

(19)日本国特許庁(JP)

## (12)特許公報(B1)

(11)特許番号  
特許第7522980号  
(P7522980)

(45)発行日 令和6年7月26日(2024.7.26)

(24)登録日 令和6年7月18日(2024.7.18)

(51)国際特許分類

F I

C 2 2 C	38/00	(2006.01)	C 2 2 C	38/00	3 0 1 W
C 2 2 C	38/14	(2006.01)	C 2 2 C	38/00	3 0 1 A
C 2 2 C	38/60	(2006.01)	C 2 2 C	38/14	
C 2 1 D	9/46	(2006.01)	C 2 2 C	38/60	
C 2 1 D	8/02	(2006.01)	C 2 1 D	9/46	T

請求項の数 7 (全19頁) 最終頁に続く

(21)出願番号 特願2024-518860(P2024-518860)  
 (86)(22)出願日 令和5年11月17日(2023.11.17)  
 (86)国際出願番号 PCT/JP2023/041536  
 審査請求日 令和6年3月28日(2024.3.28)  
 (31)優先権主張番号 特願2022-186157(P2022-186157)  
 (32)優先日 令和4年11月22日(2022.11.22)  
 (33)優先権主張国・地域又は機関  
 日本国(JP)  
 早期審査対象出願

(73)特許権者 000001258  
 J F E スチール株式会社  
 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号  
 (74)代理人 100184859  
 弁理士 磯村 哲朗  
 (74)代理人 100123386  
 弁理士 熊坂 晃  
 (74)代理人 100196667  
 弁理士 坂井 哲也  
 (74)代理人 100130834  
 弁理士 森 和弘  
 (72)発明者 長谷川 寛  
 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号  
 J F E スチール株式会社内  
 (72)発明者 松田 広志

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 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 4 ~ 0 . 1 8 %、

S i : 0 . 1 ~ 3 . 0 %、

M n : 0 . 5 ~ 3 . 5 %、

P : 0 % 超 0 . 0 5 0 % 以下、

S : 0 % 超 0 . 0 1 0 % 以下、

A l : 0 % 超 1 . 5 % 以下、

N : 0 % 超 0 . 0 1 0 % 以下、

O : 0 % 超 0 . 0 0 3 % 以下、および

T i : 0 . 0 4 0 ~ 0 . 1 5 0 % を含み、

残部が F e および不可避免的不純物からなる成分組成を有し、

鋼組織は、ベイナイトを主相とし、残留オーステナイトが体積率で 3 % 未満であり、

T i 含有量に対する固溶 T i 量の比である (固溶 T i 量 / 全 T i 量) が 0 . 3 0 以上 0 .

8 0 未満であり、

粒径 1 0 0 n m 以上の析出物として存在している T i 量が 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 3 0 質量%  
である、高強度熱延鋼板。

## 【請求項 2】

前記成分組成が、さらに、質量%で、

10

20

Cr : 0 . 0 0 5 ~ 2 . 0 %、  
 Cu : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 5 %、  
 Ni : 0 . 0 0 5 ~ 2 . 0 %、  
 Mo : 0 . 0 0 5 ~ 1 . 0 %、  
 V : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 5 %、  
 B : 0 . 0 0 0 2 ~ 0 . 0 0 5 0 %、  
 Ca : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 0 5 0 %、  
 REM : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 0 5 0 %、  
 Sb : 0 . 0 0 1 0 ~ 0 . 1 0 %、および  
 Sn : 0 . 0 0 1 0 ~ 0 . 5 0 %

10

のうちから選ばれる 1 種または 2 種以上を含む、請求項 1 に記載の高強度熱延鋼板。

【請求項 3】

粒径 1 0 0 n m 以上の析出物として存在している Fe 量が、0 質量% 超 0 . 1 0 0 質量% 以下である、請求項 1 または 2 に記載の高強度熱延鋼板。

【請求項 4】

請求項 1 または 2 に記載の高強度熱延鋼板の製造方法であって、  
 前記成分組成を有するスラブを 1 1 5 0 ~ 1 3 0 0 の温度域に加熱し、該温度域で 0 . 2 ~ 3 . 5 時間保持し、

次いで、熱間圧延を施すに際し、

1 0 8 0 以上の温度域で合計圧下率 8 0 ~ 9 0 % の粗圧延を施した後、仕上げ圧延を施し、かつ前記仕上げ圧延では、下記式で求められる  $T ( )$  以下での 1 パスあたりの圧下率が 2 5 % 以下となる条件で圧延し、仕上げ圧延終了後、1 . 0 s 以上放冷し、

20

次いで、5 5 0 までの温度域を 5 0 / s 以上の平均冷却速度で冷却し、その後、Ms 点 ( ) 以上 5 5 0 以下の巻取り温度で巻き取る、高強度熱延鋼板の製造方法。

$T ( ) = 8 0 0 + 1 0 0 0 [ T i ]$

ただし、[ T i ] は、T i の含有量 ( 質量% ) である。

【請求項 5】

請求項 3 に記載の高強度熱延鋼板の製造方法であって、  
 前記成分組成を有するスラブを 1 1 5 0 ~ 1 3 0 0 の温度域に加熱し、該温度域で 0 . 2 ~ 3 . 5 時間保持し、

30

次いで、熱間圧延を施すに際し、

1 0 8 0 以上の温度域で合計圧下率 8 0 ~ 9 0 % の粗圧延を施した後、仕上げ圧延を施し、かつ前記仕上げ圧延では、下記式で求められる  $T ( )$  以下での 1 パスあたりの圧下率が 2 5 % 以下となる条件で圧延し、仕上げ圧延終了後、1 . 0 s 以上放冷し、

次いで 5 5 0 までの温度域を 5 0 / s 以上の平均冷却速度で冷却し、その後、Ms 点 ( ) 以上 5 5 0 以下の巻取り温度で巻き取る、高強度熱延鋼板の製造方法。

$T ( ) = 8 0 0 + 1 0 0 0 [ T i ]$

ただし、[ T i ] は、T i の含有量 ( 質量% ) である。

【請求項 6】

5 5 0 までの温度域を 5 0 / s 以上の平均冷却速度で冷却してから巻き取るまでの間に、4 8 0 ~ 5 5 0 の温度域の冷却停止温度で冷却を停止し、該冷却停止温度  $\pm 2 0$  で 0 . 5 ~ 4 . 0 s 保持した後、前記巻取り温度で巻き取る、請求項 4 に記載の高強度熱延鋼板の製造方法。

40

【請求項 7】

5 5 0 までの温度域を 5 0 / s 以上の平均冷却速度で冷却してから巻き取るまでの間に、4 8 0 ~ 5 5 0 の温度域の冷却停止温度で冷却を停止し、該冷却停止温度  $\pm 2 0$  で 0 . 5 ~ 4 . 0 s 保持した後、前記巻取り温度で巻き取る、請求項 5 に記載の高強度熱延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

50

## 【0001】

本発明は、高強度熱延鋼板及びその製造方法に関し、特に、自動車用部品の素材として好適な、高強度熱延鋼板及びその製造方法に関するものである。

## 【背景技術】

## 【0002】

自動車の衝突安全性改善と燃費向上の観点から、自動車用部品に用いられる熱延鋼板には、高強度化が求められている。一方で、高強度化した熱延鋼板では、プレス時に加工性不足に起因した割れ発生が顕著となるため、プレス工法や鋼板の加工性の改善が必要とされる。工法に関しては、鋼板（原板）を加熱することで加工性の改善を図る検討がされている。なお、本明細書において、鋼板（原板）を部品に加工等する際に加える加熱処理を、後加熱ともいう。また一方で、鋼板に関しては、後加熱して加工した後（後加熱加工後）の部品の特性を考慮した開発が行われている。加えて、後加熱の前段階であるトリム工程にて端面割れが生じるとプレス成形性を劣化させるばかりでなく、疲労特性の低下を招くなど様々な不具合の起点となるため、トリム端面の安定性、すなわち優れた打抜き性も要求される。このような種々の課題に対し、様々な工法、鋼板の開発がなされてる。

