

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号  
特許第7364933号  
(P7364933)

(45)発行日 令和5年10月19日(2023.10.19)

(24)登録日 令和5年10月11日(2023.10.11)

(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 U	
C 2 2 C 38/60 (2006.01)	C 2 2 C	38/00	3 0 1 T	
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 2 C	38/60		
	C 2 1 D	9/46	F	
	C 2 1 D	9/46	J	

請求項の数 8 (全27頁)

(21)出願番号	特願2021-551712(P2021-551712)	(73)特許権者	000006655
(86)(22)出願日	令和2年10月9日(2020.10.9)		日本製鉄株式会社
(86)国際出願番号	PCT/JP2020/038262		東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
(87)国際公開番号	WO2021/070925	(74)代理人	100149548
(87)国際公開日	令和3年4月15日(2021.4.15)		弁理士 松沼 泰史
審査請求日	令和4年3月22日(2022.3.22)	(74)代理人	100140774
(31)優先権主張番号	特願2019-185996(P2019-185996)		弁理士 大浪 一徳
(32)優先日	令和1年10月9日(2019.10.9)	(74)代理人	100134359
(33)優先権主張国・地域又は機関	日本国(JP)		弁理士 勝俣 智夫
		(74)代理人	100188592
			弁理士 山口 洋
		(74)代理人	100217249
			弁理士 堀田 耕一郎
		(74)代理人	100221279
			弁理士 山口 健吾

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 鋼板及びその製造方法

(57)【特許請求の範囲】

【請求項1】

化学組成が、質量%で、

C : 0 . 2 0 ~ 0 . 4 0 %、

S i : 0 . 1 0 % ~ 1 . 0 %、

A l : 0 . 2 0 % ~ 1 . 0 %、

M n : 0 . 1 ~ 4 . 0 %、

P : 0 . 0 2 0 0 % 以下、

S : 0 . 0 2 0 0 % 以下、

N : 0 . 0 2 0 0 % 以下、

O : 0 . 0 2 0 0 % 以下、

N i : 0 ~ 1 . 0 0 %、

M o : 0 ~ 1 . 0 0 %、

C r : 0 ~ 2 . 0 0 0 %、

T i : 0 ~ 0 . 5 0 0 %、

B : 0 ~ 0 . 0 1 0 0 %、

N b : 0 ~ 0 . 5 0 0 %、

V : 0 ~ 0 . 5 0 0 %、

C u : 0 ~ 0 . 5 0 0 %、

W : 0 ~ 0 . 1 0 %、

T a : 0 ~ 0 . 1 0 %、  
 S n : 0 ~ 0 . 0 5 0 %、  
 C o : 0 ~ 0 . 5 0 %、  
 S b : 0 ~ 0 . 0 5 0 %、  
 A s : 0 ~ 0 . 0 5 0 %、  
 M g : 0 ~ 0 . 0 5 0 %、  
 C a : 0 ~ 0 . 0 4 0 %、  
 Y : 0 ~ 0 . 0 5 0 %、  
 Z r : 0 ~ 0 . 0 5 0 %、及び、  
 L a : 0 ~ 0 . 0 5 0 %

10

を含み、残部が鉄および不純物からなり、

S i + A l は 0 . 3 0 ~ 1 . 4 % を満たし、  
 板厚 1 / 4 部における金属組織が、面積率で、  
 フェライト、ベイナイト及びパーライト：合計で 0 ~ 1 0 %、  
 残留オーステナイト：1 ~ 1 5 %、  
 残部がマルテンサイトであり、

旧オーステナイト粒界において、幅 5 0 n m ~ 2 μ m のマルテンサイト又は残留オーステナイトが存在する割合が 7 0 % 以上であることを特徴とする鋼板。

【請求項 2】

20

前記化学組成が、質量%で、

N i : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 0 %、  
 M o : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 0 %、  
 C r : 0 . 0 0 1 ~ 2 . 0 0 0 %、  
 T i : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 5 0 0 %、  
 B : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 1 0 0 %、  
 N b : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 5 0 0 %、  
 V : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 5 0 0 %、  
 C u : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 5 0 0 %、  
 W : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 0 %、  
 T a : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 0 %、  
 S n : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 %、  
 C o : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 5 0 %、  
 S b : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 %、  
 A s : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 %、  
 M g : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 %、  
 C a : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 4 0 %、  
 Y : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 %、  
 Z r : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 %、  
 L a : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 %、

30

からなる群から選択される 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする請求項 1 に記載の鋼板。

【請求項 3】

表面に溶融亜鉛めっき層を有することを特徴とする請求項 1 又は 2 に記載の鋼板。

【請求項 4】

表面に合金化溶融亜鉛めっき層を有することを特徴とする請求項 1 又は 2 に記載の鋼板。

【請求項 5】

旧オーステナイト粒界を被覆するマルテンサイト又は残留オーステナイトの幅の平均値である旧オーステナイトの粒界厚みが 5 0 n m ~ 2 μ m であることを特徴とする請求項 1 ~ 4 のいずれか一項に記載の鋼板。

50

## 【請求項 6】

請求項 1 ~ 5 のいずれか一項に記載の鋼板を製造する鋼板の製造方法であって、  
請求項 1 または請求項 2 に記載の化学組成を有するスラブを熱間圧延して熱延鋼板とする熱間圧延工程と、

前記熱延鋼板を酸洗した後に冷間圧延して冷延鋼板とする冷間圧延工程と、

前記冷延鋼板を焼鈍する焼鈍工程と

を有し、

前記焼鈍工程では、

前記冷延鋼板を、830 を始点とし、840 ~ 900 の温度である T を終点とする温度範囲を 1.0 / s 以下の加熱速度で加熱し、

前記 T で  $\{ T / 13 - (100 \times Si)^{0.8} - (70 \times Al)^{0.5} \}$  秒以上保持し (Si は単位：質量%での Si 含有量を表し、Al は単位：質量%での Al 含有量を表す)、

前記保持後に、300 以下の冷却停止温度まで 20 / s ~ 60 / s の平均冷却速度で冷却する

ことを特徴とする鋼板の製造方法。

## 【請求項 7】

前記焼鈍工程後の前記冷延鋼板を、(亜鉛めっき浴温度 - 40) ~ (亜鉛めっき浴温度 + 50) の温度域に制御して、溶融亜鉛めっき浴に浸漬することにより溶融亜鉛めっきを形成する

ことを特徴とする請求項 6 に記載の鋼板の製造方法。

## 【請求項 8】

前記溶融亜鉛めっきを、300 ~ 500 の温度域で合金化することを特徴とする請求項 7 に記載の鋼板の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【技術分野】

## 【0001】

本発明は、鋼板及びその製造方法に関するものである。

本願は、2019年10月9日に、日本に出願された特願2019-185996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て、安全性を確保しながら自動車車体を軽量化する試みが進められている。しかし、一般に、鋼板の強度を高めると、成形性は低下する。高強度鋼板において、強度と成形性を両立させることは困難であり、この課題を解決するために、いくつかの手段が提案されている。

## 【0003】

例えば、特許文献1には、質量%で、C：0.15 ~ 0.35%、Si：0.5 ~ 3.0%、Mn：0.5 ~ 1.5%、Al：0.001 ~ 0.10%をそれぞれ含み、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、前記不可避免的不純物のうち所定の組成の含有量が制限され、全組織に対する面積率で、マルテンサイト：90%以上、残留オーステナイト：0.5%以上からなる組織を有し、局所のMn濃度が、鋼板全体のMn含有量の1.2倍以上となる領域が、面積率で1%以上存在し、引張強度が1470MPa以上、降伏比が0.75以上で、かつ全伸びが10%以上であることを特徴とする超高強度鋼板が開示されている。

## 【0004】

特許文献2には、鋼板の表面に溶融亜鉛めっき層を有する溶融亜鉛めっき鋼板であって、上記鋼板の成分組成が、質量%で、C：0.03 ~ 0.70%、Si：0.25 ~ 2.50%、Mn：1.00 ~ 5.00%、P：0.0005 ~ 0.100%、S：0.010%以下、sol. Al：0.001 ~ 2.500%、N：0.020%以下、B：0 ~

10

20

30

40

50

0.0200%、Ti：0～0.30%、Nb：0～0.30%、V：0～0.30%、Cr：0～2.00%、Mo：0～2.00%、Cu：0～2.00%、Ni：0～2.00%、Ca：0～0.010%、Mg：0～0.010%、REM：0～0.10%、及びBi：0～0.050%を含有し、残部がFe及び不可避的不純物であり、上記鋼板の金属組織が、体積%で、残留オーステナイト：5.0%超、及び焼戻しマルテンサイト：5.0%超を含有し、上記残留オーステナイトが、C：0.85質量%以上を含有し、上記鋼板の金属組織中の旧オーステナイト粒界におけるC偏析量（原子数/nm<sup>2</sup>）：[C]<sub>gb</sub>と、P偏析量（原子数/nm<sup>2</sup>）：[P]<sub>gb</sub>の比：[C]<sub>gb</sub>/[P]<sub>gb</sub>が4.0以上であることを特徴とする溶融亜鉛めっき鋼板が開示されている。

【先行技術文献】

10

【特許文献】

【0005】

【文献】日本国特開2019-2078号公報

日本国特許第6421903号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0006】

特許文献1及び特許文献2では、一般的な降伏強度（降伏比）については検討されているが、昨今の自動車車体の軽量化に関する要求を踏まえると、より好適な特性を有することが求められている。具体的には、弾性限を大きくして弾性変形域を広くすることで、鋼板の衝撃エネルギーの吸収性能が向上するため好ましい。

