

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2007-70648

(P2007-70648A)

(43) 公開日 平成19年3月22日(2007.3.22)

(51) Int. Cl.	F I	テーマコード (参考)
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 1 A	4 E 0 0 2
B 2 1 B 1/22 (2006.01)	B 2 1 B 1/22 K	4 E 0 0 4
B 2 1 B 1/26 (2006.01)	B 2 1 B 1/26 D	4 K O 3 7
B 2 1 B 3/00 (2006.01)	B 2 1 B 3/00 A	
B 2 2 D 11/00 (2006.01)	B 2 2 D 11/00 A	

審査請求 未請求 請求項の数 8 O L (全 15 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2005-255363 (P2005-255363)
 (22) 出願日 平成17年9月2日(2005.9.2)

(71) 出願人 000006655
 新日本製鐵株式会社
 東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(74) 代理人 100078101
 弁理士 綿貫 達雄

(74) 代理人 100085523
 弁理士 山本 文夫

(72) 発明者 岡本 力
 愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内

(72) 発明者 藤田 展弘
 愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 穴拡げ性に優れた高強度薄鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

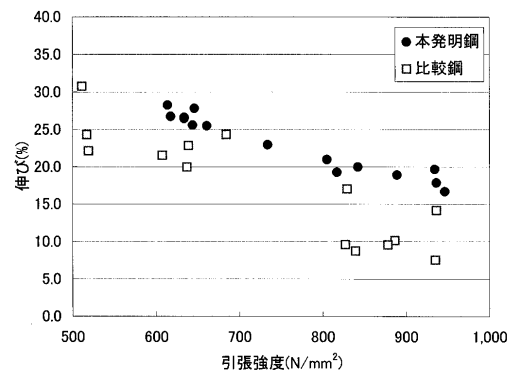
【課題】 穴拡げ性に優れた高強度薄鋼板およびその製造方法を提供する。

【解決手段】 質量%にて、C : 0.01%以上、0.20%以下、Si : 2.0%以下、Al : 0.010%以上、2.0%以下、Mn : 0.5%以上、3.0%以下、P : 0.08%以下、S : 0.010%以下、N : 0.010%以下、を含有し、残部鉄及び不可避免的不純物からなる鋼組成で、組織がフェライトを主体とするフェライト・ベイナイト組織であって、板厚tの1/8t~3/8tの範囲でのMnミクロ偏析が、式(1)を満たす範囲にあることを特徴とする高強度薄鋼板およびその製造方法。

$$0.10 \quad /Mn \quad \dots (1)$$

ここでMnは添加量、はMnミクロ偏析測定における標準偏差である。

【選択図】 図1



【特許請求の範囲】

【請求項 1】

板厚 t の $1/8t \sim 3/8t$ の範囲における Mn のミクロ偏析が、式(1)を満たすことを特徴とする穴拡げ性に優れた高強度薄鋼板。

$$0.10 \quad / Mn \quad \cdots (1)$$

ここで Mn は添加量、 σ は Mn ミクロ偏析測定における標準偏差である。

【請求項 2】

質量%にて、

C : 0.01%以上、0.20%以下、 Si : 2.0%以下、 Al : 0.010%以上、2.0%以下、 Mn : 0.5%以上、3.0%以下、 P : 0.08%以下、 S : 0.010%以下、 N : 0.010%以下、を含有し、残部鉄及び不可避免的不純物からなる鋼組成を有し、

組織がフェライトを主体とするフェライト・ベイナイト組織であって、

板厚 t の $1/8t \sim 3/8t$ の範囲での Mn ミクロ偏析が、式(1)を満たす範囲にあることを特徴とする穴拡げ性に優れた高強度薄鋼板。

$$0.10 \quad / Mn \quad \cdots (1)$$

ここで Mn は添加量、 σ は Mn ミクロ偏析測定における標準偏差である。

【請求項 3】

鋼組成中にさらに、

Nb : 0.005%以上、0.10%以下、 Ti : 0.03%以上、0.20%以下、 V : 0.005%以上、0.10%以下、 Mo : 0.02%以上、0.5%以下、 Cr : 0.1%以上、5.0%以下、 Co : 0.01%以上、5.0%以下、 W : 0.01%以上、5.0%以下の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2に記載の穴拡げ性に優れた高強度薄鋼板。

【請求項 4】

鋼組成中にさらに、

Ca 、 Mg 、 Zr 、 REM の1種または2種以上を0.0005%以上、0.05%以下含有することを特徴とする請求項2または3に記載の穴拡げ性に優れた高強度薄鋼板。

【請求項 5】

鋼組成中にさらに、

Cu : 0.04%以上、2.0%以下、 Ni : 0.02%以上、1.0%以下、 B : 0.0003%以上、0.0070%以下の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2～4の何れかに記載の穴拡げ性に優れた高強度薄鋼板。

【請求項 6】

請求項1～5の何れかに記載の高強度薄鋼板をスラブから製造する高強度薄鋼板の製造方法であって、

連続铸造後冷却途中のスラブを、スラブの厚み t の $1/4t$ の位置における平均冷却速度を 100 /min 以上として、液相線温度から固相線温度の間を冷却した後に、そのまま又は 1100 以上に再加熱し、

次いで、熱延仕上げ温度を Ar_3 以上、 970 以下として熱間圧延を行い、引き続き 20 /sec 以上の平均冷却速度で冷却し、 450 超、 600 以下の温度で巻き取って、熱延鋼板となすことを特徴とする穴拡げ性に優れた高強度薄鋼板の製造方法。

【請求項 7】

請求項1～5の何れかに記載の高強度薄鋼板をスラブから製造する高強度薄鋼板の製造方法であって、

連続铸造後冷却途中のスラブを、スラブの厚み t の $1/4t$ の位置における平均冷却速度を 100 /min 以上として、液相線温度から固相線温度の間を冷却した後に、そのまま又は 1100 以上に再加熱し、