10

## 【0003】

特許文献1には、加工温度（後加熱の加熱温度）を400～1000 とすることで伸びフランジ性を改善した工法に関する技術が開示されている。特許文献2には、TSが730MPa以上の高強度熱延鋼板に関する技術が開示されている。特許文献2に開示された熱延鋼板では、ベイナイトを主相とし、全Ti量の80%以上を固溶Tiとした組織とする。これにより、500～Ac1変態点の温度域に加熱し60min間保持する熱処理を施した後のYS（降伏強さ）およびTS増加量が100MPa以上である熱処理硬化性が得られる。特許文献3には、マルテンサイトおよび/または焼戻しマルテンサイトを主相とした組織を有する、靱性、打抜き性および耐遅れ破壊特性等に優れた熱延鋼板に関する技術が開示されている。

20

## 【先行技術文献】

## 【特許文献】

## 【0004】

【文献】特開2002-113527号公報

【文献】特開2015-57514号公報

【文献】特開2018-188675号公報

30

## 【発明の概要】

## 【発明が解決しようとする課題】

## 【0005】

しかしながら、特許文献1では、後加熱後の強度や靱性等の部品としてのパフォーマンスを考慮しておらず、改善の余地がある。特許文献2に開示された鋼板は、熱処理後の強度上昇と炭化物の微細析出が顕著なため熱処理後の靱性に課題があり、また熱処理前の原板での打抜き性について考慮されておらず改善の余地がある。特許文献3は、原板での特性に着目したものであり、後加熱後の鋼板の強度や靱性については何ら考慮されておらず、改善の余地がある。

40

## 【0006】

本発明は、上記事情に鑑みてなされたものであり、靱性と打抜き性に優れ、かつ、後加熱後の強度と靱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目的とする。

## 【課題を解決するための手段】

## 【0007】

本発明者らは、熱延鋼板の後加熱後のTiの析出挙動に着目し、後加熱前の初期の粗大なTi含有析出物と固溶Ti量を制御することによる後加熱後の鋼板特性の向上を想到した。その結果、化学成分を調整したうえでベイナイトを主相とし、残留量を体積率で3%未満とし、Ti含有量に対する固溶Ti量の比である（固溶Ti量/全Ti量）を0.30以上0.80未満、かつ、粒径100nm以上の析出物として存在しているTi量を

50

0.010~0.030質量%とすることで、熱延鋼板(原板)で高強度かつ優れた打抜き性と靱性を具備しつつ、後加熱後も原板に近い特性を発現し、優れた靱性と高い強度が得られることを見出し、本発明を完成するに至った。

【0008】

なお、本発明において高強度とは、引張強さ(TS)が780MPa以上1320MPa未満であることを意味する。

また、本発明において、靱性に優れるとは、熱延鋼板(原板または後加熱後の熱延鋼板)から採取した試験片を用いたシャルピー衝撃試験において、-40℃での延性破面率が50%以上であることを意味する。なお、前記試験片の板厚は0.6~3.0mmとし、熱延鋼板の板厚が3.0mmを超える場合は、熱延鋼板から採取した試験片を板厚3.0mmまで表裏面研削加工し、シャルピー衝撃試験に供するものとする。

10

本発明において、打抜き性に優れるとは、クリアランス5~30%で打抜いた際に、端面に欠けや割れを生じないクリアランス範囲が10%以上であることを意味する。

本発明において、後加熱後の強度に優れるとは、後加熱後の熱延鋼板の強度の低下が、後加熱前の熱延鋼板(原板)の強度に対して、ピッカース硬さで40以下であることを意味する。

なお、本発明において、後加熱とは、熱延鋼板(原板)を400℃以上に加熱する熱処理を意味する。

【0009】

本発明は、以下の構成を有する。

20

[1]質量%で、

C:0.04~0.18%、

Si:0.1~3.0%、

Mn:0.5~3.5%、

P:0%超0.050%以下、

S:0%超0.010%以下、

Al:0%超1.5%以下、

N:0%超0.010%以下、

O:0%超0.003%以下、および

Ti:0.040~0.150%を含み、

30

残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、

鋼組織は、ベイナイトを主相とし、残留オーステナイトが体積率で3%未満であり、

Ti含有量に対する固溶Ti量の比である(固溶Ti量/全Ti量)が0.30以上0.80未満であり、

粒径100nm以上の析出物として存在しているTi量が0.010~0.030質量%である、高強度熱延鋼板。

[2]前記成分組成が、さらに、質量%で、

Cr:0.005~2.0%、

Cu:0.005~0.5%、

Ni:0.005~2.0%、

40

Mo:0.005~1.0%、

V:0.005~0.5%、

B:0.0002~0.0050%、

Ca:0.0001~0.0050%、

REM:0.0001~0.0050%、

Sb:0.0010~0.10%、および

Sn:0.0010~0.50%

のうちから選ばれる1種または2種以上を含む、[1]に記載の高強度熱延鋼板。

[3]粒径100nm以上の析出物として存在しているFe量が、0質量%超0.100質量%以下である、[1]または[2]に記載の高強度熱延鋼板。

50

[ 4 ] 前記 [ 1 ] ~ [ 3 ] のいずれかに記載の高強度熱延鋼板の製造方法であって、前記成分組成を有するスラブを 1 1 5 0 ~ 1 3 0 0 の温度域に加熱し、該温度域で 0 . 2 ~ 3 . 5 時間保持し、  
次いで、熱間圧延を施すに際し、

1 0 8 0 以上の温度域で合計圧下率 8 0 ~ 9 0 % の粗圧延を施した後、仕上げ圧延を施し、かつ前記仕上げ圧延では、下記式で求められる  $T ( )$  以下での 1 パスあたりの圧下率が 2 5 % 以下となる条件で圧延し、仕上げ圧延終了後、1 . 0 s 以上放冷し、

次いで、5 5 0 までの温度域を 5 0 / s 以上の平均冷却速度で冷却し、その後、 $M s$  点 ( ) 以上 5 5 0 以下の巻取り温度で巻き取る、高強度熱延鋼板の製造方法。

$T ( ) = 8 0 0 + 1 0 0 0 [ T i ]$

10

ただし、 $[ T i ]$  は、 $T i$  の含有量 ( 質量 % ) である。

[ 5 ] 5 5 0 までの温度域を 5 0 / s 以上の平均冷却速度で冷却してから巻き取るまでの間に、4 8 0 ~ 5 5 0 の温度域の冷却停止温度で冷却を停止し、該冷却停止温度  $\pm$  2 0 で 0 . 5 ~ 4 . 0 s 保持した後、前記巻取り温度で巻き取る、[ 4 ] に記載の高強度熱延鋼板の製造方法。

【発明の効果】

【 0 0 1 0 】

本発明によれば、靱性と打抜き性に優れ、かつ、後加熱後の強度と靱性に優れる高強度熱延鋼板及びその製造方法を提供することができる。

【 0 0 1 1 】

20

本発明によれば、自動車用部品の素材として好適な、後加熱後にも優れた強度と靱性を発現する高強度熱延鋼板が得られる。

本発明の高強度熱延鋼板を用いれば、加工性改善や疲労特性向上等のために後加熱を施した後でも、優れた強度と靱性を発現する高強度自動車部品等の製品を得ることができる。

【発明を実施するための形態】

【 0 0 1 2 】

以下に、本発明の高強度熱延鋼板及びその製造方法の実施形態について詳細に説明する。なお、本発明は以下の実施形態に限定されない。

【 0 0 1 3 】

< 高強度熱延鋼板 >

30

本発明の高強度熱延鋼板は、熱間圧延ままの黒皮、または熱間圧延後さらに酸洗する白皮と称される熱延鋼板のどちらであってもよい。また、本発明が目的とする高強度熱延鋼板は、板厚が 0 . 6 mm 以上であることが好ましい。また、本発明の高強度熱延鋼板は、板厚が 1 0 . 0 mm 以下であることが好ましい。本発明の高強度熱延鋼板を自動車用部品の素材として用いる場合には、板厚が 1 . 0 mm 以上であることがより好ましい。また、本発明の高強度熱延鋼板を自動車用部品の素材として用いる場合には、板厚が 6 . 0 mm 以下であることがより好ましい。また、本発明の高強度熱延鋼板の板幅は、5 0 0 mm 以上であることが好ましく、7 0 0 mm 以上であることがより好ましい。本発明の高強度熱延鋼板の板幅は、1 8 0 0 mm 以下であることが好ましく、1 4 0 0 mm 以下であることがより好ましい。