20

以上を鑑み、本発明は、1310MPa以上の引張強度を有し、応力-ひずみ曲線における真応力値が600MPa以上の領域まで、180GPa超の加工硬化率が維持される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】

本発明は、上記知見に基づいてなされたもので、その要旨は以下の通りである。

【0008】

[1] 本発明の一態様に係る鋼板は、化学組成が、質量%で、

C：0.20～0.40%、

30

Si：0.10%～1.0%、

Al：0.20%～1.0%、

Mn：0.1～4.0%、

P：0.0200%以下、

S：0.0200%以下、

N：0.0200%以下、

O：0.0200%以下、

Ni：0～1.00%、

Mo：0～1.00%、

Cr：0～2.000%、

40

Ti：0～0.500%、

B：0～0.0100%、

Nb：0～0.500%、

V：0～0.500%、

Cu：0～0.500%、

W：0～0.10%、

Ta：0～0.10%、

Sn：0～0.050%、

Co：0～0.50%、

Sb：0～0.050%、

50

As : 0 ~ 0 . 0 5 0 %、  
 Mg : 0 ~ 0 . 0 5 0 %、  
 Ca : 0 ~ 0 . 0 4 0 %、  
 Y : 0 ~ 0 . 0 5 0 %、  
 Zr : 0 ~ 0 . 0 5 0 %、及び、  
 La : 0 ~ 0 . 0 5 0 %

を含み、残部が鉄および不純物からなり、

Si + Al は 0 . 3 0 ~ 1 . 4 % を満たし、  
 板厚 1 / 4 部における金属組織が、面積率で、  
 フェライト、ベイナイト及びパーライト：合計で 0 ~ 1 0 %、  
 残留オーステナイト：1 ~ 1 5 %、  
 残部がマルテンサイトであり、

旧オーステナイト粒界において、幅 5 0 n m ~ 2 μ m のマルテンサイト又は残留オーステナイトが存在する割合が 7 0 % 以上である。

[ 2 ] 上記 [ 1 ] に記載の鋼板では、前記化学組成が、質量%で、

Ni : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 0 %、  
 Mo : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 0 %、  
 Cr : 0 . 0 0 1 ~ 2 . 0 0 0 %、  
 Ti : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 5 0 0 %、  
 B : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 1 0 0 %、  
 Nb : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 5 0 0 %、  
 V : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 5 0 0 %、  
 Cu : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 5 0 0 %、  
 W : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 0 %、  
 Ta : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 0 %、  
 Sn : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 %、  
 Co : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 5 0 %、  
 Sb : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 %、  
 As : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 %、  
 Mg : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 %、  
 Ca : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 4 0 %、  
 Y : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 %、  
 Zr : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 %、  
 La : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 %、

からなる群から選択される 1 種または 2 種以上を含有してもよい。

[ 3 ] 上記 [ 1 ] 又は [ 2 ] に記載の鋼板は、表面に熔融亜鉛めっき層を有してもよい。

[ 4 ] 上記 [ 1 ] 又は [ 2 ] に記載の鋼板は、表面に合金化熔融亜鉛めっき層を有してもよい。

[ 5 ] 上記 [ 1 ] ~ [ 4 ] のいずれかに記載の鋼板では、旧オーステナイト粒界を被覆するマルテンサイト又は残留オーステナイトの幅の平均値である旧オーステナイトの粒界厚みが 5 0 n m ~ 2 μ m であってもよい。

【 0 0 0 9 】

[ 6 ] 本発明の別の態様に係る鋼板の製造方法は、[ 1 ] 又は [ 2 ] に記載の化学組成を有するスラブを熱間圧延して熱延鋼板とする熱間圧延工程と、

前記熱延鋼板を酸洗した後に冷間圧延して冷延鋼板とする冷間圧延工程と、

前記冷延鋼板を焼鈍する焼鈍工程と

を有し、

前記焼鈍工程では、

前記冷延鋼板を、8 3 0 を始点とし、8 4 0 ~ 9 0 0 の温度である T を終点とする温度範囲を 1 . 0 / s 以下の加熱速度で加熱し、

10

20

30

40

50

前記 T で  $\{ T / 13 - (100 \times Si)^{0.8} - (70 \times Al)^{0.5} \}$  秒以上保持し  
( Si は単位：質量%での Si 含有量を表し、 Al は単位：質量%での Al 含有量を表す )、

前記保持後に、300 以下の冷却停止温度まで  $20 / s \sim 60 / s$  の平均冷却速度で冷却する。

[ 7 ] 上記 [ 6 ] に記載の鋼板の製造方法では、前記焼鈍工程後の前記冷延鋼板を、( 亜鉛めっき浴温度 - 40 ) ~ ( 亜鉛めっき浴温度 + 50 ) の温度域に制御して、熔融亜鉛めっき浴に浸漬することにより熔融亜鉛めっきを形成してもよい。

[ 8 ] 上記 [ 7 ] に記載の鋼板の製造方法では、前記熔融亜鉛めっきを、300 ~ 500 の温度域で合金化してもよい。

10

#### 【発明の効果】

##### 【0010】

本発明によれば、1310 MPa 以上の引張強度を有し、応力 - ひずみ曲線における真応力値が600 MPa 以上の領域まで、180 GPa 超の加工硬化率が維持される鋼板及びその製造方法を提供することができる。

#### 【図面の簡単な説明】

##### 【0011】

【図1】2枚の鋼板をスポット溶接し、耐熔融金属脆化割れ性を評価する試験の様子を示した模式図である。

#### 【発明を実施するための形態】

20

##### 【0012】

以下、適宜図面を参照しながら本実施形態に係る鋼板及びその製造方法について説明する。

本実施形態に係る鋼板は、化学組成が、質量%で、

C : 0.20 ~ 0.40 %、

Si : 0.10 % ~ 1.0 %、

Al : 0.20 % ~ 1.0 %、

Mn : 0.1 ~ 4.0 %、

P : 0.0200 % 以下、

S : 0.0200 % 以下、

30

N : 0.0200 % 以下、

O : 0.0200 % 以下、

Ni : 0 ~ 1.00 %、

Mo : 0 ~ 1.00 %、

Cr : 0 ~ 2.000 %、

Ti : 0 ~ 0.500 %、

B : 0 ~ 0.0100 %、

Nb : 0 ~ 0.500 %、

V : 0 ~ 0.500 %、

Cu : 0 ~ 0.500 %、

40

W : 0 ~ 0.10 %、

Ta : 0 ~ 0.10 %、

Sn : 0 ~ 0.050 %、

Co : 0 ~ 0.50 %、

Sb : 0 ~ 0.050 %、

As : 0 ~ 0.050 %、

Mg : 0 ~ 0.050 %、

Ca : 0 ~ 0.040 %、

Y : 0 ~ 0.050 %、

Zr : 0 ~ 0.050 %、及び、

50

La : 0 ~ 0 . 0 5 0 %

を含み、残部が鉄および不純物からなり、

Si + Al は 0 . 3 0 ~ 1 . 4 % を満たし、

板厚 1 / 4 部における金属組織が、面積率で、

フェライト、ベイナイト及びパーライト：合計で 0 ~ 1 0 %、

残留オーステナイト：1 ~ 1 5 %、

残部がマルテンサイトであり、

旧オーステナイト粒界において、幅 5 0 n m ~ 2 μ m のマルテンサイト又は残留オーステナイトが存在する割合が 7 0 % 以上である。

【 0 0 1 3 】

以下、本発明の一態様に係る鋼板について説明する。

【 0 0 1 4 】

まず、本実施形態に係る鋼板の金属組織について説明する。以下、組織分率は画像処理で測定されるので面積率で表示するが、ここでの面積率は体積率とみなしてよい。このため、組織分率の単位「%」は体積%を意味するものとする。

【 0 0 1 5 】

金属組織

フェライト、ベイナイト及びパーライト：合計で 0 ~ 1 0 %

フェライトは、軟質な組織であるので変形し易く、伸びの向上に寄与する組織である。しかしながら、好適な強度を得るためには、フェライトの面積率を制限する必要がある。

ベイナイトは焼鈍後に 3 5 0 以上、4 5 0 以下に一定時間保持することで得られる相である。ベイナイトは、マルテンサイトに対して軟質であるので、延性を向上させる効果があるが、好適な強度を得るためには、フェライトと同様に面積率を制限する必要がある。

パーライトは硬質なセメンタイトを含む組織であり、穴広げ時にボイドの発生の起点となり、穴広げ性を劣化させるため、フェライト及びベイナイトと同様に面積率を制限する必要がある。

したがって、本実施形態に係る鋼板では、フェライト、ベイナイト及びパーライトの面積率が合計で 1 0 % 以下である。フェライト、ベイナイト及びパーライトは含まれなくてもよいので、その下限は 0 % である。

【 0 0 1 6 】

残留オーステナイト：1 ~ 1 5 %

残留オーステナイトは、TRIP効果により延性を向上させ、均一伸びの向上に寄与する。そのため、残留オーステナイトの面積率は 1 % 以上とする。

一方、残留オーステナイトの面積率が過剰になると、残留オーステナイトの粒径が大きくなる。このような粒径の大きな残留オーステナイトは、変形後に粗大かつ硬質なマルテンサイトとなる。この場合、割れの起点となりやすくなり、穴広げ性が劣化するため好ましくない。このため、残留オーステナイトの面積率は 1 5 % 以下とし、好ましくは 1 2 % 以下、より好ましくは 1 0 % 以下とする。

【 0 0 1 7 】

残部：マルテンサイト

フェライト、ベイナイト、パーライト及び残留オーステナイト以外の残部の組織は、マルテンサイトである。ここで、マルテンサイトとは、いわゆるフレッシュマルテンサイトと焼き戻しマルテンサイトを総称するものである。