次いで、熱延仕上げ温度を Ar_3 以上、 970 以下として熱間圧延を行い、引き続き 20 /sec 以上の平均冷却速度で $800 \sim 600$ まで冷却したうえ、 $2 \sim 7$ 秒空冷を行

10

20

30

40

50

い、さらに20 /sec以上の平均冷却速度で冷却し、450 超、600 以下の温度で巻き取って、熱延鋼板となすことを特徴とする穴拡げ性に優れた高強度薄鋼板の製造方法。

【請求項8】

請求項1～5の何れかに記載の高強度薄鋼板をスラブから製造する高強度薄鋼板の製造方法であって、

連続鋳造後冷却途中のスラブを、スラブの厚みtの1/4tの位置における平均冷却速度を100 /min以上として、液相線温度から固相線温度の間を冷却した後に、そのまま又は1100 以上に再加熱し、

次いで、熱延仕上げ温度をAr₃以上、970 以下として熱間圧延を行い、その後650 以下の温度域まで平均で10～100 /secの冷却速度で冷却した後650 以下の温度で巻き取って熱延鋼板となし、

当該熱延鋼板を、酸洗後圧下率40%以上の冷間圧延を施し、最高温度を0.1×(Ac₃ - Ac₁) + Ac₁以上、Ar₃ + 50 以下の温度で焼鈍した後に、0.1～200 /secの平均冷却速度で300 以上、370 未満の温度域に冷却し、引き続いて同温度域で1秒～1000秒保持して、冷延鋼板となすことを特徴とする穴拡げ性に優れた高強度薄鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、主としてプレス加工されて使用される自動車等の足回り部品や構造材料に好適な穴拡げ性に優れた高強度薄鋼板およびその製造方法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

自動車の車体構造に使用される鋼板には高い加工性と強度が要求される。プレス加工性と高強度とを兼備した高強度薄鋼板として、フェライト・マルテンサイト組織を有する複合組織鋼や残留オーステナイト鋼などが知られている。複合組織鋼板は、フェライト地にマルテンサイトを分散させた鋼板であって、低降伏比で引張強度が高く、しかも伸び特性にも優れているが、軟質なフェライトと硬質なマルテンサイトの界面が破壊の起点となるため、穴拡げ性が劣るという欠点がある。また、残留オーステナイト鋼板は、組織中に残留オーステナイトを生成させ、この残留オーステナイトが加工変形中に誘起変態して優れた延性を発揮するものであるが、やはり穴拡げ性に劣るという欠点を有している。

【0003】

このため、穴拡げ性と延性を両立する技術として、特許文献1～3に、フェライトを主体としたフェライト・ベイナイト組織からなる高強度薄鋼板が開示されている。ところが、自動車のさらなる軽量化指向、部品の複雑化等を背景に更に高い穴拡げ性が求められ上記技術では対応しきれない高度な加工性、高強度化が要求されている。

【特許文献1】特開2002-180188号公報

【特許文献2】特開2002-180189号公報

【特許文献3】特開2002-180190号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0004】

本発明は上記した従来の問題点を解決するためになされたものであって、延性を確保しつつ、優れた穴拡げ性をもつ高強度薄鋼板およびその製造方法を提供することを課題とする。

【課題を解決するための手段】

【0005】

穴拡げ特性は、組織の均一性に依存する特性である。一般に高強度鋼板はMnなど合金添加量が高いため、板内にMn偏析起因のバンド状の組織が見られる。従来穴拡げ性の改

10

20

30

40

50

善の検討は、ベースとなる正常部の組織制御に関するもので、偏析起因で発生する板内組織の不均一性についての検討はなされていなかった。本発明者らは、このバンド状組織が穴拡げ性を劣化させると考え、偏析起因のバンド状組織と穴拡げ性との関連に付いて鋭意研究を重ね、高強度薄鋼板において、板厚 t の $1/8t \sim 3/8t$ の範囲における Mn のミクロ偏析が、式(1)を満たすように制御することで、著しく穴拡げ性を改善できることを見出すことでこの発明をなすにいたったのである。

$$0.10 \leq \sigma_{Mn} / Mn \leq \dots (1)$$

ここで Mn は添加量、 σ_{Mn} は Mn ミクロ偏析測定における標準偏差である。

【0006】

また、本発明の穴拡げ性に優れた高強度薄鋼板は、質量%にて、
 $C: 0.01\%$ 以上、 0.20% 以下、 $Si: 2.0\%$ 以下、 $Al: 0.010\%$ 以上、 2.0% 以下、 $Mn: 0.5\%$ 以上、 3.0% 以下、 $P: 0.08\%$ 以下、 $S: 0.010\%$ 以下、 $N: 0.010\%$ 以下、を含有し、残部鉄及び不可避免的不純物からなる鋼組成を有し、

10

組織がフェライトを主体とするフェライト・ベイナイト組織であって、

板厚 t の $1/8t \sim 3/8t$ の範囲での Mn ミクロ偏析が、式(1)を満たす範囲にあることを特徴とするものである。

$$0.10 \leq \sigma_{Mn} / Mn \leq \dots (1)$$

ここで Mn は添加量、 σ_{Mn} は Mn ミクロ偏析測定における標準偏差である。

【0007】

20

上記した発明において鋼組成中にさらに、

$Nb: 0.005\%$ 以上、 0.10% 以下、 $Ti: 0.03\%$ 以上、 0.20% 以下、 $V: 0.005\%$ 以上、 0.10% 以下、 $Mo: 0.02\%$ 以上、 0.5% 以下、 $Cr: 0.1\%$ 以上、 5.0% 以下、 $Co: 0.01\%$ 以上、 5.0% 以下、 $W: 0.01\%$ 以上、 5.0% 以下の1種または2種以上を含有することができ、