40

【 0 0 1 4 】

本発明の高強度熱延鋼板は、特定の成分組成と、特定の鋼組織とを有する。ここでは、成分組成、鋼組織の順に説明する。

【 0 0 1 5 】

まず、本発明の高強度熱延鋼板の成分組成について説明する。なお、成分組成の含有量を表す「%」は、「質量%」を意味するものとする。

【 0 0 1 6 】

本発明の高強度熱延鋼板の成分組成は、質量%で、 $C : 0 . 0 4 \sim 0 . 1 8 \%$ 、 $Si : 0 . 1 \sim 3 . 0 \%$ 、 $Mn : 0 . 5 \sim 3 . 5 \%$ 、 $P : 0 . 0 5 0 \%$  以下 ( 0 % を含まない )、 $S : 0 . 0 1 0 \%$  以下 ( 0 % を含まない )、 $Al : 1 . 5 \%$  以下 ( 0 % を含まない )、

50

N : 0 . 0 1 0 % 以下 ( 0 % を含まない )、O : 0 . 0 0 3 % 以下 ( 0 % を含まない )、  
Ti : 0 . 0 4 0 ~ 0 . 1 5 0 % を含み、残部が F e および不可避的不純物からなる。

【 0 0 1 7 】

C : 0 . 0 4 ~ 0 . 1 8 %

C は、ベイナイトを生成および強化させて T S を上昇させたり、T i や N 等と結合して析出物を生成することで後加熱後の強度低下抑制等に有効な元素である。C 含有量が 0 . 0 4 % 未満ではこのような効果が十分得られず、7 8 0 M P a 以上の鋼板 ( 原板 ) の T S あるいは後加熱後の優れた強度が得られない。一方、C 含有量が 0 . 1 8 % を超えると靱性や打抜き性の低下が顕著となり本発明の特性が得られない。したがって、C 含有量は 0 . 0 4 ~ 0 . 1 8 % とする。C 含有量は、好ましくは 0 . 0 5 % 以上とする。また、C 含有量は、好ましくは 0 . 1 6 % 以下とし、より好ましくは 0 . 1 1 % 以下とする。

10

【 0 0 1 8 】

Si : 0 . 1 ~ 3 . 0 %

Si は、鋼の固溶強化、ベイナイト中のセメンタイトの抑制、後加熱後の強度低下の抑制に有効な元素である。このような効果を得るにはその含有量を 0 . 1 % 以上とする必要がある。一方、Si 含有量が 3 . 0 % を超えると、ポリゴナルフェライトが過剰に生成して本発明の鋼組織が得られなくなる。したがって、Si 含有量は 0 . 1 ~ 3 . 0 % とする。Si 含有量は、好ましくは 0 . 2 % 以上とする。また、Si 含有量は、好ましくは 2 . 0 % 以下とし、より好ましくは 1 . 5 % 以下とする。

【 0 0 1 9 】

Mn : 0 . 5 ~ 3 . 5 %

Mn は、フェライトを抑制して、ベイナイトを生成させるのに有効な元素である。Mn 含有量が 0 . 5 % 未満ではこうした効果が十分得られず、ポリゴナルフェライト等が生成し、本発明のミクロ組織が得られなくなる。一方、Mn 含有量が 3 . 5 % を超えると、マルテンサイトが増大するとともに靱性の低下が顕著になり本発明の優れた靱性が得られなくなる。したがって、Mn 含有量は 0 . 5 ~ 3 . 5 % とする。Mn 含有量は、好ましくは 1 . 0 % 以上とする。また、Mn 含有量は、好ましくは 2 . 7 % 以下とする。

20

【 0 0 2 0 】

P : 0 % 超 0 . 0 5 0 % 以下

P は、靱性を低下させるため、その量は極力低減することが望ましい。本発明では P 含有量が 0 . 0 5 0 % まで許容できる。したがって、P 含有量は 0 . 0 5 0 % 以下とする。P 含有量は、好ましくは 0 . 0 3 0 % 以下とする。下限は特に限定されず、P 含有量は 0 % 超でよいが、P 含有量が 0 . 0 0 1 % 未満では生産能率が低下するため、P 含有量は 0 . 0 0 1 % 以上が好ましい。

30

【 0 0 2 1 】

S : 0 % 超 0 . 0 1 0 % 以下

S は、靱性を低下させるため、その量は極力低減することが好ましいが、本発明では S 含有量が 0 . 0 1 0 % まで許容できる。したがって、S 含有量は 0 . 0 1 0 % 以下とする。S 含有量は、好ましくは 0 . 0 0 5 0 % 以下とし、より好ましくは 0 . 0 0 2 0 % 以下とする。下限は特に限定されず、S 含有量は 0 % 超でよいが、S 含有量が 0 . 0 0 0 2 % 未満では生産能率が低下するため、S 含有量は 0 . 0 0 0 2 % 以上が好ましい。

40

【 0 0 2 2 】

Al : 0 % 超 1 . 5 % 以下

Al は、脱酸剤として作用し、脱酸工程で添加することが好ましい。Al 含有量は 0 % 超でよいが、脱酸剤として用いる観点からは、Al 含有量は 0 . 0 1 % 以上が好ましい。一方、多量に Al を含有するとポリゴナルフェライトが多量に生成して本発明の鋼組織が得られなくなる。本発明では Al 含有量が 1 . 5 % まで許容される。したがって、Al 含有量は 1 . 5 % 以下とする。Al 含有量は、好ましくは 0 . 5 0 % 以下、より好ましくは 0 . 1 0 % 以下、さらに好ましくは 0 . 0 5 % 以下とする。

【 0 0 2 3 】

50

N : 0 % 超 0 . 0 1 0 % 以下

Nは、TiNを生成させ、TiCの析出を阻害するため、その量は極力低減することが好ましい。本発明ではN含有量が0.010%まで許容できる。したがって、N含有量は0.010%以下とする。N含有量は、好ましくは0.007%以下とする。下限は特に限定されず、N含有量は0%超でよいが、N含有量が0.0005%未満では生産能率が低下するため、N含有量は0.0005%以上が好ましい。

【0024】

O : 0 % 超 0 . 0 0 3 % 以下

Oは、靱性を低下させるため、その量は極力低減することが好ましい。本発明ではO含有量が0.003%まで許容できる。したがって、O含有量は0.003%以下とする。O含有量は、好ましくは0.002%以下とする。下限は特に限定されず、O含有量は0%超でよいが、O含有量が0.0002%未満では生産能率が低下するため、O含有量は0.0002%以上が好ましい。

10

【0025】

Ti : 0 . 0 4 0 ~ 0 . 1 5 0 %

Tiは、本発明において最も重要な元素であり、後加熱後に適度なTiC等の析出物を生成させることで、後加熱後の優れた強度と靱性を得るのに必要な元素である。Ti含有量が0.040%未満ではこのような効果が十分得られず、後加熱後の優れた強度が得られない。一方、0.150%を超えると後加熱後の析出物が過剰となり、後加熱後の優れた靱性が得られなくなる。したがって、Ti含有量は0.040~0.150%とする。Ti含有量は、好ましくは0.050%以上とする。また、Ti含有量は、好ましくは0.120%以下とする。

20

【0026】

上記成分が本発明の高強度熱延鋼板の基本の成分である。本発明の高強度熱延鋼板は、上記成分を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物の成分組成とすることができる。

