

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B1)

(11)特許番号  
特許第7294548号  
(P7294548)

(45)発行日 令和5年6月20日(2023.6.20)

(24)登録日 令和5年6月12日(2023.6.12)

(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 S
C 2 2 C 38/06 (2006.01)	C 2 2 C 38/06
C 2 2 C 38/60 (2006.01)	C 2 2 C 38/60
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 1 D 9/46 G

請求項の数 5 (全30頁)

(21)出願番号 特願2022-575217(P2022-575217)	(73)特許権者 000001258
(86)(22)出願日 令和4年9月9日(2022.9.9)	J F E スチール株式会社
(86)国際出願番号 PCT/JP2022/033945	東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号
審査請求日 令和4年12月13日(2022.12.13)	(74)代理人 100184859
(31)優先権主張番号 特願2021-160628(P2021-160628)	弁理士 磯村 哲朗
(32)優先日 令和3年9月30日(2021.9.30)	(74)代理人 100123386
(33)優先権主張国・地域又は機関 日本国(JP)	弁理士 熊坂 晃
早期審査対象出願	(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 知場 三周
	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 松井 洋一郎

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 鋼板、部材およびそれらの製造方法

(57)【特許請求の範囲】

【請求項 1】

質量%で、

C : 0 . 0 6 ~ 0 . 2 4 %、

S i : 0 . 4 % 以上 1 . 6 0 % 未満、

M n : 1 . 5 ~ 3 . 2 %、

P : 0 . 0 2 % 以下、

S : 0 . 0 1 % 以下、

s o l . A l : 1 . 0 % 未満、

N : 0 . 0 1 5 % 未満を含有し、

且つ以下の式(1)を満たし、

残部が F e および不可避の不純物からなる成分組成を有し、

ポリゴナルフェライトの面積率：20%以上85%以下であり、

上部ベイナイトの面積率：9%以上45%以下であり、

残留オーステナイトの体積率：3%以上15%以下であり、

フレッシュマルテンサイトの面積率：3%以上15%以下であり、

焼戻しマルテンサイトと下部ベイナイトの面積率の合計：50%以下(0%も含む)であり、且つ

残部組織の面積率：5%以下である組織を有し、

円相当径：1.2 μm 未満であるフレッシュマルテンサイト粒子および残留オーステナ

イト粒子の合計の個数のフレッシュマルテンサイト粒子および残留オーステナイト粒子の全粒子の個数に対する割合が50%以上であり、  
且つアスペクト比が2.5以上であって円相当径：1.2 μm以上であるフレッシュマルテンサイト粒子および残留オーステナイト粒子の合計の個数の円相当径：1.2 μm以上であるフレッシュマルテンサイト粒子および残留オーステナイト粒子の個数に対する割合が40%以上である、鋼板。

$$S_i / Mn < 0.50 \dots \text{式(1)}$$

ここで、式(1)中、 $S_i$ 、 $Mn$ は夫々、 $S_i$ 含有量(質量%)、 $Mn$ 含有量(質量%)を示す。

#### 【請求項2】

前記成分組成として、さらに、以下の(A)群、(B)群から選ばれる1つ以上を含有する、請求項1に記載の鋼板。

(A)群：質量%で、 $Nb$ ：0.2%以下、 $Ti$ ：0.2%以下、 $V$ ：0.2%以下、 $B$ ：0.01%以下、 $Cu$ ：0.2%以下、 $Ni$ ：0.2%以下、 $Cr$ ：0.4%以下、 $Mo$ ：0.15%以下のうちから選ばれる1種または2種以上、

(B)群：質量%で、 $Mg$ ：0.0050%以下、 $Ca$ ：0.0050%以下、 $Sn$ ：0.10%以下、 $Sb$ ：0.10%以下、 $REM$ ：0.0050%以下のうちから選ばれる1種または2種以上

#### 【請求項3】

請求項1または2に記載の鋼板を用いてなる部材。

#### 【請求項4】

請求項1または2に記載の成分組成を有する鋼スラブに対して熱間圧延および酸洗を施した後、得られた熱延鋼板に対して冷間圧延処理を施すことで冷延鋼板を得る冷間圧延工程と、

前記冷延鋼板に対して焼鈍処理を施すことで鋼板を得る焼鈍工程と、を含み、

前記冷間圧延工程は、

累積冷間圧延率：30～85%とし、

1パス目の圧下率を5%以上25%未満とすることで、 $\{111\} <0-11>$ 方位、 $\{111\} <11-2>$ 方位、 $\{211\} <0-11>$ 方位、および $\{100\} <011>$ 方位を有する組織の合計が、bcc相の全組織に対して、面積率が35%以上75%以下である前記冷延鋼板を得る前記冷間圧延処理を含み、

前記焼鈍工程は、

前記冷延鋼板に対して、500以上Ac1以下の温度範囲を0.5～15 / secの平均加熱速度とし、840以下、かつ0.5 (T - Ac1) / (Ac3 - Ac1) < 1.0となる焼鈍温度Tまで加熱を行い、

該加熱後、露点Tdが-50以上-30以下である炉内雰囲気において前記焼鈍温度Tで均熱保持を行うことで、針状オーステナイト組織が数密度で5個/1000 μm<sup>2</sup>以上である鋼板を得て、

次いで、750～550の温度範囲を平均冷却速度：6.0 / sec以上とし、550以下400以上の第一冷却停止温度Tc1まで冷却する第一冷却を施し、

該第一冷却後、前記第一冷却停止温度Tc1において25秒以上保持する第一保持を施し、該第一保持後、前記第一冷却停止温度Tc1以下で、かつ450以下300以上の第二冷却停止温度Tc2まで冷却する第二冷却を施し、

前記第二冷却停止温度Tc2で20～3000秒保持する第二保持を施し、

該第二保持後、冷却する第三冷却を施す前記焼鈍処理を含む、

ポリゴナルフェライトの面積率：20%以上85%以下であり、上部ベイナイトの面積率：9%以上45%以下であり、残留オーステナイトの体積率：3%以上15%以下であり、フレッシュマルテンサイトの面積率：3%以上15%以下であり、焼戻しマルテンサイトと下部ベイナイトの面積率の合計：50%以下(0%も含む)であり、且つ残部組織の面積率：5%以下である組織を有し、円相当径：1.2 μm未満であるフレッシュマルテ

10

20

30

40

50

ンサイト粒子および残留オーステナイト粒子の合計の個数のフレッシュマルテンサイト粒子および残留オーステナイト粒子の全粒子の個数に対する割合が50%以上であり、且つアスペクト比が2.5以上であって円相当径：1.2 μm以上であるフレッシュマルテンサイト粒子および残留オーステナイト粒子の合計の個数の円相当径：1.2 μm以上であるフレッシュマルテンサイト粒子および残留オーステナイト粒子の個数に対する割合が40%以上である、鋼板の製造方法。

【請求項5】

請求項1または2に記載の鋼板に、成形加工、接合加工の少なくとも一方を施して部材とする工程を含む、部材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

10

【技術分野】

【0001】

本発明は、自動車、家電等においてプレス成形工程を経て使用される複雑な形状を有するプレス成形品用に好適で、かつ化成処理性に優れた鋼板、該鋼板を用いた部材およびそれらの製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

世界的なCO<sub>2</sub>排出規制の高まりを背景に、自動車用鋼板の高強度化による車体重量の軽量化が一段と要求され、ボディやシート部品に対しても既存の440MPa級の冷延鋼板から590MPa級以上の高強度鋼板の適用が進められている。一般的に、鋼板を高強度化すると、延性や伸びフランジ性等のプレス成形性が低下し、プレス成形時の割れが生じやすくなり、形状の自由度が低下するため、単純な形状の部品への適用に限定される。したがって、高強度鋼板を複雑形状部品へ適用するためには成形性を維持あるいは向上させながら鋼板の高強度化を進めることが重要となる。

20

【0003】

このような背景から、鋼板の延性を向上させる技術として、鋼板のミクロ組織中に残留オーステナイト（残留）を分散させたTRIP鋼が開発されている。

【0004】

例えば、特許文献1には、オーステンパー処理（単相域焼鈍温度あるいは二相域焼鈍温度からベイナイト変態温度まで冷却し、等温保持することで等温保持中あるいは冷却中のベイナイト変態を活用して残留を形成させる処理）による製造方法が開示されており、C：0.10～0.45%、Si：0.5～1.8%、Mn：0.5～3.0%を含む鋼板を焼鈍後に350～500の温度域で1～30min時効処理することで残留を形成し、TS：80kgf/mm<sup>2</sup>以上でTS×EL：2500kgf/mm<sup>2</sup>・%以上の高い延性を有する鋼板が得られることが開示されている。