鋼組成中にさらに、

Ca 、 Mg 、 Zr 、 REM の1種または2種以上を 0.0005% 以上、 0.05% 以下含有することができ、

鋼組成中にさらに、

$Cu: 0.04\%$ 以上、 2.0% 以下、 $Ni: 0.02\%$ 以上、 1.0% 以下、 $B: 0.0003\%$ 以上、 0.0070% 以下の1種または2種以上を含有することができる。

30

【0008】

本発明の穴拡げ性に優れた高強度薄鋼板の製造方法は、

請求項1～5の何れかに記載の高強度薄鋼板をスラブから製造する高強度薄鋼板の製造方法であって、

連続鋳造後冷却途中のスラブを、スラブの厚み t の $1/4t$ の位置における平均冷却速度を $100 \text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ 以上として、液相線温度から固相線温度の間を冷却した後に、そのまま又は $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ 以上に再加熱し、

次いで、熱延仕上げ温度を Ar_3 以上、 $970 \text{ }^\circ\text{C}$ 以下として熱間圧延を行い、引き続き $20 \text{ }^\circ\text{C}/\text{sec}$ 以上の平均冷却速度で冷却し、 $450 \text{ }^\circ\text{C}$ 超、 $600 \text{ }^\circ\text{C}$ 以下の温度で巻き取って熱延鋼板となすことを特徴とするものである。

40

【0009】

また、本発明の穴拡げ性に優れた高強度薄鋼板の製造方法は、

請求項1～5の何れかに記載の高強度薄鋼板をスラブから製造する高強度薄鋼板の製造方法であって、

連続鋳造後冷却途中のスラブを、スラブの厚み t の $1/4t$ の位置における平均冷却速度を $100 \text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ 以上として、液相線温度から固相線温度の間を冷却した後に、そのまま又は $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ 以上に再加熱し、

次いで、熱延仕上げ温度を Ar_3 以上、 $970 \text{ }^\circ\text{C}$ 以下として熱間圧延を行い、引き続き $20 \text{ }^\circ\text{C}/\text{sec}$ 以上の平均冷却速度で $800 \sim 600 \text{ }^\circ\text{C}$ まで冷却したうえ、 $2 \sim 7$ 秒空冷を行

50

い、さらに 20 /sec以上の平均冷却速度で冷却し、 450 超、 600 以下の温度で巻き取って、熱延鋼板となすことを特徴とするものである。

【0010】

また、本発明の穴抜け性に優れた高強度薄鋼板の製造方法は、

請求項1～5の何れかに記載の高強度薄鋼板をスラブから製造する高強度薄鋼板の製造方法であって、

連続鋳造後冷却途中のスラブを、スラブの厚み t の $1/4t$ の位置における平均冷却速度を 100 /min以上として、液相線温度から固相線温度の間を冷却した後に、そのまま又は 1100 以上に再加熱し、

次いで、熱延仕上げ温度を A_{r3} 以上、 970 以下として熱間圧延を行い、その後 650 以下の温度域まで平均で $10 \sim 200$ /secの冷却速度で冷却した後 650 以下の温度で巻き取って熱延鋼板となし、

当該熱延鋼板を、酸洗後圧下率 40% 以上の冷間圧延を施し、最高温度を $0.1 \times (A_{c3} - A_{c1}) + A_{c1}$ 以上、 $A_{r3} + 50$ 以下の温度で焼鈍した後に、 $0.1 \sim 100$ /secの平均冷却速度で 300 以上、 370 未満の温度域に冷却し、引き続いて同温度域で 1 秒 \sim 1000 秒保持して、冷延鋼板となすことを特徴とするものである。

【発明の効果】

【0011】

本発明の高強度薄鋼板は、Mnのミクロ偏析が従来よりも著しく小さいので、Mnの偏析が圧延方向に伸ばされたMnバンドが起こりにくい。従って、Mnバンド起因のバンド状組織を回避することができるので、穴抜け性が従来の高強度薄鋼板よりも優れる。

また、本発明の高強度薄鋼板の製造方法は、凝固時の冷却速度を高めた熱延鋼板を製造により、通常のスラブよりも凝固組織を微細にしてMnのミクロ偏析を小さいものとすることができる。よって、Mnバンドが小さく組織が均一であるので、従来よりも穴抜け性に優れた高強度薄鋼板を製造することができる。

また、本発明の高強度薄鋼板の製造方法は、上記の熱延鋼板を圧延、焼鈍して冷延鋼板を製造するので、従来よりもMnのミクロ偏析が小さく組織が均一である。したがって、従来よりも穴抜け性に優れた高強度薄鋼板を製造することができる。

本発明においては、凝固時の冷却速度が 100 /minより高くできれば、どのような手法で鋳造しても良い。例えば、連続鋳造において、スラブ厚を薄くすることや、インゴット鋳造において、インゴットのサイズを小さくすること、また、通常のスラブのうち、冷却速度の速い表層部分を切り出し、これを用いても良い。

【発明を実施するための最良の形態】

【0012】

本発明の穴抜け性に優れた高強度薄鋼板は、板厚 t の $1/8t \sim 3/8t$ の範囲におけるMnのミクロ偏析が、式(1)を満たすことを特徴とする。

$$0.10 < \sigma_{Mn} \leq 0.15 \quad \dots (1)$$

ここで、 σ_{Mn} はMnミクロ偏析測定における標準偏差である。標準偏差は、EPM A (X線マイクロアナライザー)を用いて、板厚断面を研磨した試料を板厚方向に線分析することにより得られたMn濃度分布データから求めた。