フレッシュマルテンサイトは、転位密度が高く硬質な組織であるので、引張強度の向上に寄与する組織である。

焼き戻しマルテンサイトは、フレッシュマルテンサイトと同様に、ラス状の結晶粒の集合である。一方で、フレッシュマルテンサイトとは異なり、焼き戻しにより内部に微細な鉄系炭化物を含む硬質な組織である。焼き戻しマルテンサイトは、焼鈍後の冷却等により生成したマルテンサイトを熱処理等により焼き戻すことで得られる。

10

20

30

40

50

ベイナイトも微細な鉄系炭化物を含む組織であるが、焼き戻しマルテンサイトは鉄系炭化物のバリエーションが複数あり、ベイナイトは鉄系炭化物のバリエーションが単一である点で区別できる。

#### 【0018】

旧オーステナイト粒界において、幅50nm～2μmのマルテンサイト又は残留オーステナイトが存在する割合が70%以上

旧オーステナイト粒界（以下、旧粒界と呼称する場合がある）において、幅50nm～2μmのマルテンサイト又は残留オーステナイトが存在する割合が70%未満の場合、マルテンサイトや残留オーステナイトが存在しない領域が広がる。マルテンサイトや残留オーステナイトが存在しない領域は、ミクロ降伏が優先的に起こる。このため、転位の運動を阻害することが難しく、引張変形時のミクロ降伏を抑制することが困難となるため好ましくない。そのため、本実施形態に係る鋼板では、旧オーステナイト粒界において、幅50nm～2μmのマルテンサイト又は残留オーステナイトが存在する割合が70%以上とし、好ましくは80%以上である。

10

旧オーステナイト粒界において、幅50nm～2μmのマルテンサイト又は残留オーステナイトが存在する割合は理想的には100%であるが、実際の上限は98%程度である。

マルテンサイト又は残留オーステナイトの幅が50nm未満の場合、ミクロ降伏の抑制効果が不十分である。そのため、本実施形態ではマルテンサイト又は残留オーステナイトの幅を50nm以上とする。

一方、マルテンサイト又は残留オーステナイトの幅が2μm超の場合、その部分が硬くなり過ぎて、周囲の軟質相との強度差が生じ、ボイドの発生の起点となり易くなるため好ましくない。そのため、本実施形態ではマルテンサイト又は残留オーステナイトの幅を2μm以下とする。

20

旧オーステナイト粒界において幅50nm～2μmのマルテンサイト又は残留オーステナイトが存在する割合、即ち粒界被覆率が70%以上である限り、旧オーステナイト粒界を被覆するマルテンサイト又は残留オーステナイトのその他の要件はとくに限定されない。例えば、粒界被覆率が70%以上であれば、幅が50nm未満、又は2μm超であるマルテンサイト又は残留オーステナイトが旧オーステナイト粒界に存在したとしても、転位の運動を阻害して引張変形時のミクロ降伏を抑制することはできる。そのため、幅が50nm未満、又は2μm超であるマルテンサイト又は残留オーステナイトが旧オーステナイト粒界に存在することは許容される。

30

一方、粒界被覆率に加えて、旧オーステナイトの粒界厚みを50nm～2μmの範囲内に限定してもよい。旧オーステナイトの粒界厚みとは、旧オーステナイト粒界を被覆するマルテンサイト又は残留オーステナイトの幅の平均値である。なお、粒界厚みの測定にあたり、マルテンサイト又は残留オーステナイトによって被覆されていない旧オーステナイト粒界の幅は0nmとみなす。粒界厚みを50nm～2μmの範囲内に限定することにより、ミクロ降伏の抑制効果が一層高められる。

#### 【0019】

次に、フェライト、ベイナイト、パーライト、残留オーステナイト、マルテンサイトの同定と面積率の算出について説明する。

40

#### 【0020】

各金属組織の同定と面積率の算出は、EBSD (Electron Back Scattering Diffraction)、X線測定、ナイトール試薬又はレペラ液を用いる腐食、及び、走査型電子顕微鏡により、板厚1/4部における鋼板の圧延方向に沿っており、且つ、板面に垂直な断面の100μm×100μm領域を、1000～50000倍の倍率で観察して行うことができる。

#### 【0021】

残留オーステナイトの体積率は、X線を用いて回折強度を測定して算出することができる。

#### 【0022】

50

X線を用いる測定では、試料の板面から深さ1/4の位置までを機械研磨及び化学研磨により除去し、板厚1/4の位置において、MoK線を用いて、bcc相の(200)、(211)、及び、fcc相の(200)、(220)、(311)の回折ピークの積分強度比から、残留オーステナイトの組織分率を算出することが可能である。一般的な算出方法として5ピーク法が利用される。

#### 【0023】

マルテンサイトの面積率は、以下の手順で求める。試料の観察面をレペラ液でエッチングし、板厚1/4部を中心とする板厚1/8~3/8の範囲内で100µm×100µmの領域を、FE-SEMで観察する。レペラ腐食では、マルテンサイトおよび残留オーステナイトは腐食されないため、腐食されていない領域の面積率は、マルテンサイト及び残留オーステナイトの合計面積率である。この腐食されていない領域の面積率から、X線で測定した残留オーステナイトの面積率を引算して、マルテンサイトの面積率を算出できる。マルテンサイトの面積率としては、3か所で測定した面積率の平均値を用いる。

10

#### 【0024】

マルテンサイトは、走査型電子顕微鏡による電子チャネリングコントラスト像において、他の組織と区別することができる。上記像において、転位密度が高く、かつ、結晶粒内にブロックやパケットなどの下部組織を有する領域がマルテンサイトである。

また、焼戻しマルテンサイトは、組織内のセメンタイトが複数のバリエーションを有する点で、ベイナイトと区別できる。

#### 【0025】

上記手法により、残留オーステナイト又はマルテンサイトと同定されなかった組織を、フェライト、ベイナイト又はパーライトと判断する。

20

#### 【0026】

旧オーステナイト粒界における、幅50nm~2µmのマルテンサイト又は残留オーステナイトが存在する割合は次のようにして測定する。

試料の観察面をナイトール試薬で腐食し、板厚1/4を中心とする板厚1/8~3/8の範囲内で100µm×100µmの領域を、FE-SEMを用いて観察する。炭素が濃化した残留オーステナイトやマルテンサイトは腐食が遅く、白く浮き出て見える。縁状に白く浮き出ているものは旧オーステナイト粒界に存在するマルテンサイトか残留オーステナイトと判断する。EBSD測定結果の逆解析によって旧オーステナイト粒の特定ができるため、100µm×100µmの領域のなかで任意に抽出した10個の旧オーステナイト粒の粒界長さLを画像解析によって求める。また、該当する部分のSEM写真の画像解析によって、旧オーステナイト粒界のなかで、50nm~2µmの幅を有するマルテンサイト及び/または残留オーステナイトが被覆している部分の長さlを求めることができる。lをLで除することで、旧オーステナイト粒界における、幅50nm~2µmのマルテンサイト又は残留オーステナイトが存在する割合を求める。

30

長さlの、さらに具体的な測定方法は以下の通りである。

(1) EBSD測定結果の逆解析によって、FE-SEM写真における旧オーステナイト粒を特定し、ここから測定対象となる10個の旧オーステナイト粒を抽出する。

(2) 10個の旧オーステナイト粒の粒界に重なって存在する、マルテンサイト又は残留オーステナイトであると判断される組織(白く浮き出ている組織)を特定する。

40

(3) 10個の旧オーステナイト粒において、旧オーステナイト粒界に垂直な線を100nm間隔で記載する。これらの線により、旧オーステナイト粒界に重なって存在する当該組織の画像は、旧オーステナイト粒界に垂直に100nm間隔でスライスされた様相を呈する。

(4) スライスされた当該組織それぞれの形状を、100nm幅の長方形であるとみなして、当該組織それぞれの旧オーステナイト粒界に垂直な方向に沿った長さxを算出する。具体的には、まず当該組織それぞれの面積(単位nm<sup>2</sup>)を画像解析によって測定し、次いで当該組織それぞれの面積を100nmで割った値xを算出する。この長さxが、旧オーステナイト粒界におけるマルテンサイト又は残留オーステナイトの幅に相当する。

(5) スライスされた当該組織のうち、旧オーステナイト粒界に垂直な方向に沿った長さxが50nm~2µmの範囲内にあるものを抽出する。

50

(6) 抽出された当該組織によって被覆されている旧 粒界の長さを測定し、これを上述の「50 nm ~ 2 μm の幅を有するマルテンサイト及び/またはオーステナイトが被覆している部分の長さ l」とみなす。

また、粒界厚みは、長さ l の測定のために上述の方法で 100 nm 間隔でスライスされた当該組織全ての、旧 粒界に垂直な方向に沿った長さ x の平均値である。ここで、粒界厚みの算出にあたり、マルテンサイト又は残留オーステナイトが存在しない旧 粒界における「スライスされた当該組織それぞれの、旧 粒界に垂直な方向に沿った長さ x」は、0 nm とみなす。換言すると、粒界厚みは、マルテンサイト又は残留オーステナイトによって被覆されていない旧 粒界、及び、幅が 2 μm 超又は 50 nm 未満であるマルテンサイト又は残留オーステナイトによって被覆された旧 粒界も考慮した、旧 粒界の幅の平均値である。

10

なお、通常の鋼板では、旧 粒界への炭素偏析が進まないため、旧 粒界におけるマルテンサイト及び/又は残留オーステナイトの量が少ない。そのため、通常の鋼板の腐食された観察面を FE-SEM で観察しても、白く浮き出た旧 粒界が認められないことが多い。従って、通常の鋼板では、FE-SEM 写真にもとづいて旧 粒界を明瞭に判断できないことがある。しかし、上述の通り EBSD 測定結果の逆解析によって旧 粒の特定ができるので、通常の鋼板の粒界厚み及び粒界被覆率も、上述の方法に従って測定可能である。