30

【0005】

特許文献2には、C：0.10～0.25%、Si：1.0～2.0%、Mn：1.5～3.0%を含有する鋼板を焼鈍後に10/s以上で450～300まで冷却し、180～600sec保持し、体積率で5%以上の残留、面積率で60%以上のベイニティックフェライトと20%以下のポリゴナルフェライトとなるようにミクロ組織を制御することで、延性：E<sub>1</sub>と伸びフランジ性：がともに優れた鋼板が得られることが開示されている。

40

【0006】

以上の技術では、未変態への効率的な炭素濃化を促進するため、鋼板に含有するSi量が多い。一方で、プレス成形部材に用いられる薄鋼板は、その後塗装されて自動車等へ組み入れられるため、鋼板に良好な塗装性を付与する目的で化成処理を施している。化成処理は鋼板表層部の酸化膜がある場合、化成処理により付着する結晶粒子にムラが生じ、塗装性悪化の要因となる。そのため、通常、薄鋼板の製造で用いられる連続焼鈍炉では化成処理性を高める前処理として酸洗処理が施されるが、鋼板の成分、特にSi含有量が多い鋼板では酸洗では取り切れないSi含有表面酸化層により、化成処理性が著しく悪化す

50

るという問題が生じる。

【0007】

このような課題を解決するため、例えば、特許文献3では、酸化性の第1の酸と非酸化性の第2の酸を含む混酸液に連続的に浸漬して酸洗した後、非酸化性の第3の酸を含む酸液に連続的に浸漬して再酸洗する工程により、Si含有量が多い鋼板に対しても、優れた化成処理性を具備させることができることを開示している。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0008】

【文献】特公平6-35619号公報

10

特許第4411221号公報

特許第6041079号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0009】

単純形状部品のプレス成形は専ら均一伸びまでの加工により成形されるが、複雑形状部品では局部伸びも重要となる。しかしながら、特許文献1に記載の従来のTRIP鋼は、E1は優れているものの、伸びフランジ成形性が非常に低いという問題を有していた。

【0010】

特許文献2に記載の技術では、ミクロ組織として主にベイニティックフェライトを活用しており、フェライトを少なく抑えているので、伸びフランジ成形性には優れているものの延性は必ずしも高くない。また、低降伏比を有する鋼板に関しての技術でありボディ骨格部材やエネルギー吸収部材への適用が困難である。また、特許文献1、特許文献2においては化成処理性が考慮されておらず、Si含有量、あるいは焼鈍条件により化成処理性は悪化することが想定される。

20

【0011】

特許文献3に記載の技術は、焼鈍後の冷却途中に上部ベイナイト変態を活用する保持と、その後のQ&P処理および再加熱後のベイナイト変態により高い延性と優れた伸びフランジ性を有する鋼板は得られるものの、難成形部品で同時に必要とされる曲げ成形性、張り出し成形性を両立する局部伸びの改善までは認められない。また、Q&P処理で形成するマルテンサイトから未変態への炭素分配を促進することとなり、多量のSiを含有するため、特許文献3に記載のような酸洗技術を必要とする。そのため、酸洗設備の増築が必要であったり、あるいはランニングコストが高かったりすることから、他の技術の確立が希求されていた。

30

【0012】

このように、従来技術では、高い延性と優れた伸びフランジ成形性を確保しつつ、同時に優れた化成処理性を具備する鋼板の技術としてはまだ十分とは言えなかった。

【0013】

本発明は、このような問題を解決するためになされたもので、590MPa以上の引張強度を有し、高い延性と優れた伸びフランジ成形性とともにより良好な化成処理性を実現する鋼板、部材およびそれらの製造方法を提供することを目的とする。

40

【0014】

ここで、引張強度が590MPa以上であるとは、圧延方向に対して垂直方向に引張方向を有するJIS5号引張試験片に対し、クロスヘッドスピードを10mm/minとして、JIS Z 2241(2011)の規定に準拠した引張試験により、引張強度が590MPa以上であることを指す。

【0015】

また、高い延性とは、圧延方向に対して垂直方向に引張方向を有するJIS5号引張試験片に対し、クロスヘッドスピードを10mm/minとして、JIS Z 2241(2011)の規定に準拠した引張試験により、引張強度(TS)×全伸び(T.E1) 2

50

2000MPa・%以上であることを指す。

【0016】

また、優れた伸びフランジ成形性とは、JFST 1001（鉄連規格）に準拠した穴広げ試験により、以下の（A1）又は（A2）を満たすことを指す。

（A1）引張強度が590MPa以上780MPa未満の場合に穴広げ率が60%以上である。

（A2）引張強度が780MPa以上の場合に穴広げ率が35%以上である。

【0017】

また、良好な化成処理性とは、鋼板に対して、20～35A/dm<sup>2</sup>の電流密度で2秒間の硫酸電解酸洗を施し、脱脂（処理温度40℃、処理時間120秒、スプレー脱脂）、表面調整（pH9.5、処理温度室温、処理時間20秒）を行い、その後リン酸亜鉛化成処理液を用いて化成処理（化成処理液の温度35℃、処理時間120秒）を行い、化成被膜組織が形成されていない面が存在しないことを指す。

【課題を解決するための手段】

【0018】

本発明者らは、Si含有量が少ない鋼板成分においても、高い延性と優れた伸びフランジ成形性を具備させる手段について鋭意検討を行い、以下の結論を得た。ここで、Si含有量が少ないとは、特に限定されないが、Si含有量が1.60質量%未満である場合を指す。

【0019】

オーステンパー処理では、400℃付近のベイナイト変態により、fcc相とbcc相の自由エネルギーが等しくなるT<sub>0</sub>組成まで未変態オーステナイトへの炭素分配が生じ、その後ベイナイト変態は停留する。そのため、粗大で熱的に不安定な未変態オーステナイトは、最終冷却時に硬質なマルテンサイト組織あるいは機械的に不安定な残留オーステナイトとなり、伸びフランジ性が悪化する。このように、オーステンパー処理では、一般的に延性と伸びフランジ性を両立することは難しい。

【0020】

本発明者らは、焼鈍前の昇温過程を鋭意検討した結果、冷間圧延条件、鋼成分および加熱条件を制御することで、加熱過程において再結晶により軟質なフェライト組織が形成されることと隣接する針状オーステナイトが形成されることを見出し、この針状オーステナイトが冷却過程での組織形成での炭素分配、残留オーステナイトの形成に寄与することを見出した。

【0021】

これに加え、T<sub>0</sub>組成は、ベイナイト変態温度が低温になるほど、高炭素領域に拡大することを鑑み、二段階のオーステンパー処理を高温側と、低温側との双方で行うことを検討した。これにより、より炭素分配は促進され、均一伸びを向上させることができる。また、変態が停留せずにベイナイト変態が後期まで進むことで、最終冷却で生成する粗大で硬質なフレッシュマルテンサイトの量およびサイズが減少することを見出した。また、針状オーステナイトがベイナイト変態することで、アスペクト比が高く、かつ、加工安定性の高い残留オーステナイトが得られる。これにより、プレス成形時の応力集中を抑え、ボイドの形成を抑制させることで局部伸びが向上することを見出した。このような針状オーステナイトは、最終冷却時に硬質なフレッシュマルテンサイト組織となっても穴広げ性を劣化させない。

【0022】

以上の指針に基づき製造される鋼板は、Si量を低下させる合金設計であっても、均一伸びと局部伸びを同時に向上できる。そのため、Si量を低減することで化成処理性を付与するために必要な、コストの高い酸洗処理が必要なく、工程コストの大幅な削減が可能となる。なお、ここで記載した化成処理性とは一般的な酸洗工程であれば付着量およびムラともに塗装性を満足することのできる特性であり、例えば、一般的な酸洗工程とは、硫酸酸洗などであるが、酸洗方法は限定されない。

10

20

30

40

50

## 【 0 0 2 3 】

上記の通り、S i量の低い鋼板においても、優れた延性と伸びフランジ性とを発現することを見出した。それは以下の骨子による。

## 【 0 0 2 4 】

( i ) 冷間圧延工程において、1パス目の冷圧率(圧下率)5%以上25%未満のせん断集合組織の発達を抑制した冷間圧延により圧延優先方位(集合組織)およびR o t a t e d C u b e方位を発達した冷間圧延鋼板( { 1 1 1 } < 0 - 1 1 >方位、{ 1 1 1 } < 1 1 - 2 >方位、{ 2 1 1 } < 0 - 1 1 >方位、および{ 1 0 0 } < 0 1 1 >方位を有する組織の合計が、b c c相の全組織に対して、面積率で35%以上75%以下である冷延鋼板)を製造する。