【0013】

が、 $0.10 < \sigma_{Mn}$ の場合には、Mn濃度のばらつきが大きく、Mnのミクロ偏析が十分小さくない。このためMnのミクロ偏析が圧延方向に伸ばされて比較的大きなMnバンドを形成するので、組織を均一なものとすることができない。また、板厚方向に強度が大きくばらつくことになって、穴抜け性に優れた高強度薄鋼板を得ることができない。したがって、Mnのミクロ偏析は、 $0.10 < \sigma_{Mn}$ の関係を満たさねばならない。成形性の要求が高い場合には、ミクロ偏析は、(2)式を満たすものとするのが望ましい。これによって、組織をさらに均一化して穴抜け性を高めることができるからである。

$$0.05 < \sigma_{Mn} \leq 0.10 \quad \dots (2)$$

この条件は冷却の遅い板厚 t の $1/8t \sim 3/8t$ の範囲において満たされる必要がある。なお

、高強度薄鋼板とは、高強度薄鋼板または高強度薄鋼板をいう。

【0014】

以下に本発明の高強度薄鋼板の化学成分の限定理由を説明する。

Cは、ベイナイトを形成して鋼の強度を高めるのに重要な元素である。Cの含有量が0.01%未満では強度を十分高めることができない。一方、0.20%を超えると延性の低下が大きくなる。従って、本発明におけるCの範囲は、0.01%以上、0.20%以下とする。なお、穴掘り性の要求が高い場合にはCの上限は、0.05%とするのが望ましい。

【0015】

Siはフェライトを形成して延性を確保するために重要な元素である。しかし、2.0%を超える添加により延性が低下するほか化成処理性も低下するので、Siの添加量は2.0%以下とする。なお、化成処理性の要求が高い場合には、1.3%以下とするのが望ましい。また、Siは脱酸のために添加されるが、0.01%未満では脱酸効果が十分でないので、Siの下限は、0.01%とするのが望ましい。

10

【0016】

Alは、脱酸剤として重要である。この目的のためにはAlは0.010%以上添加する必要がある。一方、Alを過度に添加しても上記効果は飽和し、かえって鋼を脆化させるため、その上限を2.0%とした。なお、化成処理性の要求が高い場合には、1.5%以下とするのが望ましい。

【0017】

Mnは鋼の焼入れ性を高めて強度を高めるのに必要である。Mnが0.5%未満では、強度を十分高めることができない。しかし、Mnが3.0%を超えると、Mnバンドが形成されやすいほか、焼入れ性が必要以上に高まるため強度上昇を招きこれにより延性が低下する。なお、伸びの要求が高い場合には、Mnの添加量は2.0%以下とするのが望ましい。

20

【0018】

Pは含有量が多いと粒界へ偏析するために局部延性を劣化させる。また、溶接性を劣化させる。従って、上限を0.08%とする。なお、Pをいたずらに低減させることは、製鋼段階での精錬時のコストアップにつながるため、下限は0.001%とするのが望ましい。

30

【0019】

Sは、MnSを形成して局部延性、溶接性を著しく劣化させる元素である。従って、上限を0.010%とする。なお、下限は精錬コストの問題から0.0005%とするのが望ましい。

【0020】

Nは、AlNを析出して結晶粒を微細化するのに重要である。Nが0.010%を超えて含有すると固溶窒素が残存して延性が低下することとなるので、上限を0.010%とする。なお、精錬時のコストの問題から下限を0.0010%とするのが望ましい。

【0021】

Nb、Ti、Vは、微細な炭窒化物を析出して鋼を強化する。また、Mo、Cr、Co、Wは焼き入れ性を高めて鋼を強化する。このためにはNb:0.005%以上、Ti:0.03%以上、V:0.005%以上、Mo:0.02%以上、Cr:0.1%以上、Co:0.01%以上、W:0.01%以上、の1種または2種以上を含有する必要がある。しかし、Nb:0.10%超、Ti:0.20%超、V:0.10%超、Mo:0.5%超、Cr:5.0%超、Co:5.0%超、W:5.0%超を添加しても、強度上昇の効果は飽和するのみならず、延性の低下をもたらすこととなる。

40

【0022】

鋼板はさらに、Ca、Mg、Zr、REM(希土類元素)の1種または2種以上を、単独または合計で0.0005以上、0.02%以下含有することができる。Ca、Mg、Zr、REMは、硫化物や酸化物の形状を制御して局部延性や穴掘り性を向上させる。この

50

目的のためには、これらの元素の1種または2種以上を単独または合計で0.0005%以上添加する必要がある。しかし、過度の添加は加工性を劣化させるため、その上限を0.05%とした。

【0023】

鋼板はさらに、Cu:0.04%以上、2.0%以下、Ni:0.02%以上、1.0%以下、B:0.0003%以上、0.0070%以下の1種または2種以上を含有することができる。これらの元素も焼入れ性を向上させて鋼の強度を高めることができるが、Cu:0.04%未満、Ni:0.02%未満、B:0.0003%未満では鋼を強化する効果が小さい。一方、Cu:2.0%超、Ni:1.0%超、B:0.0070%超添加しても、強度上昇の効果は飽和するし、延性の低下をもたらすこととなる。

10

【0024】

鋼板は、以上の元素のほかSn、Asなどの不可避免的に混入する元素を含み、残部鉄からなる。

【0025】

本発明の穴拡げ性に優れた高強度薄鋼板は、組織がフェライトを主体とするフェライト・ベイナイトからなる。フェライトの量が少ないと延性の低下が大きくなるため、フェライト相分率を50%以上とすることが望ましい。また、ベイナイトを存在させ、混合組織化を図ることで強度と延性を両立することが可能となる。なお、ベイナイトには少量の残留オーステナイトを含むことができる。

【0026】

以下に本発明に係る高強度薄鋼板の製造方法について説明する。

本発明の高強度薄鋼板を製造するに際しては、鑄造スラブを、液相線温度から固相線温度の間を100 /min以上の平均冷却速度で冷却する。ここでの平均冷却速度は、スラブの中間部(厚みtのスラブの1/4tの位置)における平均冷却速度を指す。本発明においては、凝固時の冷却速度が100 /minより高くできれば、どのような手法で鑄造しても良い。例えば、連続鑄造において、スラブ厚を薄くすることや、インゴット鑄造において、インゴットのサイズを小さくすること、また、通常のスラブのうち、冷却速度の速い表層部分を切り出し、これを用いても良い。例えば、連鑄スラブの厚さを変化させる場合には、スラブの厚みを、100~30mmとするのが望ましい。厚みが100を超えるとスラブを十分大きい冷却速度で冷却することができないからであり、30mm未満とすると鑄造速度が大きくなって湯面変動、ブレイクアウトなどを引き起こし、スラブを安定して鑄造することが困難となるからである。