【0027】

本発明の高強度熱延鋼板は、上記成分に加えて、さらに、Cr : 0.005~2.0%、Cu : 0.005~0.5%、Ni : 0.005~2.0%、Mo : 0.005~1.0%、V : 0.005~0.5%、B : 0.0002~0.0050%、Ca : 0.0001~0.0050%、REM : 0.0001~0.0050%、Sb : 0.0010~0.10%、Sn : 0.0010~0.50%のうちから選ばれる1種または2種以上を含有することができる。

30

【0028】

Cr : 0 . 0 0 5 ~ 2 . 0 %

Crは、フェライトを抑制して、ベイナイトを生成させるのに有効な元素である。このような効果を得るため、Crを含有する場合、Cr含有量を0.005%以上とすることが好ましい。一方、Crの含有量が2.0%を超えると、耐食性の低下が顕著となる場合があるため、Crを含有する場合、Cr含有量を2.0%以下とすることが好ましい。Cr含有量は、より好ましくは0.1%以上とする。また、Cr含有量は、より好ましくは1.0%以下であり、さらに好ましくは0.8%以下とする。

40

【0029】

Cu : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 5 %

Cuは、オーステナイトを安定化し、ベイナイトを生成させるのに有効な元素である。このような効果を得るため、Cuを含有する場合、Cu含有量を0.005%以上とすることが好ましい。一方、Cuの含有量が0.5%を超えると、Cu析出物の生成が顕著となり、靱性低下を招く場合があるため、Cuを含有する場合、Cu含有量を0.5%以下とすることが好ましい。Cu含有量は、より好ましくは0.05%以上とする。また、Cu含有量は、より好ましくは0.3%以下とする。

【0030】

Ni : 0 . 0 0 5 ~ 2 . 0 %

50

Niは、フェライトを抑制して、ベイナイトを生成させるのに有効な元素である。このような効果を得るため、Niを含有する場合、Ni含有量を0.005%以上とすることが好ましい。一方、Niの含有量が2.0%を超えると、マルテンサイトや残留を多量に形成して靱性低下を招く場合があるため、Niを含有する場合、Ni含有量を2.0%以下とすることが好ましい。Ni含有量は、より好ましくは0.05%以上とする。また、Ni含有量は、より好ましくは0.8%以下とし、さらに好ましくは0.5%以下とする。

【0031】

Mo: 0.005 ~ 1.0%

Moは、鋼板の焼き入れ性を高め、ベイナイトを生成させるのに有効な元素である。このような効果を得るため、Moを含有する場合、Mo含有量を0.005%以上とすることが好ましい。一方、Moの含有量が1.0%を超えると、Mo系析出物の生成が顕著となり、靱性低下を招く場合があるため、Moを含有する場合、Mo含有量を1.0%以下とすることが好ましい。Mo含有量は、より好ましくは0.05%以上とする。また、Mo含有量は、より好ましくは0.50%以下とする。

10

【0032】

V: 0.005 ~ 0.5%

Vは、鋼板の焼き入れ性を高め、ベイナイトを生成させるのに有効な元素である。このような効果を得るため、Vを含有する場合、V含有量を0.005%以上とすることが好ましい。一方、Vの含有量が0.5%を超えると、V系析出物の生成が顕著となり、靱性低下を招く場合があるため、Vを含有する場合、V含有量を0.5%以下とすることが好ましい。V含有量は、より好ましくは0.01%以上とする。また、V含有量は、より好ましくは0.1%以下とする。

20

【0033】

B: 0.0002 ~ 0.0050%

Bは、鋼板の焼入れ性を高め、ベイナイトを生成させるのに有効な元素である。このような効果を得るため、Bを含有する場合には、B含有量を0.0002%以上とすることが好ましい。一方、B含有量が0.0050%を超えるとB系化合物が増加して、靱性が低下する場合がある。したがって、Bを含有する場合、B含有量を0.0050%以下とすることが好ましい。B含有量は、より好ましくは0.0005%以上とする。また、B含有量は、より好ましくは0.0040%以下とする。

30

【0034】

Ca: 0.0001 ~ 0.0050%、REM: 0.0001 ~ 0.0050%

Ca、REM(希土類元素)はそれぞれ、介在物の形態制御により加工性の向上に有効な元素である。このような効果を得るため、Ca、REMを含有する場合には、それぞれの含有量を0.0001%以上とすることが好ましい。一方、Ca、REMの含有量がそれぞれ0.0050%を超えると、介在物量の増加の影響が顕著となり、靱性が低下する場合がある。よって、Ca、REMを含有する場合、Ca、REMの含有量はそれぞれ0.0050%以下とすることが好ましい。Ca含有量は、より好ましくは0.0005%以上とする。また、Ca含有量は、より好ましくは0.0030%以下とする。REM含有量は、より好ましくは0.0005%以上とする。また、REM含有量は、より好ましくは0.0030%以下とする。なお、REMは、Sc、Yと、原子番号57のランタン(La)から原子番号71のルテチウム(Lu)までの15元素の総称であり、ここでいうREM含有量は、これらの元素の合計含有量である。

40

【0035】

Sb: 0.0010 ~ 0.10%、Sn: 0.0010 ~ 0.50%

Sb、Snはそれぞれ、酸化、脱窒、脱硼等の表面反応を抑制して、鋼板の表面性状を向上させ、靱性の向上に有効な元素である。このような効果を得るため、Sb、Snを含有する場合、Sb、Snの含有量をそれぞれ0.0010%以上とすることが好ましい。一方、Sbの含有量が0.10%を超えると、またはSnの含有量が0.50%を超える

50

と、逆に鋼板の脆化を招き、靱性が顕著に低下する場合がある。そのため、Sbを含有する場合、Sbの含有量は0.10%以下とすることが好ましく、Snを含有する場合、Snの含有量は0.50%以下とすることが好ましい。Sb含有量は、より好ましくは0.0050%以上とする。また、Sb含有量は、より好ましくは0.030%以下とする。Sn含有量は、より好ましくは0.0050%以上とする。また、Sn含有量は、より好ましくは0.050%以下とする。

【0036】

なお、Cr、Cu、Ni、Mo、V、B、Ca、REM、Sb、Snの含有量が、上記の下限値未満であっても、本発明の効果を害さない。したがって、これらの成分の含有量が上記下限値未満の場合は、これらの元素を不可避的不純物として含むものとして扱う。

10

【0037】

また、本発明では、前記成分組成に加えて、さらに、質量%で、Mg、As、W、Ta、Pb、Zr、Hf、Te、Bi、Seの1種または2種以上を合計で0.3%以下の範囲で含有させても良い。なお、これらの元素の含有量はそれぞれ0.03%以下に制限することが好ましい。

【0038】

続いて、本発明の高強度熱延鋼板の鋼組織について説明する。

【0039】

本発明の高強度熱延鋼板の鋼組織は、ベイナイトを主相とし、残留 が体積率で3%未満である。

20

【0040】

主相：ベイナイト

本発明では、高強度と優れた靱性を得るため、ベイナイトを主相とする組織とする。フェライトやパーライトや残留 等が主相となると高強度と優れた靱性や打抜き性の両方が困難となる。また、マルテンサイトが主相となると靱性や打抜き性が低下するため好ましくない。したがって、鋼組織はベイナイトを主相とする。なお、ベイナイトは、上部ベイナイト、下部ベイナイト、焼戻しベイナイト、ベイニティックフェライトのいずれであっても構わない。なお、本発明において、主相とは、面積率で50%以上を占める相を意味する。主相の面積率は、好ましくは55%以上であり、より好ましくは65%以上である。また、主相の面積率は、好ましくは95%以下である。