10

## 【 0 0 2 5 】

( i i ) 焼鈍工程において、均熱保持前の昇温過程において、500 ~ A c 1までの昇温速度(平均加熱速度)を15 / s e c以下とすることで、冷延鋼板中の30%以上の圧延率で冷間圧延した組織を十分に再結晶させ、再結晶集合組織を発達させる。

## 【 0 0 2 6 】

( i i i ) その後A c 1以上の温度で変態するオーステナイト( )は再結晶したb c c相の結晶粒界、あるいは残存する炭化物から核生成するが、周囲のb c c相に対して特定の結晶方位関係を有する。そのため、界面の整合度が高く、界面移動を伴う粒成長が遅延するが、平衡状態へと近づくために一部の界面が優先的に移動し、針状オーステナイト(針状)が形成される。この針状を活用するために、焼鈍温度は二相域焼鈍とし、( T - A c 1 ) / ( A c 3 - A c 1 ) < 1 . 0となる焼鈍温度Tで焼鈍を行う。

20

## 【 0 0 2 7 】

( i v ) 焼鈍工程における均熱保持後の冷却中において、400 ~ 550 の温度範囲で等温保持(第一保持)を行うことで、針状を析出物の少ない上部ベイナイトに変態させ、固溶C量の高い未変態オーステナイト(未変態)を形成させる。加えて高温側と低温側との二段階のオーステンパー処理により、ベイナイト変態を停留させることなく効率的に炭素分配を行い、また、冷却前の組織に針状オーステナイトを作りこむ。これにより、ベイナイト変態後にアスペクト比が高く、加工安定性の高い残留オーステナイトを形成させることができる。その結果、優れた均一伸びと局部伸びとを同時に達成する鋼板を製造することができ、張り出し成形と伸びフランジ成形が共存するようなプレス成形時においても割れが生じず、複雑成形品への適用が可能となる。

30

## 【 0 0 2 8 】

このように、昇温過程により形成させた針状オーステナイトと、高温側と低温側の二段階のベイナイト変態とを活用することで、優れた均一伸びと局部伸びを同時に得られる。その結果、S iを少量に抑制した成分鋼においても高い延性と優れた伸びフランジ成形性を両立した鋼板を得ることができ、化成処理性も改善した鋼板が得られる。

## 【 0 0 2 9 】

本発明は、以上の知見に基づきなされたもので、具体的には以下のものを提供する。

[ 1 ] 質量%で、

C : 0 . 0 6 ~ 0 . 2 4 %、

40

S i : 0 . 4 %以上1 . 6 0 %未満、

M n : 1 . 5 ~ 3 . 2 %、

P : 0 . 0 2 %以下、

S : 0 . 0 1 %以下、

s o l . A l : 1 . 0 %未満、

N : 0 . 0 1 5 %未満を含有し、

且つ以下の式( 1 )を満たし、

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、

ポリゴナルフェライトの面積率：20%以上85%以下であり、

上部ベイナイトの面積率：9%以上45%以下であり、

50

残留オーステナイトの体積率：3%以上15%以下であり、  
フレッシュマルテンサイトの面積率：3%以上15%以下であり、  
焼戻しマルテンサイトと下部ベイナイトの面積率の合計：50%以下（0%も含む）であり、且つ

残部組織の面積率：5%以下である組織を有し、

円相当径：1.2 μm未満であるフレッシュマルテンサイト粒子および残留オーステナイト粒子の合計の個数のフレッシュマルテンサイト粒子および残留オーステナイト粒子の全粒子の個数に対する割合が50%以上であり、

且つアスペクト比が2.5以上であって円相当径：1.2 μm以上であるフレッシュマルテンサイト粒子および残留オーステナイト粒子の合計の個数の円相当径：1.2 μm以上であるフレッシュマルテンサイト粒子および残留オーステナイト粒子の個数に対する割合が40%以上である、鋼板。

$$S i / M n < 0 . 5 0 \cdots \text{式}(1)$$

ここで、式(1)中、Si、Mnは夫々、Si含有量(質量%)、Mn含有量(質量%)を示す。

[2]前記成分組成として、さらに、質量%で、

Nb：0.2%以下、

Ti：0.2%以下、

V：0.2%以下、

B：0.01%以下、

Cu：0.2%以下、

Ni：0.2%以下、

Cr：0.4%以下、

Mo：0.15%以下のうちから選ばれる1種または2種以上を含有する、前記[1]に記載の鋼板。

[3]前記成分組成として、さらに、質量%で、

Mg：0.0050%以下、

Ca：0.0050%以下、

Sn：0.10%以下、

Sb：0.10%以下、

REM：0.0050%以下のうちから選ばれる1種または2種以上を含有する、前記[1]または[2]に記載の鋼板。

[4]前記[1]～[3]のいずれかに記載の鋼板を用いてなる部材。

[5]前記[1]～[3]のいずれかに記載の成分組成を有する鋼スラブに対して熱間圧延および酸洗を施した後、得られた熱延鋼板に対して冷間圧延処理を施すことで冷延鋼板を得る冷間圧延工程と、

前記冷延鋼板に対して焼鈍処理を施すことで鋼板を得る焼鈍工程と、を含み、

前記冷間圧延工程は、

累積冷間圧延率：30～85%とし、

1パス目の圧下率を5%以上25%未満とすることで、{111}<0-11>方位、{111}<11-2>方位、{211}<0-11>方位、および{100}<011>方位を有する組織の合計が、bcc相の全組織に対して、面積率で35%以上75%以下である前記冷延鋼板を得る前記冷間圧延処理を含み、

前記焼鈍工程は、

前記冷延鋼板に対して、500以上Ac1以下の温度範囲を0.5～15 / secの平均加熱速度とし、840以下、かつ0.5 (T - Ac1) / (Ac3 - Ac1) < 1.0となる焼鈍温度Tまで加熱を行い、

該加熱後、露点Tdが-50以上-30以下である炉内雰囲気において前記焼鈍温度Tで均熱保持を行うことで、針状オーステナイト組織が数密度で5個 / 1000 μm<sup>2</sup>以上である鋼板を得て、

10

20

30

40

50

次いで、750～550の温度範囲を平均冷却速度：6.0 / sec以上とし、550以下400以上の第一冷却停止温度Tc1まで冷却する第一冷却を施し、  
 該第一冷却後、前記第一冷却停止温度Tc1において25秒以上保持する第一保持を施し、  
 該第一保持後、前記第一冷却停止温度Tc1以下で、かつ450以下300以上の第二冷却停止温度Tc2まで冷却する第二冷却を施し、  
 前記第二冷却停止温度Tc2で20～3000秒保持する第二保持を施し、  
 該第二保持後、冷却する第三冷却を施す前記焼鈍処理を含む、鋼板の製造方法。

[6]前記[1]～[3]のいずれかに記載の鋼板に、成形加工、接合加工の少なくとも一方を施して部材とする工程を含む、部材の製造方法。

【発明の効果】

10

【0030】

本発明によれば、590MPa以上の引張強度を有し、高い延性と優れた伸びフランジ成形性とともにより良好な化成処理性を実現する鋼板、部材およびそれらの製造方法が提供される。

本発明の鋼板は、自動車、家電等においてプレス成形工程を経て使用される複雑形状のプレス成形品用に好適である。

【図面の簡単な説明】

【0031】

【図1】本発明における最終冷却後（焼鈍工程における第三冷却後）の組織および温度Tで保持後、水冷した組織で観察される針状オーステナイト（針状）の組織のSEM写真を示す図である。

20

【図2】針状オーステナイト（針状）の模式図であり、針状のアスペクト比の定義を説明する図である。

【発明を実施するための形態】

【0032】

以下、本発明を具体的に説明する。なお、本発明は以下の実施形態に限定されない。

【0033】

本発明の鋼板は、質量%で、C：0.06～0.24%、Si：0.4%以上1.60%未満、Mn：1.5～3.2%、P：0.02%以下、S：0.01%以下、sol.A1：1.0%未満、N：0.015%未満を含有し、且つ以下の式(1)を満たし、残部がFeおよび不可避の不純物からなる成分組成を有し、ポリゴナルフェライトの面積率：20%以上85%以下であり、上部ベイナイトの面積率：9%以上45%以下であり、残留オーステナイトの体積率：3%以上15%以下であり、フレッシュマルテンサイトの面積率：3%以上15%以下であり、焼戻しマルテンサイトと下部ベイナイトの面積率の合計：50%以下(0%も含む)であり、且つ残部組織の面積率：5%以下である組織を有し、円相当径：1.2μm未満であるフレッシュマルテンサイト粒子および残留オーステナイト粒子の合計の個数のフレッシュマルテンサイト粒子および残留オーステナイト粒子の全粒子の個数に対する割合が50%以上であり、且つアスペクト比が2.5以上であって円相当径：1.2μm以上であるフレッシュマルテンサイト粒子および残留オーステナイト粒子の合計の個数の円相当径：1.2μm以上であるフレッシュマルテンサイト粒子および残留オーステナイト粒子の個数に対する割合が40%以上である鋼板である。