#### 【0027】

次に、本実施形態に係る鋼板の化学組成の限定理由について説明する。以下、成分組成に係る%は質量%を意味する。また、「~」を用いて表される数値範囲は、特に断りの無い限り、「~」の前後に記載される数値を下限値および上限値として含む範囲を意味する。すなわち、0.20 ~ 0.40%とは、0.20%以上、0.40%以下であることを意味する。

20

#### 【0028】

化学組成

C : 0.20 ~ 0.40%

C は、所定量のマルテンサイトを確保し、鋼板の強度を向上させる元素である。C 含有量が 0.20% 未満であると、所定量のマルテンサイトを得ることが難しく、所望の引張強度を確保することができないので、C 含有量は 0.20% 以上とする。C 含有量は好ましくは 0.25% 以上である。

30

#### 【0029】

一方、C 含有量が 0.40% を超えると、溶接性が劣化するとともに穴広げ性が劣化する。また耐水素脆性も劣化する。そのため、C 含有量は 0.40% 以下とする。C 含有量は好ましくは 0.35% 以下である。

#### 【0030】

Si : 0.10% ~ 1.0%

Si は固溶強化により鋼板の強度を増大させるのに有用な元素である。また、Si はセメンタイトの生成を抑制するので、オーステナイト中への C の濃化を促進させて、焼鈍後に残留オーステナイトを生成させるのに有効な元素である。また、Si は、後述する焼鈍工程において 粒界上に炭素 (C) を偏析させる効果を有する。Si 含有量が 0.10% 以下では上記作用による効果を得ることが困難となり、均一伸び達成が困難となる上に耐水素脆性が劣化するため好ましくない。したがって、Si 含有量は 0.10% 以上とし、好ましくは 0.50% 以上、より好ましくは 0.60% 以上である。

40

一方、Si 含有量が 1.0% 超であると、溶接時に LME 割れ (液体金属脆化割れともいう) が生じ易くなる。さらに、化成処理性およびめっき性が著しく劣化する。したがって、Si 含有量は 1.0% 以下とし、好ましくは 0.90% 以下、より好ましくは 0.80% 以下である。

#### 【0031】

Al : 0.20% ~ 1.0%

50

A 1 は、溶鋼を脱酸する作用を有する元素である。また、また、A 1 は、後述する焼鈍工程において 粒界上に炭素 (C) を偏析させる効果を有する。これにより、本実施形態に係る鋼板では、旧 粒界がマルテンサイトや残留オーステナイトに被覆され、所望の引張強度や広い弾性変形領域を得ることができる。A 1 含有量が 0.20% 未満の場合にはこれらの効果が奏されないため、A 1 含有量は 0.20% 以上とし、好ましくは 0.30% 以上、より好ましくは 0.40% 以上である。粒界上に C をより多く偏析させることで弾性限をより高めるという観点からは、A 1 含有量を、0.50% 超とすることがより一層好ましく、0.55% 以上とすることがさらに好ましく、好ましくは 0.60% 以上とすることが特に好ましい。

一方、A 1 含有量が高すぎると、アルミナに起因する表面疵が発生しやすくなるばかりか、変態点が大きく上昇し、フェライトの面積率が多くなる。この場合、上記の金属組織を得ることが困難となり、十分な引張強度が得られなくなる。またさらに、高い A 1 含有量は鑄造性を悪化させる。したがって、A 1 含有量は 1.0% 以下とし、好ましくは 0.80% 以下、より好ましくは 0.70% 以下である。

#### 【0032】

Si + A 1 : 0.30 ~ 1.4%

上述したように、Si と A 1 は共に焼鈍工程において 粒界に C を偏析させる効果を有する元素である。Si + A 1 (Si 含有量と A 1 含有量との合計) が 0.30% 未満であると、焼鈍工程において 粒界に C を偏析させる効果が十分に得られず、所望の引張強度を得ることが困難になる。そのため、Si + A 1 を 0.30% 以上とし、好ましくは 0.80% 以上、より好ましくは 1.0% 以上である。

#### 【0033】

一方、Si + A 1 が 1.4% を超えると、Si 及び / 又は A 1 の過剰添加でスラブ割れが生じるので、Si + A 1 は 1.4% 以下とし、好ましくは 1.3% 以下、より好ましくは 1.2% 以下である。

#### 【0034】

Mn : 0.1 ~ 4.0%

Mn は、鋼の焼入れ性を向上させる作用を有し、上記の金属組織を得るのに有効な元素である。Mn 含有量が 0.1% 未満では上記の金属組織を得ることが困難となる。この場合、十分な引張強度が得られなくなる。したがって、Mn 含有量は 0.1% 以上とし、好ましくは 1.0% 以上である。

一方、Mn 含有量が 4.0% 超の場合には Mn の偏析により焼入れ性向上の効果が薄れるばかりか、素材コストの上昇を招く。したがって、Mn 含有量は 4.0% 以下とし、好ましくは 3.5% 以下である。

#### 【0035】

P : 0.0200% 以下

P は、不純物元素で、鋼板の板厚中央部に偏析して靱性を阻害し、また、溶接部を脆化させる元素である。P 含有量が 0.0200% を超えると、溶接部強度や穴広げ性が著しく低下する。そのため、P 含有量は 0.0200% 以下とする。P 含有量は好ましくは 0.0100% 以下である。

#### 【0036】

P 含有量は、少ないほど好ましいが、実用鋼板で P を 0.0001% 未満に低減すると、製造コストが大幅に上昇し、経済的に不利になる。そのため、P 含有量の下限値を 0.0001% としてもよい。

#### 【0037】

S : 0.0200% 以下

S は、不純物元素で、溶接性を阻害し、また、鑄造時と熱延時の製造性を阻害する元素である。また、S は、粗大な MnS を形成して、穴広げ性を阻害する元素でもある。S 含有量が 0.0200% を超えると、溶接性の低下、製造性の低下、及び、穴広げ性の低下が顕著になる。そのため、S 含有量は 0.0200% 以下とする。

10

20

30

40

50

## 【0038】

S含有量は、少ないほど好ましいが、実用鋼板でS含有量を0.0001%未満に低減すると、製造コストが大幅に上昇し、経済的に不利になる。そのため、S含有量の下限値を0.0001%としてもよい。

## 【0039】

N: 0.0200%以下

Nは、粗大な窒化物を形成し、曲げ性や穴広げ性を阻害し、また、溶接時のブローホールの発生原因となる元素である。N含有量が0.0200%を超えると、穴広げ性の低下や、ブローホールの発生が顕著となる。そのため、N含有量は0.0200%以下とする。

## 【0040】

N含有量は、少ないほど好ましいが、実用鋼板でN含有量を0.0001%未満に低減すると、製造コストが大幅に上昇し、経済的に不利になる。そのため、N含有量の下限値を0.0001%以上としてもよい。

## 【0041】

O: 0.0200%以下

Oは、粗大な酸化物を形成し、曲げ性や穴広げ性を阻害し、また、溶接時のブローホールの発生原因となる元素である。O含有量が0.0200%を超えると、穴広げ性の低下や、ブローホールの発生が顕著となる。そのため、O含有量は0.0200%以下とする。

## 【0042】

O含有量は、少ないほど好ましいが、実用鋼板でO含有量を0.0005%未満に低減すると、製造コストが大幅に上昇し、経済的に不利になる。そのため、O含有量の下限値を0.0005%としてもよい。

## 【0043】

本実施形態に係る鋼板は、Ni: 0.01~1.00%、Mo: 0.01~1.00%、Cr: 0.001~2.000%、Ti: 0.001~0.500%、B: 0.0001~0.0100%、Nb: 0.001~0.500%、V: 0.001~0.500%、Cu: 0.001~0.500%、W: 0.001~0.10%、Ta: 0.001~0.10%、Sn: 0.001~0.050%、Co: 0.001~0.50%、Sb: 0.001~0.050%、As: 0.001~0.050%、Mg: 0.0001~0.050%、Ca: 0.001~0.040%、Y: 0.001~0.050%、Zr: 0.001~0.050%、及び、La: 0.001~0.050%からなる群から選択される1種または2種以上を含有してもよい。これらの元素は含有しなくてもよいので下限は0%である。

## 【0044】

Ni: 0~1.00%

Niは、鋼板の強度の向上に有効な元素である。Niの含有量は0%でも良いが、上記効果を得るためには、Niの含有量が0.01%以上であることが好ましい。一方、Niの含有量が多すぎると、鋼板の延性が低下して成形性の低下を招く虞がある。このため、Niの含有量は1.00%以下であることが好ましい。

## 【0045】

Mo: 0~1.00%

Moは、Crと同様に鋼板の高強度化に寄与する元素である。この効果は微量であっても得ることができる。Moの含有量は0%でも良いが、上記効果を得るためには、Moの含有量は、0.01%以上であることが好ましい。一方、Moの含有量が1.00%を超えると、粗大なMo炭化物が形成され、鋼板の冷間成形性が低下する虞がある。このため、Moの含有量は1.00%以下であることが好ましい。