20

30

【0027】

また、液相線温度から固相線温度の間の平均冷却速度が、100 /min未満の場合には、溶鋼を急速に凝固させることができず、Mnのミクロ偏析を、0.10 /Mn、の関係を満たすような小さいものとすることができず、穴拡げ性の改善効果が得られない。したがって、当該平均冷却速度は100 /min以上とする。特に高い穴拡げ性が求められる場合は、更にミクロ偏析を低減させるために200 /min以上とすることが望ましい。

【0028】

冷却後のスラブは、そのまま熱間圧延に供することができる。あるいは、1100 未満に冷却されていた場合には、トンネル炉などで1100 以上、1300 以下に再加熱することができる。1100 未満の温度では熱間圧延において仕上げ温度を確保することが困難であり、延性低下の原因となる。また、Ti、Nbを添加した鋼板では加熱時の析出物の溶解が不十分となるため、強度低下の原因となる。一方、1300 超ではスケールの生成が大きくなって鋼板の表面性状を良好なものとするすることができないからである。

40

【0029】

次いで、仕上げ温度をAr₃以上、970 以下としてスラブを熱間圧延する。仕上げ温度が、Ar₃ 未満では(+)2相域圧延となり、延性の低下があるからであり、970 を超えるとオーステナイト粒径が粗大になってフェライト相分率が低下し、延性が

50

低下するからである。

【0030】

熱間圧延後、鋼板は20 /sec以上の平均冷却速度で冷却し、450 超、600 以下の温度で巻き取る。冷却速度が20 /sec未満の場合には、延性低下の原因となるパーライトが生成するためである。また、巻き取り温度が600 超ではフェライトの生成が遅くなるとともにパーライトが生成しやすくなって、所望とするフェライト・ベイナイト組織を得ることができない。パーライト相の生成は穴拡げ性を低下させる。一方、450 以下で巻き取った場合には、組織中にマルテンサイトが生成して穴拡げ性を低下させたり、残留オーステナイト相が増加することで、2次加工割れは発生しやすくなるからである。したがって、鋼板は20 /sec以上の冷却速度で冷却したのち、450 超、600 以下の温度で巻き取る。

10

【0031】

また、鋼板は熱間圧延後、20 /sec以上の平均冷却速度で800 ~ 600 まで一次冷却したうえ、2 ~ 7秒空冷を行い、さらに20 /sec以上の平均冷却速度で二次冷却し、450 超、600 以下の温度で巻き取ることによっても、穴拡げ性に優れた高強度薄鋼板を製造することができる。熱間圧延後の冷却温度が800 以上では、その後の空冷でのフェライトの生成が遅い。一方、600 より低い場合には穴拡げ性に有害なパーライトが早期に生成しやすいからである。冷却後は2 ~ 7秒空冷するが、空冷が2秒未満ではフェライト変態を十分にさせることができないからであり、7秒を超えるとパーライトが生成され、穴拡げ性を低下させる。

20

【0032】

空冷後は再び20 /sec以上の平均冷却速度で冷却した後、450 超、600 以下の温度で巻き取る。20 /sec以上で巻き取るのは、20 /sec未満の冷却速度では、有害なパーライトが生成するからである。450 超、600 以下の温度で巻き取る理由は既記した。

以上のようにスラブを高速で冷却した後に、温度を制御して熱間圧延を行って巻き取ることによって、Mnのミクロ偏析が小さく組織が均一で、フェライト・ベイナイト組織を有する高強度薄鋼板を製造することができる。

【0033】

また、本発明の穴拡げ性に優れた高強度薄鋼板は、以下のようにして製造することができる。すなわち、上記したような化学成分を有する鑄造スラブを、スラブ中間部の平均冷却速度を100 /min以上として、液相線温度から固相線温度の間を冷却した後に、そのまま若しくは1100 以上に再加熱する。スラブの冷却において温度を制御する理由は既記したとおりである。

30

【0034】

次いで、仕上げ温度を A_{r3} 以上、970 以下として熱間圧延を行い、その後650 以下の温度域まで平均で10 ~ 100 /secの冷却速度で冷却した後650 以下の温度で巻き取って、上記したような熱延鋼板となす。仕上げ温度の限定理由は既記したとおりである。熱間圧延後の冷却温度が650 より高い場合には、パーライトが生成し、焼鈍で十分に溶かすことが出来ないため、局部延性、穴拡げ性を低下させる。また、冷却速度が10 /sec未満ではパーライトが生成しやすいからであり、100 /sec超では巻き取り温度の制御が困難となるからである。

40

【0035】

以上のようにして製造した熱延鋼板を、酸洗後圧下率40%以上の冷間圧延を施し、最高温度を $0.1 \times (A_{c3} - A_{c1}) + A_{c1}$ 以上、 $A_{r3} + 50$ 以下の温度で焼鈍した後に、0.1 ~ 100 /secの平均冷却速度で300 ~ 370 の温度域に冷却し、引き続き同温度域で1秒 ~ 1000秒保持することによって、穴拡げ性に優れた高強度薄鋼板を製造することができる。

【0036】

冷延鋼板の製造において、圧下率が40%未満では焼鈍後の結晶粒を微細なものとする

50

ことができないので、圧下率は40%以上とする。

また、焼鈍の最高温度は、 $0.1 \times (Ac_3 - Ac_1) + Ac_1$ 以上、 $Ar_3 + 50$ 以下とする必要がある。最高温度が、 $0.1 \times (Ac_3 - Ac_1) + Ac_1$ () 未満の場合には、焼鈍温度で得られるオーステナイト量が少ないので、鋼板中に所望の量のベイナイトを生成させることができない。また、焼鈍温度の高温化はオーステナイトの粗大化を招き、延性が低下する他、製造コストの上昇をまねくために、焼鈍温度の上限を $Ar_3 + 50$ 以下とした。