30

40

$$Si / Mn < 0.50 \cdots \text{式(1)}$$

ここで、式(1)中、Si、Mnは夫々、Si含有量(質量%)、Mn含有量(質量%)を示す。

以下では、成分組成、鋼組織の順で本発明の鋼板を説明する。

【0034】

本発明の鋼板は下記の成分を含む。下記の説明において、成分の含有量の単位である「%」は「質量%」を意味する。

【0035】

C：0.06～0.24%

50

Cは、鋼板の焼き入れ性と、マルテンサイトの強度と、残留 の体積率とを所望の範囲にする観点から含有する。C含有量が0.06%未満では鋼板の強度、鋼板の延性が十分に確保できないので、C含有量は0.06%以上とする。C含有量は、好ましくは0.08%以上であり、より好ましくは0.10%以上である。C含有量が0.24%を超えると溶接部の靱性が劣化する。また、C含有量が0.24%を超えると、フレッシュマルテンサイトを所望の面積率にすることができなくなる。そのため、C含有量は0.24%以下とする。延性やスポット溶接部の靱性向上の観点から、C含有量は0.21%以下とすることが好ましい。スポット溶接部の靱性をさらに改善する観点から、C含有量は0.20%以下とすることがより好ましい。

【0036】

Si：0.4%以上1.60%未満

Siは、フェライト組織の高強度化を実現するという観点と、マルテンサイトやベイナイト中の炭化物生成抑制により残留 を安定化させて延性を向上させる効果を得るという観点から含有する。これらの観点から、Si含有量は0.4%以上にする。延性向上の観点から、Si含有量は0.5%以上とすることが好ましい。Si含有量は、より好ましくは0.6%以上である。Si含有量が1.60%以上となると、化成処理性が著しく劣化する。そのため、Si含有量は1.60%未満とする。好ましくは、Si含有量は1.30%以下であり、より好ましくは1.20%以下である。さらに好ましくは、Si含有量は1.0%未満である。

【0037】

Mn：1.5～3.2%

Mnは、所定の焼入れ性を確保しフェライト変態を抑制し、所望の面積率の焼戻しマルテンサイトおよび/またはベイナイトを確保して強度を確保する。また、Mnは、フェライト/ の2相域焼鈍時に 中に濃化して未変態 のMs点を低下させることで残留 を安定化させ延性を改善する。また、Mnは、Siと同様にベイナイト中の炭化物の生成を抑制して延性を向上させる。また、Mnは、残留 の体積率を増加させて延性を向上させる。これらの点から、Mnは本発明において重要な元素である。これらの効果を得るために、Mn含有量は1.5%以上とする。焼入れ性を向上させる観点から、Mn含有量は1.7%以上とすることが好ましい。Mn含有量は、1.9%以上とすることがより好ましい。一方、Mn含有量が3.2%を超えるとベイナイト変態が著しく遅延するため、高い延性を確保することが困難になる。また、Mn含有量が3.2%を超えると、塊状の粗大の生成を抑制することが難しくなり、伸びフランジ成形性も劣化する。したがって、Mn含有量は3.2%以下とする。ベイナイト変態を促進して高い延性を確保する観点からMn含有量は3.0%以下とすることが好ましく、2.8%以下とすることがより好ましい。

【0038】

$Si/Mn < 0.50 \dots \text{式}(1)$

化成処理性を著しく劣化させる鋼板の表面酸化物はSi系酸化物である。そのため、酸液に対して易溶性を示すMn含有酸化物を形成させる目的でSi/Mnを0.50未満とする。すなわち、本発明では、式(1)として、 $Si/Mn < 0.50$ とする。ここで、式(1)中、Si、Mnは夫々、Si含有量(質量%)、Mn含有量(質量%)を示す。この範囲であれば、-50 以上-30 以下の露点範囲において化成処理性を具備することができる。好ましくは、Si/Mnは、0.40以下であり、より好ましくは0.35以下である。

【0039】

P：0.02%以下

Pは鋼を強化する元素であるが、その含有量が多いとスポット溶接性を劣化させる。したがって、P含有量は0.02%以下とする。スポット溶接性を改善する観点から、P含有量は0.01%以下とすることが好ましい。なお、Pを含まなくてもよいが、P含有量は製造コストの観点から0.001%以上とすることが好ましい。

10

20

30

40

50

## 【0040】

S : 0.01%以下

Sは、熱延でのスケール剥離性を改善する効果、焼鈍時の窒化を抑制する効果があるが、スポット溶接性に加え、局部伸びを劣化させる元素である。これらの劣化を抑制するために、S含有量は0.01%以下とする。本発明では、C、Si、Mnの含有量が高いのでスポット溶接性が悪化しやすく、スポット溶接性を改善する観点から、S含有量は0.0020%以下とすることが好ましく、0.0010%未満とすることがより好ましい。なお、Sを含まなくてもよいが、S含有量は製造コストの観点から0.0001%以上とすることが好ましい。

## 【0041】

sol.Al : 1.0%未満

Alは脱酸の目的で、あるいはSiの代替として残留を安定化する目的で含有する。sol.Alの下限は特に規定しないが、安定して脱酸を行うために、0.01%以上とすることが好ましい。一方、sol.Al含有量が1.0%以上となると、素材の強度が極端に低下し、化成処理性も劣化する。また、製鋼の際にアルミ系酸化物が多量に生成することで、曲げ性が著しく劣位になる。そのため、sol.Al含有量は1.0%未満とする。高い強度を得るために、sol.Al含有量は0.50%未満とすることが好ましく、0.10%以下とすることがより好ましい。

## 【0042】

N : 0.015%未満

Nは鋼中でBN、AlN、TiN等の窒化物を形成する元素であり、鋼の熱間延性を低下させ、表面品質を低下させる元素である。また、Bを含有する鋼では、BNの形成を通じてBの効果を消失させる弊害がある。N含有量が0.015%以上になると表面品質が著しく劣化する。したがって、N含有量は0.015%未満とする。なお、Nを含まなくてもよいが、N含有量は製造コストの観点から0.0001%以上とすることが好ましい。

## 【0043】

上記以外の残部は、Feおよび不可避的不純物である。本発明の鋼板は上記の基本成分を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物からなる成分組成を有することが好ましい。

## 【0044】

本発明の鋼板の成分組成は、上記のFeおよび不可避的不純物の一部にかえ、上記成分に加えて、以下の任意元素として、以下の(A)、(B)から選ばれる1種または2種を適宜含有することができる。

(A) 質量%で、Nb : 0.2%以下、Ti : 0.2%以下、V : 0.2%以下、B : 0.01%以下、Cu : 0.2%以下、Ni : 0.2%以下、Cr : 0.4%以下、Mo : 0.15%以下のうちから選ばれる1種または2種以上

(B) 質量%で、Mg : 0.0050%以下、Ca : 0.0050%以下、Sn : 0.10%以下、Sb : 0.10%以下、REM : 0.0050%以下のうちから選ばれる1種または2種以上

## 【0045】

Nb : 0.2%以下

Nbは、ミクロ組織を微細化してスポット溶接部の耐欠陥特性を向上させる観点から添加するのが好ましい。また、Nbは鋼組織を微細化し高強度化する効果、細粒化を通じてベイナイト変態を促進する効果、曲げ性を改善する効果、耐遅れ破壊特性を向上させる効果から含有することができる。これらの効果を得るために、下限はとくに規定しないが、Nb含有量は0.002%以上であることが好ましい。Nb含有量は、より好ましくは0.004%以上であり、さらに好ましくは0.010%以上である。ただし、Nbを多量に含有すると析出強化が強くなりすぎ延性が低下する。また、圧延荷重の増大、鑄造性の劣化を招く。そのため、Nbを含有する場合、Nb含有量は0.2%以下とする。Nb含有量は、好ましくは、0.1%以下であり、より好ましくは0.05%以下であり、さらに好ましくは0.03%以下である。