## 【0046】

Cr: 0~2.000%

Crは、鋼の焼入れ性を向上させ、高強度化に寄与する元素であり、上記の金属組織を得るのに有効な元素である。したがって、Crを含有させてもよい。Crの含有量は0%

10

20

30

40

50

でも良いが、上記の効果を十分に得るためには、Crの含有量を0.001%以上とすることが好ましい。

しかしながら、Crを過剰に含有させても上記作用による効果が飽和する上、不経済となる。したがって、含有させる場合でも、Cr含有量は2.000%以下とする。

【0047】

Ti：0～0.500%

Tiは、炭化物の形態制御に重要な元素である。Tiによってフェライトの強度増加が促され得る。また、Tiは、粗大なTi酸化物又はTiNを形成して鋼板の成形性を低下させる虞がある元素である。よって、鋼板の成形性を確保する観点からは、Tiの含有量は、少ないほど好ましく、0.500%以下とすることが好ましく、0%であってもよい。ただし、Tiの含有量を0.001%未満に低減することは精錬コストの過度な増加を招くため、Tiの含有量の下限を0.001%としてもよい。

10

【0048】

B：0～0.0100%

Bは、オーステナイトからの冷却過程においてフェライト及びパーライトの生成を抑え、ベイナイト又はマルテンサイト等の低温変態組織の生成を促す元素である。また、Bは、鋼の高強度化に有益な元素である。この効果は微量であっても得ることができる。Bの含有量は0%でも良いが、上記効果を得るためには、Bの含有量を0.0001%以上とすることが好ましい。ただし、Bの含有量が多すぎると、粗大なB酸化物が生成され、当該B酸化物がプレス成型時にボイドの発生起点となり、鋼板の成形性が低下する虞がある。このため、Bの含有量は0.0100%以下であることが好ましい。0.0001%未満のBの同定には分析に細心の注意を払う必要がある。B含有量が分析装置の検出下限を下回る場合、B含有量が0%とみなされる場合もある。

20

【0049】

Nb：0～0.500%

Nbは、Tiと同様に炭化物の形態制御に有効な元素であり、組織を微細化して鋼板の靱性の向上にも効果的な元素である。この効果は微量であっても得ることができる。Nbの含有量は0%でも良いが、上記効果を得るためには、Nbの含有量を0.001%以上とすることが好ましい。ただし、Nbの含有量が多すぎると、微細で硬質なNb炭化物が多数析出し、鋼板の強度上昇とともに延性の顕著な劣化を招き、鋼板の成形性が低下する虞がある。このため、Nbの含有量は0.500%以下であることが好ましい。

30

【0050】

V：0～0.500%

Vも、TiやNbと同様に、炭化物の形態制御に有効な元素であり、組織を微細化して鋼板の靱性の向上にも効果的な元素である。Vの含有量は0%でも良いが、上記効果を得るためには、Vの含有量は0.001%以上であることが好ましい。ただし、Vの含有量が多すぎると、微細なV炭化物が多数析出して鋼材の強度上昇と延性の低下を招き、鋼板の成形性が低下する虞がある。このため、Vの含有量は0.500%以下であることが好ましい。

【0051】

Cu：0～0.500%

Cuは、鋼板の強度の向上に寄与する元素である。この効果は微量であっても得ることができる。Cuの含有量は0%でも良いが、上記効果を得るためには、Cuの含有量が0.001%以上であることが好ましい。ただし、Cuの含有量が多すぎると、赤熱脆性を招いて熱間圧延での生産性を低下させる虞がある。このため、Cuの含有量は0.500%以下であることが好ましい。

40

【0052】

W：0～0.10%

Wは、鋼板の強度の向上に有効な元素である。Wの含有量は0%でも良いが、上記効果を得るためには、Wの含有量が0.001%以上であることが好ましい。一方、Wの含有

50

量が多すぎると、微細なW炭化物が多数析出して鋼板の強度上昇と延性の低下を招き、鋼板の冷間加工性を低下させる虞がある。このため、Wの含有量は0.10%以下とする。

【0053】

Ta: 0 ~ 0.10%

Taも、Wと同様に、鋼板の強度の向上に有効な元素である。Taの含有量は0%でも良いが、上記効果を得るためには、Taの含有量が0.001%以上であることが好ましい。一方、Taの含有量が多すぎると、微細なTa炭化物が多数析出して鋼板の強度上昇と延性の低下を招き、鋼板の冷間加工性を低下させる虞がある。このため、Taの含有量は0.10%以下とし、0.02%以下であることがより好ましく、0.010%以下であることが更に好ましい。

10

【0054】

Sn: 0 ~ 0.050%

Snは、鋼板の原料としてスクラップを用いた場合に、鋼板に含有され得る元素である。また、Snは、フェライトの脆化による鋼板の冷間成形性の低下を引き起こす虞がある。このため、Snの含有量は少ないほど好ましい。Snの含有量は、0.050%以下とし、0.040%であることが好ましく、0%であってもよい。しかし、Snの含有量を0.001%未満へ低減することは精錬コストの過度な増加を招くため、Snの含有量を0.001%以上としてもよい。

【0055】

Co: 0 ~ 0.50%

Coは、鋼板の強度の向上に有効な元素である。Coの含有量は0%でも良いが、上記効果を得るためには、Coの含有量が0.001%以上であることが好ましい。一方、Coの含有量が多すぎると、鋼板の延性が低下して成形性の低下を招く虞がある。このため、Coの含有量は0.50%以下とする。

20

【0056】

Sb: 0 ~ 0.050%

Sbは、Snと同様に、鋼板の原料としてスクラップを用いた場合に鋼板に含有され得る元素である。Sbは、粒界に強く偏析して粒界の脆化及び延性の低下や、冷間成形性の低下を招く虞がある。このため、Sbの含有量は少ないほど好ましい。Sbの含有量は、0.050%以下とし、0.040%であることが好ましく、0%であってもよい。しかし、Sbの含有量を0.001%未満へ低減することは精錬コストの過度な増加を招くため、Sbの含有量を0.001%以上としてもよい。

30

【0057】

As: 0 ~ 0.050%

Asは、Sn、Sbと同様に、鋼板の原料としてスクラップを用いた場合に鋼板に含有され得る元素である。Asは、粒界に強く偏析する元素であり、冷間成形性の低下を招く虞がある。このため、Asの含有量は少ないほど好ましい。Asの含有量は、0.050%以下とし、0.040%であることが好ましく、0%であってもよい。しかし、Asの含有量を0.001%未満へ低減することは精錬コストの過度な増加を招くため、Asの含有量を0.001%以上としてもよい。

40

【0058】

Mg: 0 ~ 0.050%

Mgは、硫化物や酸化物の形態を制御し、鋼板の曲げ成形性の向上に寄与する。この効果は微量であっても得ることができる。Mgの含有量は0%でも良いが、上記効果を得るためには、Mgの含有量が0.0001%以上であることが好ましい。しかし、Mgの含有量が多すぎると、粗大な介在物の形成による冷間成形性の低下を引き起こす虞がある。このため、Mgの含有量は、0.050%以下とし、0.040%以下であることが好ましい。

【0059】

Ca: 0 ~ 0.040%

50

Caは、Mgと同様に、微量で硫化物の形態を制御できる元素である。Caの含有量は0%でも良いが、上記効果を得るためには、Caの含有量は0.001%以上であることが好ましい。しかし、Caの含有量が多すぎると、粗大なCa酸化物が生成され、当該Ca酸化物が冷間成形時に割れ発生の起点となり得る。このため、Caの含有量は、0.040%以下とし、0.030%以下であることが好ましい。

【0060】

Y：0～0.050%

Yは、Mg、Caと同様に微量で硫化物の形態を制御できる元素である。Yの含有量は0%でも良いが、上記効果を得るためには、Yの含有量は0.001%以上であることが好ましい。しかし、Yの含有量が多すぎると、粗大なY酸化物が生成され、冷間成形性が低下する虞がある。このため、Yの含有量は、0.050%以下とし、0.040%以下であることがより好ましい。

10

【0061】

Zr：0～0.050%

Zrは、Mg、Ca、Yと同様に、微量で硫化物の形態を制御できる元素である。Zrの含有量は0%でも良いが、上記効果を得るためには、Zrの含有量は0.001%以上であることが好ましい。しかし、Zrの含有量が多すぎると、粗大なZr酸化物が生成され、冷間成形性が低下する虞がある。このため、Zrの含有量は、0.050%以下であることが好ましく、0.040%以下であることがより好ましい。

【0062】

20

La：0～0.050%

Laは、微量で硫化物の形態制御に有効な元素である。Laの含有量は0%でも良いが、上記効果を得るためには、Laの含有量は0.001%以上であることが好ましい。しかし、Laの含有量が多すぎると、La酸化物が生成され、冷間成形性が低下する虞がある。このため、Laの含有量は、0.050%以下とし、0.040%以下であることが好ましい。

【0063】

本実施形態に係る鋼板の成分組成において、上記元素を除く残部は、Fe及び不純物である。不純物は、鋼原料から及び/又は製鋼過程で混入し、本実施形態に係る鋼板の特性を阻害しない範囲で、存在が許容される元素である。

30

【0064】

本実施形態に係る鋼板は、その表面に溶融亜鉛めっき層を有してもよい。本実施形態に係る鋼板の溶融亜鉛めっき層の成分組成は特に限定されない。本実施形態に係る鋼板のめっきは、溶融亜鉛めっき、又は、合金化溶融亜鉛めっきであればよく、また、これらめっきを合金化した合金化めっきであればよい。また、本実施形態に係る鋼板が別のめっき（例えばアルミめっき等）を有することも妨げられない。

【0065】

溶融亜鉛めっき層、及び、合金化溶融亜鉛めっき層は、Feを7質量%未満含有するめっきが好ましく、また、合金化めっきは、Feを7質量%以上15質量%以下含有するめっきが好ましい。

40

【0066】

特性

[引張強度：1310MPa以上]

本実施形態に係る鋼板では、自動車の車体軽量化に寄与する強度として、引張強度(TS)を1310MPa以上とすることを目標とする。衝撃吸収性の観点からすると、鋼板の強度は、好ましくは1400MPa以上であり、より好ましくは1470MPa以上である。

