 e	874														比較鋼
25 f	856														比較鋼
26 h	899														比較鋼
27 i	859														比較鋼

熱間圧延中に割れ
熱間圧延中に割れ
熱間圧延中に割れ
熱間圧延中に割れ

【0069】

【表3】

表3 (表2のつづき)

鋼種	630℃以上 800℃以下 での 保持時間	巻き 取り 温度	{100} <011>~ {223} <110> 方位群の X線ラングラム 強度比	{332} <113>の X線ラングラム 強度比	rC	r30	20μmを 超える 粒の 占める 割合	MAの粒で 最も近い MAまでの 距離の 標準偏差	残留 オース テナイト 分率	ファイバ 分率	ペイパ 分率	TS/MPa	El./%	λ/%	板厚/ 最小曲げ 半径	
1 a	12	420	2.6	2.2	0.87	1.04	8	4.8	10.5	35	48	985	30	80	3.2	発明鋼
2 a	15	450	2.2	2.1	0.90	0.96	9	4.7	13.5	26	45	1026	20	70	3.3	発明鋼
3 b	14	468	2.9	2.8	0.79	1.05	8	4.2	8.5	42	39	859	35	85	3.2	発明鋼
4 b	16	472	2.7	2.7	0.85	1.02	9	4.6	10.6	28	40	1055	18	75	2.3	発明鋼
5 c	18	438	3.5	3.2	0.75	0.98	8	3.9	7.8	42	36	850	25	80	2.7	発明鋼
6 c	11	447	3.0	2.8	0.85	0.95	7	3.8	16.8	29	45	1148	18	40	2.3	発明鋼
7 d	10	459	3.9	4.1	0.70	1.08	8	4.6	14.2	26	55	1450	14	35	2.1	発明鋼
8 d	16	387	2.9	2.7	0.90	1.06	8	4.7	14.8	21	58	1426	13	30	3.3	発明鋼
9 a	8	459	3.5	2.9	0.95	1.02	6	4.8	8.9	48	45	760	28	60	3.2	発明鋼
10 a	5	364	3.0	3.0	0.75	1.05	8	5.0	7.8	47	47	735	15	75	2.5	発明鋼
11 b	6	379	2.9	3.0	0.74	1.07	9	4.6	7.4	45	33	750	26	85	2.3	発明鋼
12 b	15	483	2.9	2.6	0.72	1.06	9	4.8	10.0	39	34	890	16	100	2.7	発明鋼
13 c	7	415	3.0	2.9	0.72	1.10	7	3.6	10.5	42	39	788	19	80	2.3	発明鋼
14 c	3	456	3.8	4.6	0.73	1.10	6	3.2	10.6	38	25	850	19	70	1.5	発明鋼
15 d	5	369	3.7	3.5	0.75	1.05	8	4.5	12.6	32	44	1056	18	40	1.6	発明鋼
16 d	4	464	3.4	4.5	0.70	1.10	9	4.9	14.2	36	45	1200	17	36	1.5	発明鋼
17 a	9	410	3.8	3.0	0.75	1.02	9	4.1	12.5	47	36	830	17	120	1.5	発明鋼
18 a	0.1	550	7.2	6.4	0.67	1.24	12	5.1	4.8	3	7	805	15	60	1.1	比較鋼
19 b	0.6	600	6.6	5.1	0.64	1.15	15	4.6	3.9	14	9	840	12	85	1.2	比較鋼
20 c	0.4	150	6.9	5.2	0.65	1.25	14	8.3	4.7	10	6	780	16	65	1.2	比較鋼
21 d	0.4	650	7.2	5.8	0.68	1.18	15	7.6	2.5	5	7	1609	8	10	1.2	比較鋼
22 b	54	648	7.6	5.4	0.65	1.22	21	8.7	3.6	70	5	948	16	36	1.1	比較鋼
23 j	60	259	7.1	6.4	0.65	1.15	14	5.8	4.5	62	8	489	32	75	1.2	比較鋼
24 e																熱間圧延中に割れ 比較鋼
25 f																熱間圧延中に割れ 比較鋼
26 h																熱間圧延中に割れ 比較鋼
27 i																熱間圧延中に割れ 比較鋼

10

20

30

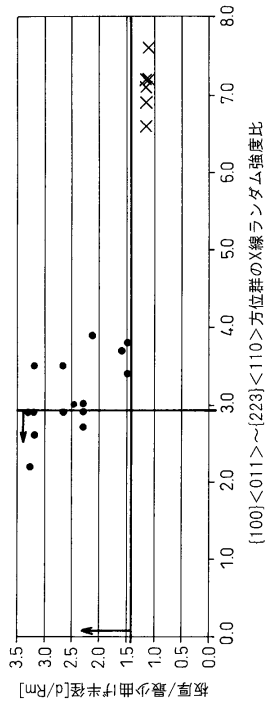
40

【0070】

本願規定を満たす鋼板を用いたもののみが、表2に示すように優れた穴拡げ性と、曲げ性と成形異方性の少なさを併せ持つことができることがわかる。さらに、望ましい製造条件範囲にあるものは、より優れた、穴拡げ率および曲げ性、成形性の異方性レスを示すことがわかる。