【0037】

焼鈍後の冷却は、オーステナイト相からフェライト相への変態を促すために重要である。この冷却速度を 0.1 /sec 未満にするとパーライトが生成されるため局部延性、穴 10
拡げ性が低下する他、強度の低下を生じるために、この冷却速度の下限を 0.1 /sec とした。一方、冷却速度が 100 /sec 超の場合にはフェライト変態を十分進行させることができないので延性が低下する。従って、焼鈍後の冷却速度は、 $0.1 \sim 200$ /sec とする。

【0038】

冷却温度は、 300 以上、 370 以下とする。 300 未満ではマルテンサイトが発生し穴 20
拡げ性が低下するためであり、 370 を超えると残留オーステナイトが増加し、2次加工割れの原因となる。

そして、鋼板をその温度域で $1 \sim 1000$ 秒保持する。 1 秒未満では、ベイナイトを十分生成させることができないからであり、 1000 秒までの保持で目的とするベイナイト 20
量を生成させることができるからである。

【0039】

以上のようにスラブを高速で冷却した後に、温度を制御して熱延鋼板を製造し、この熱延鋼板を冷延、焼鈍することによって、Mnのミクロ偏析が小さく組織が均一で、フェライト・ベイナイト二相組織の高強度薄鋼板を製造することができる。

【0040】

以下、実施例に基づき本発明を詳細に説明する。

転炉で溶製した表1に示す化学成分の鋼を、鑄造した。このとき、スラブの1/4tにおける液相線温度から固相線温度間の冷却速度を表2、3に示すように変化させた。これらのスラブを熱間圧延に供して熱延鋼板、ならびに冷延鋼板を製造した。熱延鋼板の製造条 30
件、材料特性を表2に、冷延鋼板の製造条件、材料特性を表3に示す。

【0041】

【表 1】

鋼	質量%											Ar3 ℃	備考		
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	Ti	V	Mo			Cr	Co
A	0.035	0.700	1.900	0.010	0.002	0.040	0.0030	0.020	-	-	-	-	-	-	発明鋼
B	0.020	0.100	2.800	0.010	0.002	0.040	0.0030	-	-	-	-	-	-	-	Ca:0.0010 発明鋼
C	0.070	0.750	2.800	0.010	0.002	0.020	0.0035	-	-	-	-	-	-	-	発明鋼
D	0.030	1.000	1.200	0.010	0.002	0.030	0.0030	0.050	-	-	-	-	0.020	0.030	Mg:0.005 発明鋼
E	0.065	0.700	2.300	0.010	0.003	0.035	0.0040	-	-	-	-	-	-	-	発明鋼
F	0.130	1.000	2.200	0.010	0.003	0.030	0.0040	-	0.030	-	-	-	-	-	発明鋼
G	0.120	0.500	2.150	0.010	0.004	0.035	0.0030	-	0.100	-	-	-	-	-	発明鋼
H	0.150	0.450	2.500	0.010	0.003	0.040	0.0040	-	0.030	-	-	-	-	-	発明鋼
I	0.070	0.010	1.300	0.010	0.004	1.200	0.0030	-	0.030	-	0.030	-	-	-	B:0.005,REM:0.01 発明鋼
J	0.040	1.000	1.300	0.008	0.001	0.035	0.0030	0.035	0.130	-	-	-	-	-	発明鋼
K	0.100	0.020	2.100	0.008	0.003	0.800	0.0035	0.010	-	0.270	-	-	-	-	発明鋼
L	0.070	0.500	1.550	0.010	0.002	0.030	0.0040	0.010	-	0.280	-	-	-	-	発明鋼
M	0.120	0.500	2.150	0.010	0.004	0.035	0.0035	-	0.025	-	-	-	-	-	発明鋼
N	0.080	0.020	1.500	0.012	0.002	1.700	0.0035	-	-	-	-	-	-	-	Ca:0.0015 発明鋼
O	0.030	1.300	1.300	0.011	0.003	0.350	0.0035	0.030	0.050	-	1.0	-	-	-	Zr:0.02,Cu:0.4,Ni:0.2 発明鋼
P	0.250	0.100	3.400	0.008	0.003	0.020	0.0040	-	-	-	-	-	-	-	比較鋼
q	0.060	0.200	1.400	0.020	0.003	1.000	0.0110	-	-	-	-	-	-	-	比較鋼
r	0.060	0.100	1.500	0.020	0.003	0.030	0.0030	-	-	-	5.5	-	-	-	比較鋼
s	0.040	0.700	1.500	0.020	0.004	2.500	0.0030	0.150	0.250	-	-	-	-	-	比較鋼

*但し、Ar3=896-509(C%)+26.9(Si%)-63.5(Mn%)+229(P%)