引張強度は、焼鈍鋼板から圧延方向に対し垂直方向にJIS Z 2241:2011に記載のJIS 5号引張試験片を採取し、JIS Z 2241:2011に沿って引張試験を行うことで測定する。

50

## 【 0 0 6 7 】

[ 応力 - ひずみ曲線における真応力値が 6 0 0 M P a 以上の領域まで 1 8 0 G P a 超の加工硬化率 ]

本実施形態に係る鋼板は、旧オーステナイト粒界に C が好適に偏析しているため、応力 - ひずみ曲線における真応力値が 6 0 0 M P a 以上の領域まで、 1 8 0 G P a 超の加工硬化率が維持される。この特徴を有することにより、本実施形態に係る鋼板は、弾性変形域が広がる。その結果、高強度鋼板の衝撃エネルギーの吸収性能が向上し、自動車車体用として好適である。

加工硬化率を求める際は、引張強度を測定する際と同様に、J I S Z 2 2 4 1 : 2 0 1 1 に沿って引張試験を行う。引張試験結果から、公称応力及び公称歪みを求め、その傾きから加工硬化率を求める。真応力も同様にして、引張試験結果から算出する。

10

## 【 0 0 6 8 】

次に、本実施形態に係る鋼板の製造方法について説明する。

## 【 0 0 6 9 】

本実施形態に係る鋼板の製造方法は、

本実施形態に係る鋼板の化学組成を有するスラブを熱間圧延して熱延鋼板とする熱間圧延工程と、

熱延鋼板を酸洗した後に冷間圧延して冷延鋼板とする冷間圧延工程と、

冷延鋼板を焼鈍する焼鈍工程と

を有する。

20

焼鈍工程では、

冷延鋼板を、8 3 0 を始点とし、8 4 0 ~ 9 0 0 の温度である T を終点とする温度範囲を 1 . 0 / s 以下の加熱速度で加熱し、

T で  $\{ T / 1 3 - ( 1 0 0 \times S i ) ^ { 0 . 8 } - ( 7 0 \times A l ) ^ { 0 . 5 } \}$  秒以上保持し、

保持後に、3 0 0 以下の冷却停止温度まで 2 0 / s ~ 6 0 / s の平均冷却速度で冷却する。

以下、各工程条件について説明する。

## 【 0 0 7 0 】

[ 熱間圧延工程 ]

本実施形態に係る鋼板の製造方法は、本実施形態に係る鋼板の成分組成を有する鑄造スラブを熱間圧延して熱延鋼板とする熱間圧延工程を有する。本実施形態に係る熱間圧延工程は特に限定されず、常法に従って行えばよい。

30

## 【 0 0 7 1 】

[ 冷間圧延工程 ]

熱延鋼板を、酸洗後、冷間圧延に供して冷延鋼板とする。

熱延後は、酸洗、及び冷間圧延に供する。これらの工程における制約は特にない。例えば、酸洗は、一回でもよいし、必要に応じ複数回に分けて行ってもよい。冷間圧延は、2 0 % 以上、8 0 % 以下程度の圧下率を確保できる範囲で、適宜、圧延パスの回数、パス毎の圧下率を設定してもよい。

## 【 0 0 7 2 】

[ 焼鈍工程 ]

焼鈍工程では、冷延鋼板を焼鈍する。このとき、冷延鋼板を、8 3 0 ~ 保持温度 T ( 8 4 0 ~ 9 0 0 ) の温度域において 1 . 0 / s 以下の加熱速度で加熱し、保持温度 T で  $\{ T / 1 3 - ( 1 0 0 \times S i ) ^ { 0 . 8 } - ( 7 0 \times A l ) ^ { 0 . 5 } \}$  秒以上保持し、保持した後に、3 0 0 以下の冷却停止温度まで 2 0 / s ~ 6 0 / s の平均冷却速度で冷却する。

40

## 【 0 0 7 3 】

( 8 3 0 を始点とし、8 4 0 ~ 9 0 0 の温度である T を終点とする温度範囲を 1 . 0 / s 以下の加熱速度で加熱 )

焼鈍工程では、8 3 0 を始点とし、8 4 0 ~ 9 0 0 の温度である T を終点とす

50

る温度範囲を  $1 \text{ / s}$  以下の加熱速度で加熱する。すなわち、 $830$  から  $T$  の範囲を  $1.0 \text{ / s}$  を超えない加熱速度で加熱する。

本実施形態では、旧オーステナイト粒界において、幅  $50 \text{ nm} \sim 2 \text{ }\mu\text{m}$  のマルテンサイト又は残留オーステナイトが存在する割合が  $70\%$  以上の要件を満たすよう、焼鈍工程において旧粒界に  $C$  を十分に偏析させる必要がある。この際、加熱により旧粒が成長しても、十分な幅を有する  $C$  濃化領域を形成できるような熱処理条件の制御が求められる。そのため、焼鈍工程において加熱速度を限定する温度範囲を  $830$  を始点とし、 $840 \sim 900$  の温度である  $T$  を終点とする温度範囲とする。  $T$  は、組織構成上、  $A_c3$  点以上の温度とすることが好ましい。

$830 \sim$  保持温度  $T$  の温度域において  $1.0 \text{ / s}$  超の加熱速度の場合、旧粒界に  $C$  が十分に偏析しないため好ましくない。さらに、本実施形態のように  $Al$  含有量が多い成分系の場合 ( $0.20\% \sim 1.0\%$ )、  $A_c3$  点が増加する。そのため、加熱中に十分にオーステナイト逆変態と成長を進めながら、旧粒界に  $C$  を十分に偏析させるためには、  $830$  から  $T$  まで、加熱速度を抑えつつ、時間をかけて継続して温度上昇させる必要がある。そのため、  $830 \sim$  保持温度  $T$  の温度域の加熱速度を  $1.0 \text{ / s}$  以下とし、当該温度域内で、  $1.0 \text{ / s}$  を超える加熱や、定温保持を行うことは好ましくない。そのため、  $830 \sim$  保持温度  $T$  の温度域における加熱速度を  $1.0 \text{ / s}$  以下とし、好ましくは  $0.9 \text{ / s}$  以下、より好ましくは  $0.8 \text{ / s}$  以下である。

当該温度域の加熱速度の下限は特に限定されないが、生産性の観点から  $0.4 \text{ / s}$  以上と定めてもよい。なお、「加熱」は、一定の温度での保持は含まないため、加熱速度は  $0 \text{ / s}$  超である。

「加熱速度」は「平均加熱速度」とは異なる概念である。本実施形態に係る鋼板の製造方法では、  $830$  以上保持温度  $T$  以下の温度範囲において、鋼板の温度の加熱速度を常に上記範囲内としなければならない。

#### 【0074】

(  $T$  で  $\{ T / 13 - (100 \times Si)^{0.8} - (70 \times Al)^{0.5} \}$  秒以上保持 )

旧粒界を所定の割合でマルテンサイト又は残留オーステナイトが被覆するために必要な  $C$  濃化領域を生成させるためには、上述の加熱速度で加熱して  $C$  を粒界に濃化させた上で、均熱温度で冷延鋼板を十分な時間保持 (均熱) する必要がある。均熱温度が低いとオーステナイト単相焼鈍とならず所望の金属組織が得られないため好ましくない。そのため、均熱温度は  $840$  以上とし、好ましくは  $850$  以上である。一方、均熱温度が高すぎると製造コストが高くなるので、均熱温度は  $900$  以下とし、好ましくは  $880$  以下である。

$840 \sim 900$  の温度域での保持時間が  $\{ T / 13 - (100 \times Si)^{0.8} - (70 \times Al)^{0.5} \}$  秒未満である場合、焼鈍時の加熱におけるオーステナイトの粒成長に伴い広がった旧粒界全体に  $C$  が十分に行き渡らず ( $C$  が旧粒界を十分に被覆し切らない)、後述の冷却工程において、旧粒界を所定の割合で被覆するマルテンサイト又は残留オーステナイトが生成されないため、好ましくない。そのため、  $840 \sim 900$  の温度域での保持時間を  $\{ T / 13 - (100 \times Si)^{0.8} - (70 \times Al)^{0.5} \}$  秒以上とする。

保持時間の上限は特に限定されないが、長時間保持すると粒が混粒となり、粗大な粒の存在により降伏点が低下するため、保持時間を  $400$  秒以下と定めてもよい。

$Si$  は単位：質量%での  $Si$  含有量を表し、  $Al$  は単位：質量%での  $Al$  含有量を表す。

#### 【0075】

( 保持した後に、  $300$  以下の冷却停止温度まで  $20 \text{ / s} \sim 60 \text{ / s}$  の平均冷却速度で冷却 )

上述の温度域に冷延鋼板を保持した後、冷延鋼板を冷却する。平均冷却速度が  $20 \text{ / s}$  未満の場合、フェライト変態、パーライト変態及びベイナイト変態が生じやすくなってしまうため、本実施形態に係る鋼板のミクロ組織が得られず、好ましくない。そのため、平均冷却速度は  $20 \text{ / s}$  以上とし、好ましくは  $25 \text{ / s}$  以上である。一方、冷却速度

が60 / s超の場合、鋼板表面と内側とで板厚方向に温度差が生じやすくなることに起因して、表面側よりも内側が遅れてマルテンサイト変態する。その結果、先にマルテンサイト変態した表面側が歪んで、旧 粒界が歪んでしまう等の悪影響が出てしまうので好ましくない。そのため、平均冷却速度は60 / s以下とし、好ましくは55 / s以下である。冷却停止温度を300 以下とすることにより、所望のマルテンサイト量を得やすくなる。本実施形態に係る鋼板では、所定のマルテンサイト量を確保することで、鋼板の引張強度を1310 MPa以上とし得る。冷却停止温度は、好ましくは250 以下、好ましくは200 以下である。一方、冷却停止温度が25 未満であると、必要な設備が多く、製造コストが増大する。そのため、冷却停止温度は25 以上が好ましい。冷却停止温度は、より好ましくは100 以上とする。