10

20

30

40

50

## 【 0 0 4 6 】

T i : 0 . 2 % 以下

T i は、ミクロ組織を微細化してスポット溶接部の耐欠陥特性を向上させる観点から添加するのが好ましい。また、鋼中のNをT i Nとして固定し、熱間延性を向上させる効果やBの焼入れ性向上効果を生じさせる作用がある。これらの効果を得るために、下限はとくに規定しないが、T i 含有量を0 . 0 0 2 % 以上にすることが好ましい。Nを十分固定する観点から、T i 含有量は0 . 0 0 8 % 以上であることがさらに好ましい。より好ましくは0 . 0 1 0 % 以上である。一方、T i 含有量が0 . 2 % を超えると圧延負荷の増大、析出強化量の増加による延性の低下を招くので、T i を含有する場合、T i 含有量は0 . 2 % 以下にする。T i 含有量は、好ましくは0 . 1 % 以下であり、より好ましくは0 . 0 5 % 以下である。高い延性を確保するために、T i 含有量は0 . 0 3 % 以下とすることがさらに好ましい。

10

## 【 0 0 4 7 】

V : 0 . 2 % 以下

V は、鋼の焼入れ性を向上させる効果、マルテンサイトや上部/下部ベイナイト中の炭化物生成を抑制する効果、組織を微細化する効果、炭化物を析出させ耐遅れ破壊特性を改善する効果から含有することができる。これらの効果を得るために、下限はとくに規定しないが、V 含有量は0 . 0 0 3 % 以上とすることが好ましい。V 含有量は、より好ましくは0 . 0 0 5 % 以上であり、さらに好ましくは0 . 0 1 0 % 以上である。一方、V を多量に含有すると铸造性が著しく劣化するので、V を含有する場合には、V 含有量は0 . 2 % 以下とする。V 含有量は、好ましくは0 . 1 % 以下である。V 含有量は、より好ましくは0 . 0 5 % 以下、さらに好ましくは0 . 0 3 % 以下である。

20

## 【 0 0 4 8 】

B : 0 . 0 1 % 以下

B は、所定の面積率の焼き戻しマルテンサイトおよび/またはベイナイトを生成させやすい利点を有する。また、固溶Bの残存により耐遅れ破壊特性は向上する。このようなBの効果を得るために、B含有量を0 . 0 0 0 2 % 以上にすることが好ましい。また、B含有量は0 . 0 0 0 5 % 以上であることがより好ましい。B含有量は、さらに好ましくは0 . 0 0 1 0 % 以上である。一方、B含有量が0 . 0 1 % を超えると、その効果が飽和するだけでなく、熱間延性の著しい低下をもたらす表面欠陥を生じさせる。したがって、Bを含有する場合、B含有量は0 . 0 1 % 以下とする。B含有量は、好ましくは0 . 0 0 5 0 % 以下である。B含有量は、より好ましくは0 . 0 0 3 0 % 以下である。

30

## 【 0 0 4 9 】

C u : 0 . 2 % 以下

C u は、自動車の使用環境での耐食性を向上させる。また、C u の腐食生成物が鋼板表面を被覆して鋼板への水素侵入を抑制する効果がある。C u は、スクラップを原料として活用するときに混入する元素であり、C u の混入を許容することでリサイクル資材を原料資材として活用でき、製造コストを低減することができる。そのため、下限はとくに規定しないが、さらに耐遅れ破壊特性向上の観点からは、C u は0 . 0 5 % 以上含有させることが好ましい。C u 含有量は、より好ましくは0 . 1 0 % 以上である。一方、C u 含有量が多くなりすぎると表面欠陥の発生を招来するので、C u を含有する場合、C u 含有量は0 . 2 % 以下とする。

40

## 【 0 0 5 0 】

N i : 0 . 2 % 以下

N i も、C u と同様、耐食性を向上する作用のある元素である。また、N i は、C u を含有させる場合に生じやすい、表面欠陥の発生を抑制する作用がある。このような効果を得るために、下限はとくに規定しないが、N i 含有量は0 . 0 1 % 以上とすることが好ましい。N i 含有量は、より好ましくは0 . 0 4 % 以上であり、さらに好ましくは0 . 0 6 % 以上である。一方、N i 含有量が多くなりすぎると、加熱炉内でのスケール生成が不均一になり、却って表面欠陥を発生させる原因になる。また、コスト増も招く。そのため、

50

Niを含有する場合、Ni含有量は0.2%以下とする。

【0051】

Cr：0.4%以下

Crは鋼の焼入れ性を向上させる効果、マルテンサイトや上部/下部ベイナイト中の炭化物生成を抑制する効果から含有することができる。このような効果を得るために、下限はとくに規定しないが、Cr含有量は0.01%以上とすることが好ましい。Cr含有量は、より好ましくは0.03%以上であり、さらに好ましくは0.06%以上である。一方、Crを過剰に含有すると耐孔食性が劣化するので、Crを含有する場合、Cr含有量は0.4%以下とする。

【0052】

Mo：0.15%以下

Moは、鋼の焼入れ性を向上させる効果、マルテンサイトや上部/下部ベイナイト中の炭化物生成を抑制する効果から含有することができる。このような効果を得るために、Mo含有量は0.01%以上とすることが好ましい。Mo含有量は、より好ましくは0.03%以上であり、さらに好ましくは0.06%以上である。一方、Moは冷延鋼板の化成処理性を著しく劣化させるので、Moを含有する場合、Mo含有量は0.15%以下とする。

【0053】

Mg：0.0050%以下

MgはMgOとしてOを固定し、耐遅れ破壊特性の改善に寄与する。このため、Mg含有量は0.0002%以上とすることが好ましい。Mg含有量は、より好ましくは0.0004%以上であり、さらに好ましくは0.0006%以上である。一方、Mgを多量に添加すると表面品質や曲げ性が劣化するので、Mgを含有する場合、Mg含有量は0.0050%以下とする。Mg含有量は、好ましくは0.0025%以下であり、より好ましくは0.0010%以下である。

【0054】

Ca：0.0050%以下

Caは、SをCaSとして固定し、曲げ性の改善や耐遅れ破壊特性の改善に寄与する。このため、Ca含有量は0.0002%以上とすることが好ましい。Ca含有量は、より好ましくは0.0005%以上であり、さらに好ましくは0.0010%以上である。一方、Caは多量に添加すると表面品質や曲げ性を劣化させるので、Caを含有する場合、Ca含有量は0.0050%以下とする。Ca含有量は、好ましくは0.0035%以下であり、より好ましくは0.0020%以下である。

【0055】

Sn：0.10%以下

Snは、鋼板表層部の酸化や窒化を抑制し、それによるCやBの表層における含有量の低減を抑制する。また、CやBの含有量の上記低減が抑制されることで、鋼板表層部のフェライト生成を抑制し、高強度化するとともに、耐疲労特性が改善する。このような観点から、Sn含有量は0.002%以上とすることが好ましい。Sn含有量は、より好ましくは0.004%以上であり、さらに好ましくは0.006%以上である。Sn含有量は、より好ましくは0.008%以上であり、さらに好ましくは0.01%以上である。一方、Sn含有量が0.10%を超えると、鑄造性が劣化する。また、旧粒界にSnが偏析して、耐遅れ破壊特性が劣化する。そのため、Snを含有する場合、Sn含有量は0.10%以下とする。Sn含有量は、好ましくは0.04%以下であり、より好ましくは0.03%以下である。

【0056】

Sb：0.10%以下

Sbは、鋼板表層部の酸化や窒化を抑制し、それによるCやBの表層における含有量の低減を抑制する。また、CやBの含有量の上記低減が抑制されることで、鋼板表層部のフェライト生成を抑制し、高強度化するとともに、耐疲労特性が改善する。このような観点

10

20

30

40

50

から、S b含有量は0.002%以上とすることが好ましい。S b含有量は、より好ましくは0.004%以上であり、さらに好ましくは0.006%以上である。一方、S b含有量が0.10%を超えると、鑄造性が劣化し、また、旧粒界に偏析して、耐遅れ破壊特性が劣化する。そのため、S bを含有する場合、S b含有量は0.10%以下とする。S b含有量は、好ましくは0.04%以下であり、より好ましくは0.03%以下である。

【0057】

REM: 0.0050%以下

REMは、硫化物の形状を球状化することで、伸びフランジ成形性に及ぼす硫化物の悪影響を抑制し、伸びフランジ成形性を改善する元素である。これらの効果を得るために、REM含有量を0.0005%以上とすることが好ましい。REM含有量は、より好ましくは0.0010%以上であり、さらに好ましくは0.0020%以上である。

10

一方、REM含有量が0.0050%を超えると、伸びフランジ成形性の改善効果が飽和するため、REMを含有する場合、REM含有量は0.0050%以下とする。

なお、本発明というREMとは、原子番号21番のスカンジウム(S c)と原子番号39番のイットリウム(Y)及び、原子番号57番のランタン(L a)から71番のルテチウム(L u)までのランタノイドの元素のことを指す。本発明におけるREM濃度とは、上述のREMから選択された1種または2種以上の元素の総含有量である。