【表 2】

試験番号	鋼	製造時のスラブ1/4tにおける液相線温度から固相線温度間の平均冷却速度 °C/min	加熱温度 °C	仕上温度 °C	一次冷却速度 °C/s	空冷開始温度 °C	空冷時間 s	二次冷却速度 °C/s	捲取温度 °C	式(1)右辺	引張強さ N/mm ²	伸び %	穴掘げ性 %	備考
1	A	270	1200	840	64	680	3	28	500	0.01	634	26.6	131	発明鋼
2	A	210	1200	840	64	680	2	28	500	0.02	614	28.3	138	発明鋼
3	A	160	1200	840	64	680	3	28	500	0.04	644	25.6	122	発明鋼
4	A	110	1200	840	64	680	3	28	500	0.07	634	26.5	123	発明鋼
5	A	20	1200	840	64	680	2	28	500	0.19	639	22.8	71	比較鋼
6	A	5	1200	840	64	680	2	28	500	0.29	637	20.0	49	比較鋼
7	B	270	1150	820	30	-	-	-	460	0.04	617	26.8	128	発明鋼
8	B	20	1150	820	30	-	-	-	460	0.22	607	21.5	68	比較鋼
9	C	270	1150	820	64	660	2	32	450	0.01	889	18.9	81	発明鋼
10	C	160	1050	700	27	660	8	2	650	0.08	839	8.7	49	比較鋼
11	D	270	1250	900	33	-	-	-	500	0.01	661	25.5	125	発明鋼
12	D	160	1250	900	33	-	-	-	500	0.03	646	27.8	128	発明鋼
13	F	270	1200	860	72	680	3	34	460	0.01	936	17.9	72	発明鋼
14	F	160	1200	860	10	850	4	15	460	0.05	886	10.2	78	比較鋼
15	F	20	1200	860	4	850	2	60	460	0.20	936	14.2	30	比較鋼
16	H	270	1140	850	64	690	2	35	460	0.03	934	19.7	71	発明鋼
17	H	160	1140	850	64	690	2	35	460	0.06	946	16.7	62	発明鋼
18	I	210	1120	830	60	680	2	22	550	0.01	499	33.9	160	発明鋼
19	I	20	1120	830	60	680	2	22	550	0.17	511	30.8	96	比較鋼
20	J	210	1250	920	96	680	3	28	500	0.01	805	21.0	96	発明鋼
21	J	160	1250	920	96	680	2	28	500	0.03	817	19.3	96	発明鋼
22	J	20	1250	920	96	680	1	28	500	0.17	829	17.0	36	比較鋼
23	K	270	1220	820	60	670	3	29	480	0.01	842	20.0	89	発明鋼
24	K	160	1220	820	88	600	4	18	480	0.05	827	9.6	83	比較鋼
25	O	210	1250	900	33	-	-	-	500	0.01	734	22.9	109	発明鋼
26	O	160	1250	900	21	-	-	-	650	0.03	684	24.3	96	比較鋼
27	P	160	1120	820	56	680	2	31	480	0.09	878	9.6	51	比較鋼
28	q	160	1120	850	68	680	2	31	480	0.03	517	24.3	154	比較鋼
29	r	160	1120	850	68	680	2	31	480	0.03	519	22.1	153	比較鋼
30	s	160	1250	900	88	680	2	31	480	0.03	935	7.6	51	比較鋼

* 一次冷却速度は、仕上げ圧延終了から空冷開始間の平均冷却速度
 但し、空冷開始温度、空冷時間、二次冷却速度が「-」のものは、一次冷却速度は、仕上げ圧延から捲取までの平均冷却速度
 * 二次冷却速度は空冷終了後、捲取までの平均冷却速度

先ず、熱延鋼板製造の試験結果について表 1、2 により説明する。

鋼 A ~ O は、化学成分が本発明の範囲内にある鋼である。これに対し、鋼 p は C、Mn が本発明の範囲より高く、鋼 s は Nb、Ti が本発明の範囲より高い。このため試験番号 22, 30 に示すとおり、強度は高いが伸び、穴拡げ性が著しく低いものとなった。

鋼 q は N が本発明の範囲より高く、鋼 r は Cr が本発明の範囲より高く、また、このため試験番号 28, 29 に示すとおり、伸びが低いものとなってしまった。

【0045】

試験番号 5, 6, 8, 15, 19, 22 のものは、鋼は本発明の範囲内にある化学成分を有するが、鑄造時のスラブの冷却において、液相線温度から固相線温度の間の冷却速度が 100 /min より大幅に小さい。このため式(1)の右辺、即ち Mn のミクロ偏析の指数 /Mn が 0.1 より大きくなってしまい、大きな Mn バンドが形成されて組織が不均一なものとなって穴拡げ性の低い熱延鋼板となってしまった。

【0046】

試験番号 10 のものは、熱延前の加熱温度ならびに熱延の仕上げ温度が低く、一次冷却後の空冷時間が長く、二次冷却速度が小さく、且つ巻取り温度が本発明の範囲より高い。このため組織中にパーライトが生成して伸び、穴拡げ性の値が小さいものとなった。

試験番号 14 のものは、熱延後の一次冷却速度が小さく、空冷開始温度が高く、二次冷却速度も小さい。このため、冷却中にパーライトが生成して伸び、穴拡げ性の値が低いものとなった。

試験番号 24 のものは、空冷開始温度が低い。このため十分な量のフェライトを析出させることができず伸びの値が低いものとなった。

試験番号 26 のものは、巻取り温度が高いためパーライトが生成して、伸び、穴拡げ性に劣るものであった。

【0047】

以上のような比較鋼に対して、試験番号 1 ~ 4, 7, 9, 11 ~ 13, 16 ~ 18, 20, 21, 23, 25 のものは、供試鋼の化学成分が適正であって、スラブの冷却条件、熱延条件、熱延後の冷却条件も本発明の範囲内であったので、Mn のミクロ偏析が小さくフェライトを主体とする均一なフェライト・ベイナイト組織を得ることができた。その結果、強度、延性バランスに優れた高強度薄鋼板を製造することができた。なお、図 1 には本発明鋼の伸びを比較鋼と比較して、図 2 には本発明鋼の穴拡げ性を比較鋼と比較して示す。同一強度で見た場合、本発明の薄鋼板は優れた伸びと穴拡げ性を有することが分かる。

【0048】

次に、冷延鋼板製造の試験結果について表 1、3 により説明する。

鋼 p ~ s は、既記したとおり C、Mn、N などの化学成分の少なくとも一種が本発明の範囲より高い。このため試験番号 58 ~ 61 に示すとおり、伸びや穴拡げ性が低いものとなってしまった。

【0049】

試験番号 37, 38, 46, 50, 53 のものは、鋼は本発明の範囲内にある化学成分を有するが、鑄造時のスラブの冷却において、液相線温度から固相線温度の間の冷却速度が 100 /min より大幅に小さい。このため Mn のミクロ偏析の指数 /Mn (式(1)の右辺) が 0.10 より大きく、粗大な Mn バンドが形成されて組織が不均一なものとなってしまった結果、穴拡げ性の低い冷延鋼板となってしまった。