10

**【0076】**

焼鈍工程後の冷延鋼板に対して、溶融亜鉛めっき工程や合金化工程を施してもよい。この場合、溶融亜鉛めっきの方法や合金化の方法は特に限定されず、常法を用いることができる。溶融亜鉛めっきの方法としては、例えば、焼鈍工程後の冷延鋼板を、(亜鉛めっき浴温度 - 40) ~ (亜鉛めっき浴温度 + 50) の温度域に制御して、溶融亜鉛めっき浴に浸漬することにより溶融亜鉛めっきを形成する方法が挙げられる。また、合金化の方法としては、例えば、溶融亜鉛めっきを、300 ~ 500 の温度域で合金化する方法が挙げられる。

**【実施例】****【0077】**

本発明を、実施例を参照しながらより具体的に説明する。

20

**【0078】****<製造方法>**

表1に示される化学組成を有するスラブを鑄造した。鑄造後のスラブを1100 に加熱し、2.8 mmまで熱間圧延し、巻き取り後室温まで冷却した。酸洗後、50%の冷間圧延率で冷間圧延を施した。冷間圧延後、表2-1、2-2に示す条件で冷延鋼板に焼鈍工程を施した。例番号：34は、スラブ置き割れが発生したため、焼鈍工程以降の工程を施すことができず、金属組織及び特性を測定することができなかった。

**【0079】**

30

40

50

【表 1】

鋼種	化学組成(質量%)									Ac3点 (°C)	その他 (単位:質量%)
	C	Si	Mn	P	S	N	Al	Si+Al	O		
A	0.29	0.75	2.1	0.0185	0.018	0.018	0.35	1.10	0.0020	824	
B	0.21	0.65	2.3	0.0092	0.003	0.0184	0.46	1.11	0.0193	846	
C	0.29	0.12	1.9	0.0181	0.017	0.018	0.87	0.99	0.0080	860	
D	0.29	0.92	3.5	0.0164	0.019	0.019	0.31	1.23	0.0001	784	
E	0.37	0.38	0.2	0.0186	0.018	0.0133	0.46	0.84	0.0003	850	
F	0.22	0.63	1.3	0.0179	0.013	0.0089	0.23	0.86	0.0014	846	
G	0.26	0.23	3.6	0.0176	0.019	0.0167	0.95	1.18	0.0012	832	
H	0.30	0.14	2.5	0.005	0.010	0.005	0.21	0.35	0.0009	780	
I	0.34	0.76	0.8	0.0177	0.004	0.0173	0.60	1.36	0.0180	868	
K	0.23	0.24	3.1	0.019	0.019	0.0183	0.60	0.84	0.0019	822	0.79Ni
L	0.29	0.69	1.0	0.0027	0.018	0.005	0.38	1.07	0.0016	853	0.25Mo
M	0.34	0.47	2.9	0.0188	0.018	0.0188	0.50	0.97	0.0019	795	0.20Cr
N	0.39	0.80	2.7	0.0185	0.005	0.019	0.32	1.12	0.0001	780	0.050Ti
O	0.36	0.37	1.6	0.0174	0.017	0.018	0.68	1.05	0.0031	836	0.0016B
P	0.26	0.32	2.5	0.0047	0.016	0.016	0.80	1.12	0.0007	851	0.015Nb
Q	0.38	0.21	0.7	0.018	0.018	0.003	0.75	0.96	0.0146	856	0.010V
R	0.31	0.85	1.2	0.0137	0.009	0.019	0.42	1.27	0.0142	850	0.10Cu
<u>S</u>	0.33	<u>0.07</u>	1.3	0.0029	0.005	0.005	0.41	0.48	0.0027	819	
<u>T</u>	0.32	0.48	2.3	0.0183	0.019	0.003	<u>0.18</u>	0.66	0.0033	784	
<u>U</u>	0.23	0.24	1.8	0.0063	0.010	0.0089	<u>1.10</u>	1.34	0.0009	844	
<u>V</u>	0.27	0.10	0.8	0.0186	<u>0.021</u>	0.018	<u>0.15</u>	<u>0.25</u>	0.0019	820	
<u>W</u>	0.21	0.81	2.8	0.0179	0.018	0.018	0.67	<u>1.48</u>	0.0042	857	
<u>X</u>	0.24	<u>1.07</u>	1.7	0.0187	0.018	0.003	0.24	1.31	0.0061	841	
A1	0.29	0.75	2.1	0.0010	0.018	0.018	0.49	1.24	0.0020	831	
A2	0.29	0.75	2.1	0.0085	0.018	0.018	0.51	1.26	0.0020	838	
A3	0.29	0.75	2.1	0.0075	0.018	0.018	0.55	1.30	0.0020	842	
A4	0.20	0.70	2.6	0.0065	0.004	0.018	0.40	1.10	0.0020	825	
A5	0.25	0.65	1.0	0.0015	0.009	0.009	0.40	1.05	0.0090	857	0.02W, 0.02Ta, 0.01Sn
A6	0.32	0.21	2.6	0.0070	0.010	0.017	0.78	0.99	0.0140	825	0.05Co, 0.01Sb, 0.01As
A7	0.27	0.40	1.6	0.0020	0.007	0.012	0.52	0.92	0.0100	838	0.01Mg, 0.01Ca, 0.01Y
A8	0.22	0.81	2.0	0.0095	0.012	0.007	0.25	1.06	0.0080	828	0.01Zr, 0.01La

10

20

30

40

【 0 0 8 0 】

50

【 表 2 - 1 】

例 番号	化学組成(質量%)							備考
	鋼種	スラブ 置き割れ	830°C~保持温度Tにおける 焼鈍加熱速度 [°C/s]	焼鈍 保持温度 [°C]	焼鈍 保持時間 [s]	$\{T/13-(100 \times S)^{0.8} - (70 \times AI)^{0.5}\}$	焼鈍後の 平均冷却速度 [°C/s]	
1	A	-	0.8	870	55	30	30	発明例
2	B	-	0.8	870	63	33	30	発明例
3	C	-	0.8	870	70	52	30	発明例
4	D	-	0.8	870	34	25	30	発明例
5	E	-	0.8	870	50	43	30	発明例
6	F	-	0.8	870	67	35	30	発明例
7	G	-	0.8	870	60	46	30	発明例
8	H	-	0.8	870	72	55	30	発明例
9	I	-	0.8	870	58	28	30	発明例
10	B	-	0.9	870	38	33	50	発明例
11	C	-	0.6	895	87	54	50	発明例
12	D	-	0.6	845	51	23	50	発明例
13	F	-	0.6	870	36	35	50	発明例
14	G	-	0.6	870	55	46	22	発明例
15	H	-	0.6	870	76	55	58	発明例
16	A	-	<u>3</u>	870	40	30	40	比較例
17	A	-	0.7	<u>950</u>	49	37	40	比較例
18	A	-	0.7	<u>800</u>	53	25	40	比較例
19	A	-	0.7	850	<u>28</u>	29	40	比較例
20	A	-	0.7	850	43	29	<u>63</u>	比較例
21	A	-	0.7	850	50	29	<u>3</u>	比較例
22	K	-	0.8	870	75	48	35	発明例
23	L	-	0.8	870	65	32	35	発明例

【 0 0 8 1 】

10

20

30

40

50

【表 2 - 2】

例 番号	化学組成(質量%)						備考	
	鋼種	スラブ 置き割れ	830°C~保持温度Tにおける 焼鈍加熱速度 [°C/s]	焼鈍 保持温度 [°C]	焼鈍 保持時間 [s]	$[T/13-(100 \times S_i)^{0.8} - (70 \times Al)^{0.5}]$		焼鈍後の 平均冷却速度 [°C/s]
24	M	-	0.8	870	62	39	35	発明例
25	N	-	0.8	870	36	29	35	発明例
26	O	-	0.8	870	63	42	35	発明例
27	P	-	0.8	870	59	43	35	発明例
28	Q	-	0.8	870	54	48	35	発明例
29	R	-	0.8	870	53	27	35	発明例
30	S	-	0.6	870	72	57	40	比較例
31	T	-	0.6	870	59	41	40	比較例
32	U	-	0.6	870	69	45	40	比較例
33	V	-	0.6	870	82	57	40	比較例
34	W	置き割れ	→以降試験中止					比較例
35	X	-	0.6	870	50	21	40	比較例
36	A1	-	0.8	870	55	29	30	発明例
37	A2	-	0.8	870	55	29	30	発明例
38	A3	-	0.8	870	55	29	30	発明例
39	A3	-	1.1	870	55	29	30	比較例
40	A4	-	1.1	870	55	32	30	比較例
41	A5	-	0.7	880	62	34	35	発明例
42	A6	-	0.7	880	90	49	35	発明例
43	A7	-	0.7	850	59	40	35	発明例
44	A8	-	0.7	850	75	28	35	発明例
45	B	-	0.9	870	38	33	18	比較例

## 【0082】

## &lt; 金属組織の測定 &gt;

得られた焼鈍鋼板から、SEM観察用試験片を採取し、圧延方向に平行な縦断面を研磨した後、板厚1/4部における金属組織を観察し、画像処理により、各組織の面積率を測定した。各組織の面積率を表3-1、3-2に示した。表3-1、3-2では、「旧オーステナイト粒界において、幅50nm~2μmのマルテンサイト又は残留オーステナイトが存在する割合」を「粒界被覆率」と呼称する。粒界厚み及び粒界被覆率の測定方法は上述した通りである。