【0058】

上記任意成分を下限値未満で含む場合、下限値未満で含まれる任意元素は本発明の効果を害さない。そこで、上記任意元素を下限値未満で含む場合、上記任意元素は、不可避的不純物として含まれるとする。

20

【0059】

次に、本発明の鋼板の鋼組織について、説明する。

【0060】

ポリゴナルフェライトの面積率: 20%以上85%以下

高い延性を確保するために、ポリゴナルフェライトは面積率で20%以上とする。ポリゴナルフェライトは、好ましくは25%以上であり、より好ましくは30%以上である。ポリゴナルフェライトは、は、好ましくは35%以上であり、より好ましくは40%以上である。

一方、所定の強度を得るために、ポリゴナルフェライトは面積率で85%以下とする。ポリゴナルフェライトは、より好ましくは82%以下である。ポリゴナルフェライトは、好ましくは80%以下であり、より好ましくは78%以下である。

30

【0061】

上部ベイナイトの面積率: 9%以上45%以下

上部ベイナイトは炭化物析出の少ないベイナイトであり、周囲の未変態中にCを分配するため、加工安定性の高い残留を形成させるために活用することができる。加えて、上部ベイナイトはフェライトとマルテンサイトの中間的な硬度を有し、これら中間的な硬度の組織を形成させることで、局部伸びは向上する。従って、引張強度(T S)が590MPa以上である強度レベルにおいては、9%以上の上部ベイナイトが必要となる。そのため、上部ベイナイトは、面積率で9%以上とする。好ましくは、上部ベイナイトの面積率は、12.0%以上であり、より好ましくは15.0%以上である。一方、二相域温度で均熱保持を行う本発明においては、フェライト組織が多く形成することを鑑みて、強度低下を抑制する目的で、上部ベイナイトの面積率は45%以下とする。上部ベイナイトは、好ましくは38%以下であり、より好ましくは30%以下である。

40

【0062】

残留オーステナイト(残留)の体積率: 3%以上15%以下

高い延性を確保するために、鋼組織全体に対して残留は体積率で3%以上とする。残留の体積率(残留量)は、好ましくは3.0%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7%以上である。この残留量には、上部ベイナイトに隣接して生成する残留とマルテンサイトや下部ベイナイトに隣接して生成する残留の両方を

50

含む。残留量が増加しすぎると強度低下や著しい伸びフランジ成形性の低下を招く。したがって、残留の体積率は15%以下とする。残留の体積率は、好ましくは13%以下である。また、「体積率」は「面積率」とみなすことができる。

【0063】

フレッシュマルテンサイトの面積率：3%以上15%以下

フレッシュマルテンサイトは局部伸びを低減する組織であるが、曲げ性や穴広げ性を劣化させない範囲で形成させることで、強度を向上させることが可能である。この観点から、フレッシュマルテンサイトの面積率は下限を3%とし、上限を15%とする。

【0064】

焼戻しマルテンサイトおよび下部ベイナイトの面積率の合計：50%以下(0%を含む)

本発明において、焼戻しマルテンサイトと下部ベイナイトは、二段階のオーステンパーの低温側での保持により形成される。

炭化物の析出の少ない上部ベイナイトに比べると、組織中に炭化物を析出する焼戻しマルテンサイトや下部ベイナイトでは、未変態への炭素分配が抑制される。しかしながら、焼戻しマルテンサイトや下部ベイナイトは、低温における $T_0$ 組成の拡大による未変態への炭素濃化をもたらすため、あるいはさらに最終冷却時のフレッシュマルテンサイト量を低減させるため、これらの組織を制御し、加工安定性の高い残留を得る必要がある。鋼成分組成やオーステンパー温度によっては、上記の二段階のオーステンパーの低温側での保持は、 $M_s$ 点以下での保持となるため、一部の未変態はマルテンサイト変態を起こし、その後の保持により焼き戻される。焼戻しマルテンサイトおよび下部ベイナイトの面積率の合計が50%を上回ると、炭化物析出が促進され、必要な残留量が得られず、また強度が過剰に高くなることから、所望の延性が得られない。そのため、本発明では、焼戻しマルテンサイトおよび下部ベイナイトの面積率の合計を50%以下とする。好ましくは、これらの面積率の合計は、40%以下であり、より好ましくは35%以下である。これらの面積率の合計は、さらに好ましくは30%以下であり、さらにより好ましくは25%以下である。

一方、ポリゴナルフェライト、上部ベイナイト、残留、およびフレッシュマルテンサイトの面積率を所望の範囲内に制御できれば、焼戻しマルテンサイトおよび下部ベイナイトの面積率の合計は0%であってもよい。

【0065】

残部組織の面積率：5%以下

残部組織はポリゴナルフェライト、上部ベイナイト、残留オーステナイト、フレッシュマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、下部ベイナイト以外の組織であり、例えば、パーライトが挙げられる。パーライト組織が形成されると、効率的な炭素分配が阻害され、残留の形成が抑制されるため、延性が低下する。また、二段階のオーステンパー処理を施す焼鈍工程においても、鋼成分組成やオーステンパー温度によっては、一部の組織でオーステナイト( )からパーライト変態が生じる。本発明では、残部組織の面積率が5%以下であれば、材質への影響は無視できるため、残部組織の面積率は、上限を5%とする。残部組織の面積率は、好ましくは5.0%以下である。残部組織の面積率は0%であってもよい。

【0066】

円相当径：1.2  $\mu\text{m}$ 未満であるフレッシュマルテンサイト粒子および残留粒子の合計の個数のフレッシュマルテンサイト粒子および残留オーステナイト粒子の全粒子の個数に対する割合：50%以上

円相当径が1.2  $\mu\text{m}$ 未満であるフレッシュマルテンサイト粒子および残留粒子は、局部変形時に応力集中が起こりにくく、ボイドの形成に寄与しないため、局部延性および穴広げ性を劣化させない組織である。

円相当径が1.2  $\mu\text{m}$ 未満であるフレッシュマルテンサイト粒子および残留粒子の合計の個数が、フレッシュマルテンサイト粒子および残留粒子の全粒子の個数に対して50%以上であれば、本発明では、優れた局部伸びおよび穴広げ性を得られる。

10

20

30

40

50

よって、本発明では、円相当径：1.2 μm未満であるフレッシュマルテンサイト粒子および残留粒子の合計の個数のフレッシュマルテンサイト粒子および残留オーステナイト粒子の全粒子の個数に対する割合を50%以上とする。すなわち、以下の式(A)を満たすようにする。

$$100 \times (\text{円相当径：1.2 } \mu\text{m 未満であるフレッシュマルテンサイト粒子および残留粒子の合計の個数}) / (\text{フレッシュマルテンサイト粒子および残留粒子の全粒子の個数}) \geq 50 (\%) \quad \text{式(A)}$$

好ましくは、上記の式(A)で規定する左辺の割合は55%以上である。

なお、上記の組織を得るためには、二段階のオーステナイトプロセスにより、上部ベイナイト、焼戻しマルテンサイト、下部ベイナイトを組織中に形成させればよい。

#### 【0067】

アスペクト比が2.5以上であって円相当径：1.2 μm以上であるフレッシュマルテンサイト粒子および残留粒子の合計の個数の円相当径1.2 μm以上であるフレッシュマルテンサイト粒子および残留粒子の個数に対する割合：40%以上

円相当径が1.2 μm以上であるフレッシュマルテンサイト粒子および/または残留粒子において、フレッシュマルテンサイト粒子および/または残留粒子のアスペクト比を高くすることで、局部変形時の応力集中を低減し、ポイド形成を抑制して局部延性および穴広げ性を向上させることができる。

このようなフレッシュマルテンサイト粒子および/または残留粒子については、加熱過程において形成される軟質なフェライト組織に囲まれた針状を、その後の冷却過程においてベイナイト変態させることで面積率を増加することができる。本発明では、円相当径が1.2 μm以上であり、且つアスペクト比が2.5以上である粒子が、円相当径が1.2 μm以上であるフレッシュマルテンサイト粒子および残留粒子の総数に対して40%以上であることで、所望の成形性を具備することができる。

よって、本発明では、アスペクト比が2.5以上であって円相当径：1.2 μm以上であるフレッシュマルテンサイト粒子および残留オーステナイト粒子の合計の個数の円相当径：1.2 μm以上であるフレッシュマルテンサイト粒子および残留オーステナイト粒子の個数に対する割合を40%以上とする。すなわち、前述した式(A)と共に、さらに以下の式(B)を満たすようにする。好ましくは、以下の式(B)で規定する左辺の割合は45%以上である。

$$100 \times (\text{アスペクト比が2.5以上であって円相当径：1.2 } \mu\text{m 以上であるフレッシュマルテンサイト粒子および残留粒子の合計の個数}) / (\text{円相当径：1.2 } \mu\text{m 以上であるフレッシュマルテンサイト粒子および残留粒子の個数}) \geq 40 \quad \text{式(B)}$$