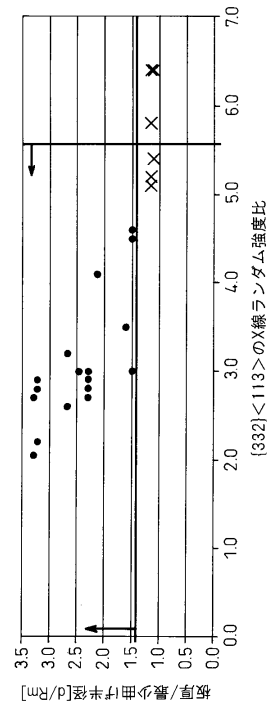
【 図 1 】

図1



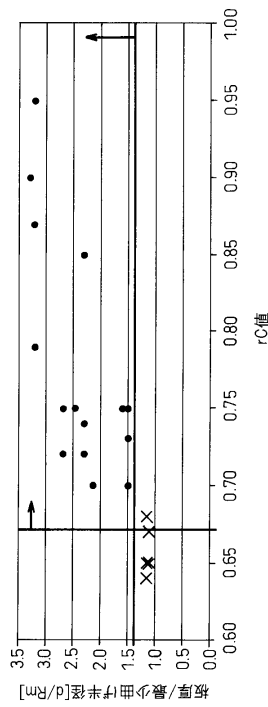
【 図 2 】

図2



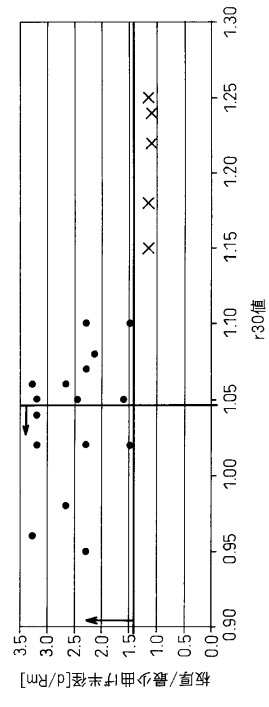
【 図 3 】

図3



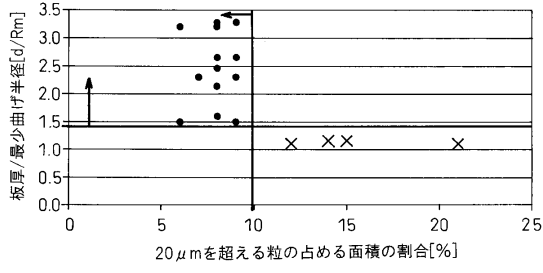
【 図 4 】

図4



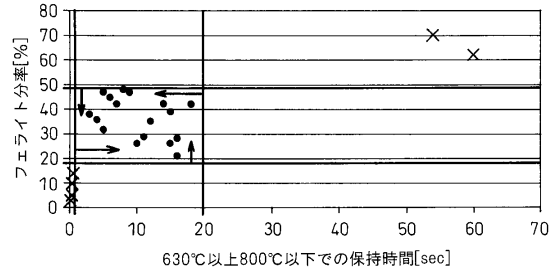
【 図 5 】

図5



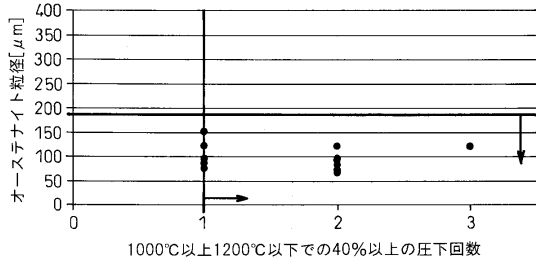
【 図 7 】

図7



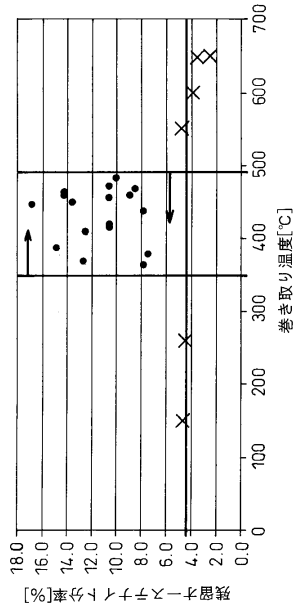
【 図 6 】

図6



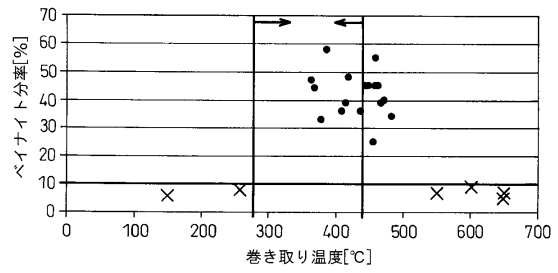
【 図 8 】

図8



【 図 9 】

図9



フロントページの続き

- (74)代理人 100111903
弁理士 永坂 友康
- (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 新日本製鐵株式会社内
- (72)発明者 岡本 力
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内
- (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 新日本製鐵株式会社内
- (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 新日本製鐵株式会社内
- (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 新日本製鐵株式会社内
- (72)発明者 高橋 学
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内

審査官 岸 智之

- (56)参考文献 特開2002-097545(JP,A)
特開2002-115025(JP,A)
特開2003-113440(JP,A)
特開2004-250743(JP,A)
特開2008-274395(JP,A)
特開2005-314798(JP,A)
特開2004-035905(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C 2 2 C 3 8 / 0 0
B 2 1 B 3 / 0 0
C 2 1 D 9 / 4 6
C 2 2 C 3 8 / 0 6
C 2 2 C 3 8 / 5 8