## 【0083】

10

20

30

40

50

< 特性の測定 >

( 引張強度 )

焼鈍鋼板から圧延方向に対し垂直方向に J I S 5 号引張試験片を採取し、J I S Z 2 2 4 1 : 2 0 1 1 に沿って引張試験を行うことで、引張強度を測定した。

引張強度の測定結果を表 3 - 1、3 - 2 に示した。

【 0 0 8 4 】

( 加工硬化率及び真応力 )

まず、引張強度を測定する際と同様に、J I S Z 2 2 4 1 : 2 0 1 1 に沿って引張試験を行った。引張試験結果から、公称応力及び公称歪みを求め、その傾きから加工硬化率を求めた。真応力も同様にして、引張試験結果から算出した。加工硬化率及び真応力の測定結果を表 3 - 1、3 - 2 に示した。表 3 - 1、3 - 2 では、加工硬化率 ( 表中、W H R と略記する ) = 1 8 0 G P a となる真応力を示した。この値が 6 0 0 M P a 以上であれば、応力 - ひずみ曲線における真応力値が 6 0 0 M P a 以上の領域まで、1 8 0 G P a 超の加工硬化率が維持されると言える。

【 0 0 8 5 】

10

20

30

40

50

【 表 3 - 1 】

例 番号	鋼種	残留 $\gamma$ の 面積率 [%]	フェライト/ベイナイト パーライト合計面積率 [%]	マルテンサイトの 面積率 [%]	粒界厚み [ $\mu\text{m}$ ]	粒界被覆率 [%]	TS [MPa]	WHR=180GPaとなる 真応力 [MPa]	備考
1	A	6	1	93	0.82	91	1796	824	発明例
2	B	3	2	95	0.81	87	1487	652	発明例
3	C	5	6	89	0.063	83	1765	650	発明例
4	D	6	1	93	1.2	92	1824	799	発明例
5	E	7	10	83	0.35	71	1821	726	発明例
6	F	6	4	90	0.065	74	1497	622	発明例
7	G	5	9	86	0.89	88	1524	679	発明例
8	H	1	3	96	0.053	72	1809	634	発明例
9	I	12	4	84	1.3	95	1879	860	発明例
10	B	4	4	92	0.052	71	1495	610	発明例
11	C	7	4	89	0.051	72	1753	618	発明例
12	D	10	5	85	1.8	94	1822	817	発明例
13	F	6	4	90	0.051	74	1488	603	発明例
14	G	4	10	86	0.82	89	1503	688	発明例
15	H	2	2	96	0.053	73	1836	741	発明例
16	A	4	4	92	0.043	65	1631	576	比較例
17	A	4	3	93	0.038	66	1637	582	比較例
18	A	6	21	73	2.1	67	1290	624	比較例
19	A	2	3	95	0.047	64	1628	573	比較例
20	A	0	1	99	0.61	84	1634	589	比較例
21	A	3	42	55	0.69	89	1252	567	比較例
22	K	1	2	97	0.43	76	1582	657	発明例
23	L	3	6	91	0.84	89	1777	739	発明例

【 0 0 8 6 】

10

20

30

40

50

## 【表 3 - 2】

例 番号	鋼種	残留 $\gamma$ の 面積率 [%]	フェライト、ベイナイト、 パーライト合計面積率 [%]	マルテンサイトの 面積率 [%]	粒界厚み [ $\mu\text{m}$ ]	粒界被覆率 [%]	TS [MPa]	WHR=180GPaとなる 真応力 [MPa]	備考
24	M	3	3	94	0.61	84	1889	804	発明例
25	N	4	1	95	1	91	1956	821	発明例
26	O	3	2	95	0.97	88	1905	790	発明例
27	P	2	1	97	0.46	78	1651	686	発明例
28	Q	3	8	89	0.57	73	1923	838	発明例
29	R	1	2	97	0.87	79	1824	769	発明例
30	S	2	6	92	0.035	65	1828	583	比較例
31	T	7	1	92	0.042	68	1792	597	比較例
32	U	4	20	76	1.3	65	1295	571	比較例
33	V	2	1	97	0.025	61	1687	542	比較例
34	W	-	-	-	-	-	-	-	比較例
35	X	4	6	90	1.25	76	1721	752	比較例
36	A1	6	2	92	0.91	90	1805	824	発明例
37	A2	6	2	92	0.95	88	1812	835	発明例
38	A3	7	3	90	1.05	92	1824	847	発明例
39	A3	7	5	88	0.051	68	1789	587	比較例
40	A4	4	2	94	0.047	66	1475	574	比較例
41	A5	3	7	90	0.76	89	1704	739	発明例
42	A6	7	4	89	0.46	84	1854	770	発明例
43	A7	3	5	92	0.42	82	1777	752	発明例
44	A8	3	4	93	0.102	73	1521	668	発明例
45	B	1	27	72	0.054	71	1301	589	比較例

## 【0087】

表 3 - 1、3 - 2 に示すように、本発明に係る実施例では、1310MPa 以上の引張強度を有し、応力 - ひずみ曲線における真応力値が 600MPa 以上の領域まで、180GPa 超の加工硬化率が維持された。特に、A1 含有量が 0.50% 超、0.55% 以上、0.60% 以上となる実施例（例えば例番号 9、38、42 等）でこれらの値が良好になる傾向が得られた。一方、本発明の要件を少なくとも一つは満たさない比較例では、いずれかの特性に劣っていた。特に、例 39、40 によれば、830 ~ 保持温度 T (840 ~ 900) の温度域における加熱速度が 1.0 / s をわずかに上回った (= 1.1 / s) だけでも良好な結果が得られないことがわかった。

10

20

30

40

50

## 【 0 0 8 8 】

また、上記鋼板に対して、溶融亜鉛めっき処理、または溶融亜鉛めっき処理と合金化処理を行っためっき鋼板においても、本実施形態における物性（1310MPa以上の引張強度を有し、応力 - ひずみ曲線における真応力値が600MPa以上の領域まで、180GPa超の加工硬化率が維持される）が得られた。

## 【 0 0 8 9 】

（耐LME性）

続いて、表1における鋼種A、C、DおよびXの化学組成を有するスラブを鋳造し、例番号1の製造条件を適用し鋼板を製造した。製造した鋼板から、50mm×80mmの試験片を採取した。また、表1におけるAの化学組成を有するスラブを鋳造し、例番号1の製造条件を適用した後、溶融亜鉛めっき浴に浸漬して、溶融亜鉛めっき鋼板を製造した。製造した鋼板から、50mm×80mmの試験片を採取した。

図1に2枚の鋼板をスポット溶接し、耐溶融金属脆化割れ性を評価する試験の様子を示す。溶融亜鉛めっき鋼板を図1の鋼板1dに用い、評価対象の鋼板を鋼板1eとして2枚を重ねて、一對の電極4a、4bでスポット溶接した。溶接条件は、次のとおりである。

サーボモータ加圧式単相交流スポット溶接機（電源周波数50Hz）を用いて、圧力450kgf（4413kg・m/s<sup>2</sup>）にて加圧しながら、電流値を6.5kA、電極の傾斜角を3°として、アップスロープなし、通電時間0.4秒、通電終了後の保持時間を0.1秒とし、めっき鋼板を溶接した。その後、当該鋼板のナゲット中心部の領域の鋼組織を光学顕微鏡を用いて観察した。割れが発生しない場合をA評価、500μm未満の長さの割れが認められる場合をB評価、500μm以上の長さの割れが認められる場合をC評価とした。A評価とB評価を合格とした。

鋼種AおよびCの化学組成を有する鋼板、及び鋼種Aの化学組成を有する溶融亜鉛めっき鋼板はA評価であり、非常に良好な耐LME性を示した。鋼種Dの化学組成を有する鋼板はB評価であった。

一方、Si含有量が本実施形態から外れる鋼種Xの化学組成を有する鋼板はC評価であり、十分な耐LME特性が示されなかった。

## 【 産業上の利用可能性 】

## 【 0 0 9 0 】

本発明によれば、1310MPa以上の引張強度を有し、応力 - ひずみ曲線における真応力値が600MPa以上の領域まで、180GPa超の加工硬化率が維持される鋼板及びその製造方法を提供することができる。

10

20

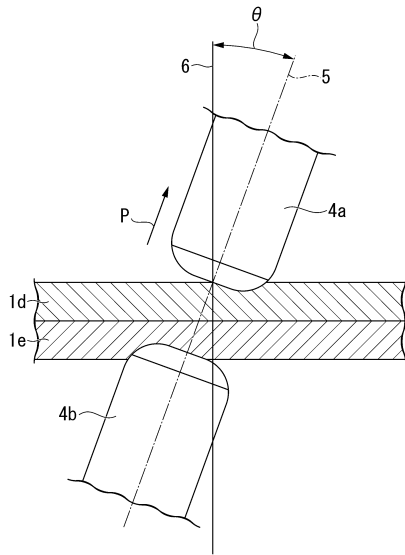
30

40

50

【図面】

【図 1】



10

20

30

40

50

## フロントページの続き

- (74)代理人 100207686  
弁理士 飯田 恭宏
- (74)代理人 100224812  
弁理士 井口 翔太
- (72)発明者 塚本 絵里子  
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内
- (72)発明者 竹田 健悟  
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内
- 審査官 櫻井 雄介
- (56)参考文献 特開2009-209450(JP,A)  
国際公開第2017/168962(WO,A1)  
国際公開第2013/018722(WO,A1)  
国際公開第2019/003541(WO,A1)
- (58)調査した分野 (Int.Cl., DB名)  
C22C 38/00  
C22C 38/60  
C21D 9/46