#### 【0068】

得られた鋼板の組織の測定は以下の手法で行う。

#### 【0069】

##### 鋼組織の面積率の測定

鋼板から、鋼板表面に垂直であり、圧延方向に平行な断面が観察面となるよう観察試料を切り出し、板厚断面を1体積%ナイトールで腐食現出し、走査電子顕微鏡(SEM)で2000倍に拡大して板厚t/4部で3000 μm<sup>2</sup>以上の領域で組織写真を撮影する。そして、以下の項目(i)~(iv)をそれぞれ測定する。なお、tは板厚、wは板幅を示す。

#### 【0070】

##### (i) ポリゴナルフェライトと上部ベイナイト

ポリゴナルフェライト(再結晶F)と上部ベイナイト(UB)はいずれもSEM写真で灰色を示すが、形状により識別することが可能である。SEM写真の一例を温度Tで保持後に水冷した組織のSEM写真と合わせて図1に示す。図1(a)に破線で示す領域が、焼鈍工程で本発明範囲内の焼鈍温度Tでの均熱保持までの処理により形成された針状組織であり、その内部に上部ベイナイト(UB)が生成しており、その周囲にアスペクト比の高い残留あるいはフレッシュマルテンサイト(M)が形成されている。同様の組織は

焼鈍温度 T での均熱保持までの処理で形成された塊状組織中にも観察される。ポリゴナルフェライトと上部ベイナイトの面積率は、ASTM E 562 - 11 (2014) に準拠して点算法により測定した。ポリゴナルフェライトの面積率と上部ベイナイトの面積率の夫々は、5箇所での測定値の平均値とする。

【0071】

(ii) フレッシュマルテンサイトと残留

フレッシュマルテンサイトと残留はいずれも、SEM写真で白色を示し、区別することができない。そこで、残留は、後述する方法で別途測定した。また、フレッシュマルテンサイトと残留の合計面積率をSEM写真からASTM E 562 - 11 (2014) に準拠して点算法により測定し、当該合計面積率から後述する方法で測定した残留の面積率を引くことでフレッシュマルテンサイトの面積率を測定する。フレッシュマルテンサイトと残留の合計面積率は点算法により測定し、5か所での測定値を平均した値から後述する方法で測定した残留の体積率を引いた値を、フレッシュマルテンサイトの面積率とする。

10

【0072】

(iii) 焼戻しマルテンサイトおよび/または下部ベイナイト

焼戻しマルテンサイトと下部ベイナイトとはSEM写真で白色の微細な組織で観察される炭化物を含む組織である。より微視的な観察では両者を区別することは可能であるが、SEM写真では判別が難しい。したがって、本発明では焼戻しマルテンサイトと下部ベイナイトとを同一の組織として定義し、焼戻しマルテンサイトと下部ベイナイトの合計の面積率をASTM E 562 - 11 (2014) に準拠して点算法により測定する。5箇所での測定値を平均した値を、焼戻しマルテンサイトと下部ベイナイトの合計の面積率とする。

20

【0073】

(iv) 残部組織

前記の方法で測定したポリゴナルフェライトと、上部ベイナイトと、フレッシュマルテンサイトと、残留と、焼戻しマルテンサイトと、下部ベイナイトとの面積率を100%より引くことで残部組織の面積率と定義する。

【0074】

残留の体積率の測定

鋼板を板厚 1/4 位置まで研磨後、化学研磨により更に 0.1 mm 研磨した面について、X線回折装置でMoのK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し、BCC鉄(フェライト)各面からの積分反射強度に対するFCC鉄( )各面からの積分反射強度の強度比から求めた残留の体積率を測定する。本発明では、当該残留の体積率は、残留の面積率とすることができる。

30

【0075】

フレッシュマルテンサイト粒子および/または残留粒子の円相当径およびアスペクト比

鋼板から、圧延方向に平行な断面が観察面となるよう観察試料を切り出し、板厚断面の組織をレペラー腐食液で腐食現出し、レーザー顕微鏡(LM)で1000倍に拡大して板厚 t/4 部で10000  $\mu\text{m}^2$  以上の領域で組織写真を撮影する。

40

レペラー腐食はカラーエッチングであり、フレッシュマルテンサイトおよび/または残留を白色のコントラストで示すことで、フレッシュマルテンサイト粒子および/または残留粒子を抽出し、画像解析することでフレッシュマルテンサイト粒子および/または残留粒子の円相当径およびアスペクト比を測定する。

得られた全粒子の内、円相当径が1.2  $\mu\text{m}$  未満である粒子を対象として、粒子数を測定し、全粒子の粒子数に対する割合を算出する。

また、得られた全粒子の内、円相当径が1.2  $\mu\text{m}$  以上である粒子を対象として、このうちアスペクト比が2.5以上の粒子数を測定し、円相当径が1.2  $\mu\text{m}$  以上である全粒子に対するアスペクト比が2.5以上であり、且つ円相当径が1.2  $\mu\text{m}$  以上である粒子の

50

割合を算出する。

【0076】

次に、本発明の鋼板の製造方法の一実施形態を詳細に説明する。なお、以下に示す鋼スラブ（鋼素材）、鋼板等を加熱又は冷却する際の温度は、特に説明がない限り、鋼スラブ（鋼素材）、鋼板等の表面温度を意味する。

【0077】

本発明の鋼板の製造方法では、前述した成分組成を有する鋼スラブに対して熱間圧延および酸洗を施した後、得られた熱延鋼板に対して冷間圧延処理を施すことで冷延鋼板を得る冷間圧延工程と、冷延鋼板に対して焼鈍処理を施すことで鋼板を得る焼鈍工程と、を含み、冷間圧延工程は、累積冷間圧延率：30～85%とし、1パス目の圧下率を5%以上25%未満とすることで、{111}<0-11>方位、{111}<11-2>方位、{211}<0-11>方位、および{100}<011>方位を有する組織の合計が、bcc相の全組織に対して、面積率で35%以上75%以下である冷延鋼板を得る冷間圧延処理を含み、焼鈍工程は、冷延鋼板に対して、500以上Ac1以下の温度範囲を0.5～15 / secの平均加熱速度とし、840以下、かつ0.5 (T-Ac1) / (Ac3-Ac1) < 1.0となる焼鈍温度Tまで加熱を行い、該加熱後、露点Tdが-50以上-30以下である炉内雰囲気において焼鈍温度Tで均熱保持を行うことで、針状オーステナイト組織が数密度で5個/1000 μm<sup>2</sup>以上である鋼板を得て、次いで、750～550の温度範囲を平均冷却速度：6.0 / sec以上とし、550以下400以上の第一冷却停止温度Tc1まで冷却する第一冷却を施し、該第一冷却後、第一冷却停止温度Tc1において25秒以上保持する第一保持を施し、該第一保持後、第一冷却停止温度Tc1以下で、かつ450以下300以上の第二冷却停止温度Tc2まで冷却する第二冷却を施し、第二冷却停止温度Tc2で20～3000秒保持する第二保持を施し、該第二保持後、冷却する第三冷却を施す焼鈍処理を含む。

【0078】

以下、各工程について説明する。

【0079】

熱間圧延工程

本発明において、熱間圧延工程における熱間圧延としては、前述した成分組成を有する鋼スラブを再加熱後圧延する方法、連続鋳造後の鋼スラブを加熱することなく直接圧延する方法、連続鋳造後の鋼スラブに短時間加熱処理を施して圧延する方法などがある。熱間圧延は常法に従って実施すればよく、例えば、スラブ加熱温度を1100以上1300以下とし、均熱時間を20～30分とし、仕上げ圧延温度をAr3変態点( )以上、Ar3変態点( ) + 200以下、巻取り温度を400～720とすればよい。巻取り温度は板厚変動を抑制して、高い強度を安定して確保する観点から430～620とすることが好ましい。

【0080】

上記鋼スラブ（鋼素材）の製造のための、溶製方法は特に限定されず、転炉、電気炉等、公知の溶製方法を採用することができる。また、真空脱ガス炉にて2次精錬を行ってもよい。

【0081】

酸洗処理工程

酸洗処理工程とは、熱間圧延工程後の熱延鋼板に酸洗処理を施す工程である。酸洗処理条件は特に限定されず、公知の製造方法における酸洗処理条件を採用すれば良い。

【0082】

冷間圧延工程

累積冷間圧延率：30～85%

冷間圧延処理における圧下率（累積冷間圧延率）が30%未満になると、再結晶が十分に促進されず、本発明で言及する針状の形成が十分に行われない。また、焼鈍工程後の組織が不均一となる。したがって、冷間圧延の圧下率（累積冷間圧延率）は30%以上の