30

【0041】

残留オーステナイト(残留 )量：3%未満

残留オーステナイト(残留 )は、鋼板の靱性を低下させるとともに、後加熱後はパーライトに変態することで強度や靱性を著しく低下させる組織であるため極力低減することが好ましい。本発明では、体積率で、残留 が3%未満まで許容される。よって、残留 は体積率で3%未満とする。残留 は、体積率で、好ましくは2%未満であり、より好ましくは1%未満である。残留 の体積率の下限は特に限定されず、残留 の体積率は0%であってもよい。

【0042】

なお、ベイナイト、残留 以外の相(その他の相)としては、フェライト、パーライト、マルテンサイトのうちの1種または2種以上が挙げられる。その他の相の面積率は、合計で40%以下が好ましい。その他の相の面積率の下限は、特に限定されないが、その他の相の面積率は、合計で、好ましくは3%以上であり、より好ましくは5%以上であり、さらに好ましくは10%以上である。

40

【0043】

固溶Ti量/全Ti量：0.30以上0.80未満

Ti含有量に対する固溶Ti量の比である(固溶Ti量/全Ti量)が0.30未満では、後加熱時に析出物となって強度低下を相殺するための固溶Ti量が不十分となり、後加熱後の強度低下を招いたり、微細析出物となって靱性の低下を招く。一方、0.80%以上では後加熱後の析出による強度上昇が顕著となり、後加熱後の優れた靱性が得られな

50

くなる。したがって、固溶Ti量/全Ti量は0.30以上0.80未満とする。好ましくは0.35以上とする。また、好ましくは0.70以下とする。なお、固溶Ti量/全Ti量は、実施例に記載の方法により求められる。

【0044】

粒径100nm以上の析出物として存在しているTi量：0.010～0.030質量%

粒径100nm以上のTi含有析出物を一定以上含有させることで、後加熱の際に該析出物の成長と新たなTiCの析出が競合することで微細なTiCの析出が適度に抑制され、過度な強度上昇と靱性の低下を抑制することができる。このような効果を得るには粒径100nm以上の析出物として存在しているTi量を0.010質量%以上とする必要がある。一方、前記Ti量が0.030質量%を超えると粗大析出物による靱性の低下が顕著になるため、粒径100nm以上の析出物として存在しているTi量を0.030質量%以下とする必要がある。したがって、粒径100nm以上の析出物として存在しているTi量を0.010～0.030質量%とする。好ましくは0.013質量%以上とする。また、好ましくは0.027質量%以下とする。なお、粒径100nm以上の析出物として存在しているTi量は、実施例に記載の方法により求められる。

10

【0045】

粒径100nm以上の析出物として存在しているFe量：0質量%超0.100質量%以下（好適条件）

本発明では、上記に加えてさらに粒径100nm以上の析出物として存在しているFe量を0質量%超0.100質量%以下とすることで打抜き性をより高めることができる。粒径100nm以上のFe析出物は打抜き時の破断面形成の際の亀裂のパスとなって破断面の円滑化に有効である。一方、該析出物が多すぎると、かえって打抜き性を損ねる場合がある。したがって、粒径100nm以上の析出物として存在しているFe量が0質量%超0.100質量%以下であることが好ましい。より好ましくは0.001質量%以上であり、さらに好ましくは0.004質量%以上である。なお、粒径100nm以上の析出物として存在しているFe量は、実施例に記載の方法により求められる。

20

【0046】

<高強度熱延鋼板の製造方法>

本発明の高強度熱延鋼板は、上記成分組成を有するスラブを1150～1300の温度域に加熱し、該温度域で0.2～3.5時間保持し、次いで、熱間圧延を施すに際し、1080以上の温度域で合計圧下率80～90%の粗圧延を施した後、仕上げ圧延を施し、かつ前記仕上げ圧延では、下記式で求められるT( )以下での1パスあたりの圧下率が25%以下となる条件で圧延し、仕上げ圧延終了後、1.0s以上放冷し、次いで、550までの温度域を50/s以上の平均冷却速度で冷却し、その後、Ms点( )以上550以下の巻取り温度で巻き取ることにより製造する。

30

$$T( ) = 800 + 1000[Ti]$$

ただし、[Ti]は、Tiの含有量(質量%)である。

また、1080以上の温度域での合計圧下率は、熱間圧延を施す前のスラブの厚さを基準とし、これと1080時点の板厚との比から求める。T( )以下での1パスあたりの圧下率は、T( )以下での各パスの圧延前後の板厚の比から求める。

40

【0047】

以下、詳しく説明する。なお、上記した温度は鋼板の幅中央部の表面の温度であり、上記した平均冷却速度、冷却速度は、それぞれ鋼板の幅中央部の表面の平均冷却速度、冷却速度である。また、平均冷却速度は、特に断らない限り、[(冷却開始温度 - 冷却停止温度) / 冷却開始温度から冷却停止温度までの冷却時間]とする。

【0048】

スラブの加熱温度：1150～1300

スラブの加熱温度が1150未満では、Ti含有析出物の溶解が不十分となり、固溶Ti量/全Ti量の0.30以上0.80未満の値や、粒径100nm以上の析出物として存在しているTi量の0.010～0.030質量%の値が得られなくなる。一方、ス

50

スラブの加熱温度が1300 を超えるとTi含有析出物の溶解が過剰となり、固溶Ti量/全Ti量の0.30以上0.80未満の値や、粒径100nm以上の析出物として存在しているTi量の0.010~0.030質量%の値が得られなくなる。したがって、スラブの加熱温度は1150~1300 とする。前記加熱温度は、好ましくは1170以上とし、より好ましくは1185 以上とする。また、前記加熱温度は、好ましくは1280 以下とし、より好ましくは1265 以下とする。

【0049】

1150~1300 の温度域での保持時間：0.2~3.5時間

1150~1300 の温度域での保持時間が0.2時間未満では、Ti含有析出物の溶解が不十分となる。その結果、固溶Ti量/全Ti量の0.30以上0.80未満の値や、粒径100nm以上の析出物として存在しているTi量の0.010~0.030質量%の値が得られなくなる。一方、前記温度域での保持時間が3.5時間を超えると、表層近傍での脱炭が顕著になり、表層近傍からフェライトや残留 が生じやすくなり、本発明の組織が得られなくなる。したがって、スラブの前記温度域での保持時間は0.2~3.5時間とする。前記保持時間は、好ましくは0.4時間以上とする。また、前記保持時間は、好ましくは2.5時間以下とする。

10

【0050】

1080 以上の温度域での合計圧下率：80~90%

上記保持後、熱間圧延を施す。熱間圧延を施す際、1080 以上の温度域で合計圧下率80~90%の粗圧延を施した後、仕上げ圧延を施す。1080 以上の温度域で合計圧下率80~90%の圧下を施すことで100nm以上の粗大Ti含有析出物の生成と成長を促進し、粒径100nm以上の析出物として存在しているTi量を0.010~0.030質量%とすることができる。該合計圧下率が80%未満では粒径100nm以上の析出物の生成が不十分となり、粒径100nm以上の析出物として存在しているTi量が0.010質量%未満となる。一方、該合計圧下率が90%を超えると、粒径100nm以上の析出物の生成が過剰となり、粒径100nm以上の析出物として存在しているTi量が0.030質量%超となる。したがって、1080 以上の温度域での合計圧下率は80~90%とする。前記合計圧下率は、好ましくは81%以上とする。また、前記合計圧下率は、好ましくは88%以下とする。

20

【0051】

T( )以下での1パスあたりの圧下率：25%以下

上記粗圧延を施した後、仕上げ圧延を施す。仕上げ圧延において、下記式で求められるT( )以下で1パスあたり25%超えの圧下を施すと、Ti含有析出物が生成し、固溶Ti量/全Ti量の0.30以上0.80未満の値が得られなくなる。したがって、T( )以下での1パスあたりの圧下率は25%以下とする。前記圧下率は、好ましくは20%以下とし、より好ましくは18%以下とする。前記圧下率の下限は、特に限定されないが、前記圧下率が5%以下では粗大粒が生じる場合があるため、前記圧下率は、5%超とすることが好ましい。前記圧下率は、より好ましくは7%以上とする。なお、本発明では、T( )以下での圧延を施さなくても(T( )以下でのパス無しでも)構わない。また、仕上げ圧延において、T( )超での1パスあたりの圧下率は特に限定されない。