【0050】

試験番号 32 のものは、焼鈍の最高加熱温度が 700 と低い。このため十分な再結晶ができず、伸びが低い。

試験番号 40 のものは、熱延前の加熱温度および冷延の圧下率が低い。このため、結晶粒が粗大なものとなって、伸びが低い。

試験番号 43, 57 のものは、焼鈍後の冷却速度が本発明の範囲より小さい。このため冷却中にパーライトが生成して伸び、穴拡げ性の低いものとなってしまった。

【0051】

10

20

30

40

50

以上のような比較例に対して、試験番号 31, 33~36, 39, 41, 42, 44, 45, 47~49, 51, 52, 54~56 のものは、供試鋼の化学成分が適正であって、スラブの冷却条件、熱延条件、冷延の圧下率ならびに焼鈍条件が本発明の範囲内であったので、Mn のミクロ偏析が小さく、フェライトを主体とする均一なフェライト・ベイナイト組織を得ることができた。その結果、伸びと穴拡げ性に優れた高強度薄鋼板を製造することができた。

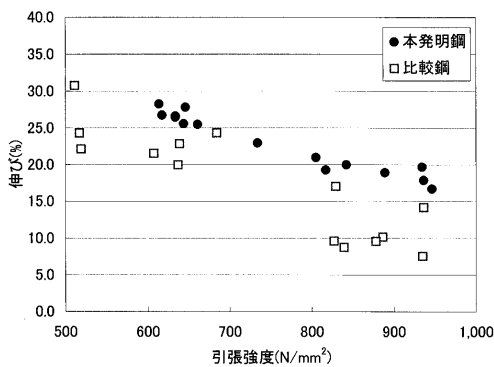
なお、図 3 には本発明鋼の伸びを比較鋼と比較して、図 4 には本発明鋼の穴拡げ性を比較鋼と比較して示す。本発明に係る冷延鋼板は比較鋼に対して優れた伸びと穴拡げ性を有することが分かる。

【図面の簡単な説明】

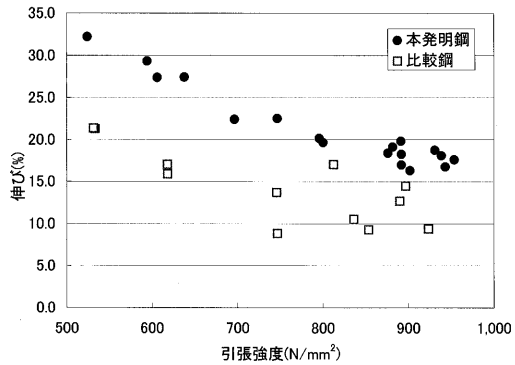
【0052】

- 【図 1】本発明に係る熱延鋼板の伸びを比較鋼と比較して示すグラフである。
- 【図 2】本発明に係る熱延鋼板の穴拡げ率を比較鋼と比較して示すグラフである。
- 【図 3】本発明に係る冷延鋼板の伸びを比較鋼と比較して示すグラフである。
- 【図 4】本発明に係る冷延鋼板の穴拡げ率を比較鋼と比較して示すグラフである。

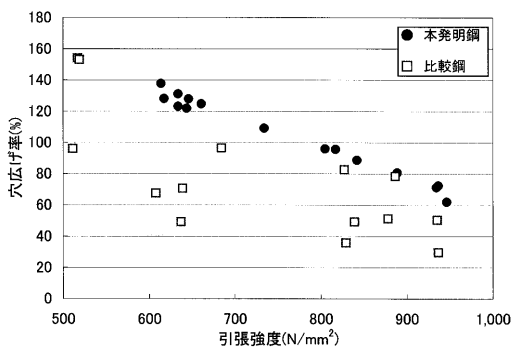
【図 1】



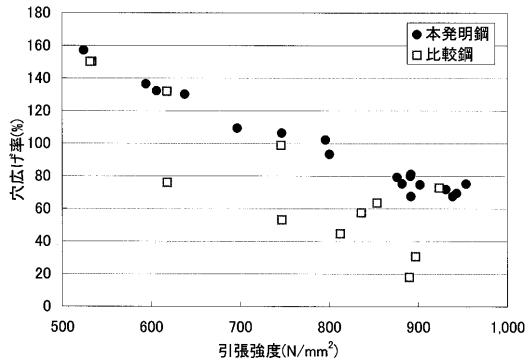
【図 3】



【図 2】



【図 4】



フロントページの続き

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード(参考)
B 2 2 D 11/124 (2006.01)	B 2 2 D 11/124	L
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 1 D 9/46	G
C 2 2 C 38/06 (2006.01)	C 2 1 D 9/46	T
C 2 2 C 38/58 (2006.01)	C 2 2 C 38/06	
	C 2 2 C 38/58	

(72)発明者 溝口 利明
愛知県東海市東海町5 - 3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内

(72)発明者 上島 良之
愛知県東海市東海町5 - 3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内

(72)発明者 谷口 裕一
千葉県富津市新富2 0 - 1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(72)発明者 後藤 貢一
愛知県東海市東海町5 - 3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内

(72)発明者 福田 修史
愛知県東海市東海町5 - 3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内

F ターム(参考) 4E002 AA07 AD01 AD05 BC05 BC07 BD02 BD03 BD07 BD09 CB01
4E004 KA12 MC01 MD05 NB01 NC04
4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA09 EA10 EA11 EA13 EA14 EA15
EA16 EA17 EA18 EA19 EA20 EA23 EA25 EA27 EA28 EA31
EA32 EA33 EA35 EA36 EB05 EB07 EB08 EB09 EB11 EC04
FA02 FA03 FC02 FC03 FC04 FC07 FD03 FD04 FE01 FE02
FG00 FJ04 FJ05 FJ06 FK01 FK02 FK03