30

40

なお、T( )は下記式で求められる。

$$T( ) = 800 + 1000 [Ti]$$

ただし、[Ti]は、Tiの含有量(質量%)である。

【0052】

1.0s以上放冷

上記仕上げ圧延を施した後、放冷することにより、一部ひずみを開放し、続く冷却中のTi含有析出物の生成を抑制することができる。このような効果を得るには仕上げ圧延終了後の放冷時間を1.0s以上とする必要がある。前記放冷時間は、好ましくは1.5s以上とし、より好ましくは2.0s以上とし、さらに好ましくは2.2s以上とする。前記放冷時間の上限は特に限定されないが、前記放冷時間が5.0s以下であると、その後

50

の熱延制御をし易くなるため、前記放冷時間は5.0 s以下が好ましい。なお、放冷とは、注水等による積極的な冷却（加速冷却）を行わずに大気中に暴露（空冷）することを意味する。

【0053】

550 までの温度域を50 /s以上の平均冷却速度で冷却

上記放冷後、550 までの温度域を50 /s以上の平均冷却速度で冷却する。550 までの平均冷却速度が50 /s未満では、フェライトやTi含有析出物を過剰に生成し、本発明の相組織や析出物が得られなくなる。したがって、前記放冷後の冷却開始温度から550 までの温度域の平均冷却速度は50 /s以上とする。前記平均冷却速度は、好ましくは70 /s以上とする。前記平均冷却速度の上限は特に限定されないが、前記平均冷却速度が500 /s以上では鋼板形状の劣化を招く場合があるため、前記平均冷却速度は500 /s未満が好ましく、300 /s以下がより好ましい。

10

【0054】

巻取り温度：Ms点（ ）以上550 以下

巻取り温度が550 を超えるとフェライトやTi含有析出物を過剰に生成し、本発明の相組織や析出物が得られなくなる。一方、Ms点未満となるとマルテンサイトが過剰に生成して本発明の組織が得られない。したがって、巻取り温度はMs点（ ）以上550 以下とする。好ましくは（Ms点+20） 以上とする。また、好ましくは530 以下とする。なお、Ms点（ ）は、マルテンサイト変態開始温度であり、加工フォーマスタ等により求める。加工フォーマスタでMs点（ ）を求める場合には、例えば、サンプルを1250 に加熱し、前記温度で300 s保持し、次いで100 /sの冷却速度で冷却した際に、サンプルの大きさが収縮から膨張に転じた温度をMs点（ ）として求めることができる。

20

【0055】

480~550 の温度域の冷却停止温度 $\pm$ 20 での保持時間：0.5~4.0 s（好適条件）

本発明ではさらに550 までの温度域を50 /s以上の平均冷却速度で冷却してから巻き取るまでの間に、480~550 の温度域の冷却停止温度で冷却を停止し、該冷却停止温度 $\pm$ 20 で0.5~4.0 s保持することが好ましい。これにより、より打抜き性を高めることができる。0.5 s以上保持することでFe含有析出物を生成させることができ、打抜き性をより高められる。一方、前記保持時間を4.0 s以下とすることで、粒径100 nm以上の析出物として存在しているFe量を0.100質量%以下としやすく、打抜き性向上効果が消失することを抑制しやすくなる。したがって、前記冷却停止温度 $\pm$ 20 での保持時間は0.5~4.0 sとすることが好ましい。より好ましくは0.5~2.0 sとする。

30

【0056】

上記した製造方法の条件以外は特に限定しないが、以下のように適宜条件を調整して製造することが好ましい。例えば、仕上げ圧延は、加工性の低下を招く粗粒低減等の観点から4パス以上とすることが好ましい。

【0057】

本発明の高強度熱延鋼板は、後加熱後の強度、韌性に優れる。ここで、後加熱の加熱温度としては、400 以上が挙げられる。また、後加熱の加熱温度の上限は、特に限定されないが、一例として、後加熱の加熱温度は1150 以下が挙げられる。後加熱の加熱時間（前記加熱温度での保持時間）は、特に限定されないが、一例として、0 s超が挙げられる。また、前記加熱時間は、一例として、3600 s以下が挙げられる。

40

【実施例】

【0058】

表1に示す成分組成の鋼を転炉により溶製し、スラブとした後、表2に示す条件でスラブの加熱および熱間圧延を行い、熱延鋼板（原板）を製造した。得られた熱延鋼板を用いて、以下の試験方法に従い、組織観察、固溶TiおよびTi含有析出物分析、Fe含有析

50

出物分析、引張特性、硬さ、打抜き性および靱性の評価を行った。さらに、前記熱延鋼板に表2に示す後加熱を施し、後加熱後の熱延鋼板を用いて、以下の試験方法に従い、硬さ、靱性および耐遅れ破壊特性の評価を行った。後加熱温度は伸びフランジ性の向上が認められるようになる400以上とし、後加熱時間は生産性の観点から3600s以下の条件で行った。なお、表2中の「-」は、その処理を行わなかったことを示す。また、表2中のMs点( )は、加工フォーマスタによる試験から求めた。

#### 【0059】

##### 組織観察

ベイナイトの面積率とは、観察面積に占めるベイナイトの面積の割合のことである。ベイナイトの面積率は、得られた熱延鋼板よりサンプルを切り出し、圧延方向に平行な板厚断面を研磨後、3%ナイトールで腐食し、板厚1/4位置をSEM(走査型電子顕微鏡)で1500倍の倍率でそれぞれ3視野撮影した。得られた2次電子像の画像データからMedia Cybernetics社製のImage-Proを用いて各組織の面積率を求め、3視野の平均面積率を各組織の面積率とした。組織の判定は一般的な分類により行って構わないが、例えば以下のように判定できる。画像データにおいて、ベイナイトは炭化物または直線的な界面を有するマルテンサイトを含む黒または暗灰色、下部ベイナイトは方位のそろった炭化物を含む黒または暗灰色または灰色または明灰色として区別される。マルテンサイトは規則的であるが複数の方位の炭化物を含む黒~明灰色の組織である。あるいは炭化物を含まない白色または明灰色として観察される。残留は炭化物を含まない白または明灰色として観察される。マルテンサイトの一部と残留は区別できない場合があるため、残留は後述する方法にて求め、SEM像から求めたマルテンサイトと残留

の合計面積率から除してマルテンサイトの面積率を求めた。なお、本発明において、マルテンサイトはその焼戻しの程度によりフレッシュマルテンサイトやオートテンパードマルテンサイトや焼戻しマルテンサイト等があるが、そのいずれのマルテンサイトであっても構わない。また、ベイナイトについても上部ベイナイト、下部ベイナイト、焼戻しベイナイト等のいずれのベイナイトであっても構わないが、上部ベイナイトまたは焼戻しベイナイトがより好ましい。焼戻しの程度が強い組織ほど、素地は黒が強いコントラストの像となるため、上記素地の色は目安であり、本発明では炭化物の量や組織形態等を総合して判断し、後述の組織を含め、特徴が近いいずれかの組織に分類した。炭化物は白色の点状または線状である。また、上記以外の組織として、フェライトは黒または暗灰色で内部に炭化物やラス等の下部組織を有さない組織であり、パーライトは黒色と白色の層状または部分的に途切れた層状組織として区別できる。残留量は、次のように求める。熱延鋼板を板厚の1/4+0.1mmまで研削後、化学研磨によりさらに0.1mm研磨した面を測定面とする。前記測定面について、X線回折装置でMoのK<sub>1</sub>線を用い、fcc鉄( )の(200)面、(220)面、(311)面と、bcc鉄(フェライト)の(200)面、(211)面、(220)面の積分反射強度を測定する。そして、bcc鉄の各面からの積分反射強度に対するfcc鉄の各面からの積分反射強度の強度比から体積率を求め、これを残留量とした。

#### 【0060】

得られた各組織の面積率を用いて50%以上となる主相を構成する組織とその他の組織を表3に示す。なお、表3中のBはベイナイト、は残留オーステナイト、Oはその他の相を意味する。その他の相には、フェライト、パーライト、マルテンサイトの1種または2種以上が含まれる。

#### 【0061】

##### 固溶TiおよびTi含有析出物分析

得られた熱延鋼板より幅30mm、長さ30mmの試験片を採取し、非水溶媒系電解液(10%AA系電解液:10vol%アセチルアセトン-1mass%塩化テトラメチルアンモニウム-メタノール)中で定電流電解を行った。電流密度は20mA/cm<sup>2</sup>とし、電解量は約0.2gとした。電解後の電解液を分析溶液とし、ICP質量分析法を用いてTiおよび比較元素としてFeの液中濃度(質量%)を測定した。得られた濃度を基に

、Feに対するTiの濃度比を算出し、さらに、試験片中のFeの含有量(質量%)を乗じることで、固溶Ti量(質量%)とした。なお、試験片中のFeの含有量(質量%)は、Fe以外の成分含有量の合計(質量%)を100質量%から差し引くことで求めた。得られた固溶Ti量(質量%)を用いて、含有Ti量(質量%)に対する比率を算出した。一方、電解した後の、表面に析出物が付着している試験片を、電解液から取り出して、ヘキサメタリン酸ナトリウム水溶液(500mg/L)(以下、SHMP水溶液と称す)中に浸漬した。そして、超音波振動を付与して、析出物を試験片から剥離しSHMP水溶液中に抽出した。ついで、析出物を含むSHMP水溶液を、孔径100nmのフィルタを用いてろ過し、次いで100nmフィルタに捕集された析出物を酸分解し、分解液に対してICP発光分光分析装置を用いて分析し、分解液中のTiの絶対値を測定した。得られたTiの絶対値を電解質量で除し、粒径100nm以上の析出物に含まれるTi量(試験片の全組成を100質量%とした場合の質量%)を得た。次に、得られたTi量(質量%)を、試験片中の含有Ti量(質量%)で除し、粒径100nm以上のTiを含む析出物として存在しているTi量(質量%)とした。なお、電解質量は、析出物剥離後の試験片に対して質量を測定し、電解前の試験片質量から差し引くことで求めた。

10

#### 【0062】

##### Fe含有析出物分析

得られた熱延鋼板より幅30mm、長さ30mmの試験片を採取し、非水溶媒系電解液(10%AA系電解液:10Vol%アセチルアセトン-1mass%塩化テトラメチルアンモニウム-メタノール)中で定電流電解を行った。電流密度は20mA/cm<sup>2</sup>とし、電解量は約0.2gとした。電解した後の、表面に析出物が付着している試験片を、電解液から取り出して、SHMP水溶液中に浸漬し、超音波振動を付与して、析出物を試験片から剥離しSHMP水溶液中に抽出した。ついで、析出物を含むSHMP水溶液を、孔径100nmのフィルタを用いてろ過し、次いで100nmフィルタに捕集された析出物を酸分解し、分解液に対してICP発光分光分析装置を用いて分析し、分解液中のFeの絶対値を測定した。得られたFeの絶対値を電解質量で除し、粒径100nm以上の析出物に含まれるFe量(試験片の全組成を100質量%とした場合の質量%)を得た。次に、得られたFe量(質量%)を、試験片中の含有Fe量(質量%)で除し、粒径100nm以上のFeを含む析出物として存在しているFe量(質量%)とした。なお、電解質量は、析出物剥離後の試験片に対して質量を測定し、電解前の試験片質量から差し引くことで求めた。

20

30

#### 【0063】

##### 引張試験

得られた熱延鋼板より、圧延方向に対して平行方向にJIS5号引張試験片(JIS Z 2241:2011)を採取し、歪速度が10<sup>-3</sup>/sとするJIS Z 2241:2011の規定に準拠した引張試験を行い、TSを求めた。なお、本発明では、TSは780MPa以上1320MPa未満を合格とした。

#### 【0064】

##### ビッカース硬さ試験

得られた熱延鋼板および後加熱後の熱延鋼板よりサンプルを切り出し、圧延方向に平行な板厚断面を研磨後、板厚1/4位置において、荷重を5kg、測定点数を5点として、ビッカース硬さ試験を行い、その平均(算術平均)を鋼板のビッカース硬さとした。後加熱前後の硬さの差(HV)が40以下を後加熱後の強度に優れると判断し、合格とした。

40

#### 【0065】

##### 打抜き試験

得られた熱延鋼板より、幅が50mm、長さが50mmの試験片を採取し、10mmの打抜きポンチを用いてクリアランスを5~30%の範囲で各クリアランスにつき3回ずつ打抜きを行い、3回とも端面に欠けや割れの無いクリアランス範囲を求めた。クリアランス範囲が10%以上を合格とした。

#### 【0066】

50

シャルピー衝撃試験

得られた熱延鋼板および後加熱した熱延鋼板よりそれぞれ、幅が10mm、長さが55mmの試験片を採取し、先端角45°、先端半径0.25mm、深さ2mmのVノッチを入れたシャルピー衝撃試験片を作製した。そして、JIS Z 2242:2018に準拠して、シャルピー衝撃試験を-40で5回行い、延性破面率を評価した。5回の延性破面率の平均値が50%以上を韌性に優れると判断し、合格とした。なお、板厚は2.9mmとし、ノッチ方向は圧延方向に平行とした。

【0067】

【表1】

鋼	成分組成(質量%)										Ms点(°C)	備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Ti	その他		
A	0.05	0.78	1.9	0.010	0.0009	0.036	0.004	0.003	0.095	Ni:0.70, B:0.0015	428	適合鋼
B	0.15	1.20	3.0	0.007	0.0004	0.029	0.003	0.001	0.042	-	371	適合鋼
C	0.06	1.46	2.5	0.012	0.0014	0.031	0.003	0.002	0.132	Cu:0.20	405	適合鋼
D	0.05	0.92	2.2	0.005	0.0002	0.030	0.004	0.002	0.148	B:0.0012	417	適合鋼
E	0.09	0.52	1.3	0.019	0.0016	0.021	0.003	0.002	0.103	Cr:0.30, Mo:0.08	449	適合鋼
F	0.07	0.65	1.9	0.014	0.0010	0.039	0.004	0.001	0.086	Cr:0.85, Sb:0.015	430	適合鋼
G	0.03	0.30	2.3	0.013	0.0023	0.044	0.002	0.001	0.059	V:0.10, Sb:0.010	439	比較鋼
H	0.20	0.57	1.7	0.010	0.0013	0.024	0.002	0.002	0.088	Mo:0.20, B:0.0020	391	比較鋼
I	0.08	0.02	2.0	0.012	0.0018	0.041	0.003	0.002	0.050	Mo:0.20	431	比較鋼
J	0.10	3.10	1.5	0.012	0.0011	0.028	0.003	0.001	0.062	-	444	比較鋼
K	0.07	0.44	0.4	0.014	0.0015	0.033	0.003	0.001	0.091	Ni:0.40	485	比較鋼
L	0.14	0.83	3.8	0.010	0.0007	0.036	0.004	0.001	0.084	V:0.15	336	比較鋼
M	0.08	0.85	2.0	0.012	0.0008	0.017	0.006	0.002	0.035	Cu:0.15, Ca:0.0020	437	比較鋼
N	0.12	0.95	1.7	0.010	0.0014	0.032	0.003	0.002	0.157	Sn:0.030, REM:0.0010	410	比較鋼

※下線は、本発明の範囲外を意味する。

※上記成分組成以外の残部は、Feおよび不可避免的不純物である。

【0068】

【表 2】

鋼板 No.	鋼	スラブ加熱		熱間圧延							後加熱		備考		
		スラブ加熱温度(°C)	スラブ加熱時間(hr)	1080°C以上の合計圧下率(%)	T°C以下の1パスあたりの最大圧下率(%)	仕上げ圧延後放冷時間(s)	550°Cまでの平均冷却速度(°C/s)	冷却停止温度(°C)	冷却停止温度±20°Cでの保持時間(s)	巻取り温度(°C)	M <sub>s</sub> 点(°C)	T <sub>1</sub> (°C)		後加熱温度(°C)	後加熱保持時間(s)
1		1250	1.5	90	12	1.0	70	520	10800	520	428	895	550	3600	発明例
2	A	1250	1.5	92	12	1.0	70	520	10800	520	428	895	550	3600	比較例
3		1120	1.5	90	12	1.0	70	520	10800	520	428	895	550	3600	比較例
4		1180	1.0	82	-	1.5	60	500	2.0	410	371	842	650	1	発明例
5	B	1180	1.0	82	31	1.5	60	500	2.0	410	371	842	650	1	比較例
6		1180	1.0	77	-	1.5	60	500	2.0	410	371	842	650	1	比較例
7		1230	1.0	86	24	1.2	80	550	14400	550	405	932	800	1	発明例
8	C	1230	1.0	86	24	1.2	80	550	18000	580	405	932	800	1	比較例
9		1320	1.0	86	24	1.2	80	550	14400	550	405	932	800	1	比較例
10		1250	0.5	88	22	2.0	100	480	0.3	420	417	948	500	5	発明例
11	D	1250	4.0	88	22	2.0	100	480	0.3	420	417	948	500	5	比較例
12		1280	0.4	84	24	1.8	50	500	2.5	450	449	903	600	1000	発明例
13	E	1280	0.1	84	24	1.8	50	500	5.0	450	449	903	600	1000	比較例
14		1280	0.4	84	24	1.8	40	500	2.5	450	449	903	600	1000	比較例
15		1250	1.0	86	15	1.5	60	540	3.0	440	430	886	750	2	発明例
16	F	1250	1.0	86	15	0.7	60	540	3.0	440	430	886	750	2	比較例
17		1250	1.0	86	15	1.5	60	540	3.0	380	430	886	750	2	比較例
18	G	1220	1.0	86	22	1.2	70	520	1.5	480	439	859	500	3600	比較例
19	H	1250	1.2	86	12	1.5	70	520	2.0	400	391	888	450	10	比較例
20	I	1250	1.2	86	-	1.5	70	520	2.0	450	431	850	550	2	比較例
21	J	1250	1.0	86	-	1.5	70	520	2.0	460	444	862	400	600	比較例
22	K	1250	1.0	86	12	1.5	70	540	10800	530	485	891	600	3600	比較例
23	L	1250	1.0	86	-	1.5	70	500	2.0	440	336	884	500	10	比較例
24	M	1200	1.0	86	-	1.5	70	500	1.8	450	437	835	700	1	比較例
25	N	1280	1.0	86	15	1.5	70	500	2.2	450	410	957	600	1000	比較例

※下線は、本発明の範囲外を意味する。

\*1 T(°C)=800+1000[T]<sub>1</sub>、前記式における[T]<sub>1</sub>はTの含有量(質量%)。

【 0 0 6 9 】

10

20

30

40

50

【表 3】

鋼板 No.	鋼組織						特性			後加熱後の特性		備考
	V(B) (面積%)	V(γ) (体積%)	V(O) (面積%)	固溶Ti量/ 全Ti量	100nm以上の析出物 として存在するTi量 (質量%)	100nm以上の析出物 として存在するFe量 (質量%)	TS (MPa)	打抜き クリアランス 範囲 (%)	延性 破面率 (%)	ΔHV	後加熱後 延性 破面率 (%)	
1	92	1	7	0.63	0.022	0.130	983	10	100	10	95	発明例
2	93	1	6	0.55	0.035	0.133	979	10	45	5	40	比較例
3	86	1	13	0.28	0.045	0.134	959	5	40	22	30	比較例
4	58	2	40	0.50	0.012	0.002	1258	15	85	35	75	発明例
5	58	2	40	0.29	0.013	0.003	1255	15	85	52	85	比較例
6	54	2	44	0.62	0.008	0.002	1246	15	90	5	15	比較例
7	62	1	37	0.59	0.027	0.148	1003	10	70	19	60	発明例
8	42	1	57	0.40	0.028	0.154	967	5	40	25	15	比較例
9	64	1	35	0.83	0.014	0.149	995	5	70	46	0	比較例
10	55	0	45	0.75	0.027	0.000	1228	10	90	8	50	発明例
11	33	2	65	0.59	0.029	0.000	1155	5	35	24	10	比較例
12	83	0	17	0.74	0.026	0.035	832	15	95	28	80	発明例
13	81	0	19	0.29	0.060	0.112	837	5	40	42	60	比較例
14	41	1	58	0.29	0.025	0.040	849	15	30	15	20	比較例
15	94	2	4	0.66	0.015	0.074	1035	20	100	6	90	発明例
16	95	1	4	0.28	0.018	0.075	1011	20	80	43	80	比較例
17	33	0	67	0.65	0.016	0.070	1112	10	45	15	35	比較例
18	71	0	29	0.42	0.021	0.001	745	20	100	20	100	比較例
19	79	3	18	0.67	0.020	0.021	1338	5	20	41	10	比較例
20	96	1	3	0.64	0.013	0.014	920	15	95	65	90	比較例
21	31	3	66	0.66	0.014	0.018	1056	15	40	20	20	比較例
22	20	0	80	0.57	0.015	0.520	688	5	90	39	80	比較例
23	25	1	74	0.56	0.018	0.026	1315	10	20	38	20	比較例
24	75	0	25	0.43	0.011	0.012	794	15	100	52	95	比較例
25	95	0	5	0.71	0.033	0.021	1116	15	40	29	30	比較例

※下線は、本発明の範囲外を意味する。  
 ※B:ベイナイト、γ:残留オーステナイト、O:その他の相

【0070】

発明例は、いずれも780MPa以上1320MPa未満のTSを有し、優れた打抜き性と靱性を有し、さらに、後加熱後の強度と靱性に優れる。一方、本発明の範囲を外れる比較例は、所望の強度、打抜き性、靱性のいずれか一つ以上を有しないか、後加熱後の所望の強度、靱性のいずれか一つ以上が得られていない。

【産業上の利用可能性】

【0071】

本発明によれば、TSが780MPa以上1320MPa未満で、優れた打抜き性と靱性を有し、後加熱後の強度および靱性に優れた高強度熱延鋼板を得ることができる。本発

10

20

30

40

50

明の高強度鋼板を自動車部品用途に使用すると、自動車の衝突安全性改善と燃費向上に大きく寄与することができる。

【要約】

韌性と打抜き性に優れ、かつ、後加熱後の強度と韌性に優れる高強度熱延鋼板及びその製造方法を提供することを目的とする。

質量%で、C：0.04～0.18%、Si：0.1～3.0%、Mn：0.5～3.5%、P：0%超0.050%以下、S：0%超0.010%以下、Al：0%超1.5%以下、N：0%超0.010%以下、O：0%超0.003%以下、Ti：0.040～0.150%を含み、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる成分組成を有し、鋼組織は、ベイナイトを主相とし、残留オーステナイトが体積率で3%未満であり、(固溶Ti量/全Ti量)が0.30以上0.80未満であり、粒径100nm以上の析出物として存在しているTi量が0.010～0.030質量%である、高強度熱延鋼板。

10

20

30

40

50

---

フロントページの続き

(51)国際特許分類

**B 2 1 B** 1/26 (2006.01)

F I

C 2 1 D

8/02

B

B 2 1 B

1/26

Z

東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内

(72)発明者 飛田 隼佑

東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内

審査官 小川 進

(56)参考文献 国際公開第2022/042728 (WO, A1)

国際公開第2022/042731 (WO, A1)

(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 9 / 4 6

C 2 1 D 8 / 0 2

B 2 1 B 1 / 2 6