10

20

30

40

50

範囲で行う必要があり、好ましくは、40%以上であり、より好ましくは50%以上である。一方、冷間圧延負荷の観点、あるいはさらに材質の観点から、圧下率（累積冷間圧延率）は85%以下である。

冷間圧延工程では、パス数は特に限定されないが、例えば、5パスとしてよい。累積冷間圧延率（板厚減少率）は、 $(1 - (\text{冷間圧延後（最終パス後）の板厚} / \text{冷間圧延前の板厚})) \times 100$ のことを指す。

#### 【0083】

1パス目の圧下率：5%以上25%未満

1パス目の圧下率は、操業性の観点から5%以上とする。一方、1パス目の圧下率が25%以上になると、1パス目の冷間圧延時の板温が低いため、冷間圧延材にせん断成分のひずみが付与され、所望の集合組織が発達せず、針状が形成しない。そのため、1パス目の圧下率は5%以上25%未満とする。

10

なお、1パス目の圧下率（板厚減少率）は、 $(1 - (\text{1パス目の冷間圧延後の板厚}) / (\text{冷間圧延前の板厚})) \times 100$ のことを指す。

#### 【0084】

1パス目の圧延温度（板温）としては、20以上40以下であることが好ましい。なお、上記の1パス目の圧延温度は、1パス後の鋼板表面の潤滑油が付着していない箇所を放射温度計により測定することにより求められる。1パス目の圧延温度が20未満であると、または1パス目の圧延温度が40を超えであると、前記した所望の集合組織が発達せず、針状が形成しない場合がある。このため、1パス目の圧延温度は、20以上40以下であることが好ましい。

20

#### 【0085】

冷間圧延後の冷延鋼板の組織： $\{111\} <0-11>$ 方位、 $\{111\} <11-2>$ 方位、 $\{211\} <0-11>$ 方位、および $\{100\} <011>$ 方位を有する組織の合計が、bcc相の全組織に対して、面積率で35%以上75%以下

針状は、その核生成サイトの周囲にあるフェライトと特定の結晶方位関係（Near Kurdjumov-Sachs関係）を有する。

冷間圧延後の冷延鋼板の組織において、 $\{111\} <0-11>$ 方位、 $\{111\} <11-2>$ 方位、 $\{211\} <0-11>$ 方位、および $\{100\} <011>$ 方位といった規定方位を有する組織の合計がbcc相の全組織に対して、面積率で一定量以上であることで、上記の規定方位を有する逆変態が、周囲のフェライト粒の間に形成されやすく、その結果、針状が多く形成される。所望量の針状を形成させるために、 $\{111\} <0-11>$ 方位、 $\{111\} <11-2>$ 方位、 $\{211\} <0-11>$ 方位、および $\{100\} <011>$ 方位を有する組織の合計が、bcc相の全組織に対して、面積率で35%以上であることが必要となる。好ましくは、40%以上である。一方、 $\{111\} <0-11>$ 方位、 $\{111\} <11-2>$ 方位、 $\{211\} <0-11>$ 方位、および $\{100\} <011>$ 方位を有する組織の合計が、bcc相の全組織に対して、面積率で75%より多くなると鋼板の材質異方性が生じる。そのため、上記の規定方位を有する組織の合計は、bcc相の全組織に対して、面積率で75%以下とする。好ましくは70%以下であり、より好ましくは65%以下である。

30

40

#### 【0086】

本発明では、前述した成分組成を有する熱延鋼板に対して、冷間圧延率：30～85%で冷間圧延処理を施し、1パス目の圧下率を5%以上25%未満とすることで、上記の規定方位を有する組織の合計の面積率のbcc相の全組織に対する面積率の割合を所望の範囲に調整することができる。

#### 【0087】

冷延組織の集合組織の測定方法

冷間圧延工程後の冷延鋼板から、圧延方向に平行な断面が測定面となる測定試料を切り出し、測定面を機械研磨あるいは電解研磨した後、SEM-EBSD法（測定条件：WD：20mm、加速電圧：20kV）により $80000\mu\text{m}^2$ 以上の領域を測定する。圧延

50

の { N D 面 } < R D 方向 > 方位が { 1 1 1 } < 0 - 1 1 > 方位、 { 1 1 1 } < 1 1 - 2 > 方位、 { 2 1 1 } < 0 - 1 1 > 方位、および { 1 0 0 } < 0 1 1 > 方位となる b c c 相の組織面積率を定量化し、すべての方位の b c c 相の面積率との比を算出することで冷延鋼板の集合組織を評価する。

#### 【 0 0 8 8 】

##### 焼鈍工程

本発明の焼鈍工程は、上記冷間圧延工程後の冷延鋼板に対して、500 以上 Ac1 以下の温度範囲を  $0.5 \sim 15 \text{ / sec}$  の平均加熱速度 (HR1) とし、840 以下、かつ  $0.5 \text{ ( T - Ac1 ) / ( Ac3 - Ac1 )} < 1.0$  となる焼鈍温度 T まで加熱を行い、該加熱後、露点 Td が -50 以上 -30 以下である炉内雰囲気において上記焼鈍温度 T で均熱保持を行うことで、針状オーステナイト組織が数密度で  $5 \text{ 個 / } 1000 \mu\text{m}^2$  以上である鋼板を得て、次いで、750 ~ 550 の温度範囲を平均冷却速度： $6.0 \text{ / sec}$  以上で 550 以下 400 以上の第一冷却停止温度 Tc1 まで冷却する第一冷却を施し、該第一冷却後、第一冷却停止温度 Tc1 において 25 秒以上保持する第一保持を施し、該第一保持後、第一冷却停止温度 Tc1 以下で、かつ 450 以下 300 以上の第二冷却停止温度 Tc2 まで冷却する第二冷却を施し、第二冷却停止温度 Tc2 で 20 ~ 3000 秒保持する第二保持を施し、該第二保持後、冷却する第三冷却を施す焼鈍処理を含む。

10

#### 【 0 0 8 9 】

500 以上 Ac1 以下の温度範囲の平均加熱速度： $0.5 \sim 15 \text{ / sec}$  以下

20

本発明では、前述した冷間圧延工程後の組織を有する冷間圧延板を適切な昇温速度で加熱することで再結晶を十分に促進し、その後、温度 T までの加熱、あるいは温度 T での保持により針状 を形成させる。そのため、500 以上で 変態が生じない Ac1 以下の温度範囲において、 $15 \text{ / sec}$  以下の平均加熱速度とする。平均加熱速度は、好ましくは  $10 \text{ / sec}$  以下である。

また、操業上の観点から平均加熱速度は  $0.5 \text{ / sec}$  以上とする。平均加熱速度は、好ましくは  $1.0 \text{ / sec}$  以上であり、より好ましくは  $1.5 \text{ / sec}$  以上である。

ここで、平均加熱速度 ( / s ) は、 $( ( Ac1 ( ) - 500 ) / ( 500 \text{ から } Ac1 ( ) \text{ までの加熱時間 ( sec ) } )$  から算出される。

#### 【 0 0 9 0 】

30

840 以下、かつ  $0.5 \text{ ( T - Ac1 ) / ( Ac3 - Ac1 )} < 1.0$  となる焼鈍温度 T まで加熱

該加熱後、露点 Td が -50 以上 -30 以下である炉内雰囲気において焼鈍温度 T で均熱保持

本発明では、後述する焼鈍温度 T までの加熱、あるいはさらに焼鈍温度 T での保持により、後述するような針状 を形成させることができる。この点、Ac3 ( ) 以上の 単相域まで加熱すると針状 が隣接する と合体し、 の形態は等軸となる。そのため、本発明では、二相域焼鈍を施す必要がある。

また、焼鈍温度 T に関して、 $( T - Ac1 ) / ( Ac3 - Ac1 )$  が 0.5 を下回ると、への逆変態が十分に起こらず、針状 が形成されず、再結晶フェライト粒界に沿って等軸の のみが形成される。以上より、焼鈍温度 T に関し、 $0.5 \text{ ( T - Ac1 ) / ( Ac3 - Ac1 )} < 1.0$  とする。

40

また、温度 T が 840 よりも高いと良好な化成処理性が得られない。そのため、温度 T は、840 以下とする。

また、露点 Td が -50 未満であると、化成処理性に悪影響する Si 酸化物の形成が促進されるため、良好な化成処理性が得られない。また、露点 Td は、-30 超であると、組織中の粒界に選択的に酸化物が形成された内部酸化層が生じるため、耐食性等に悪影響が生じる。そのため、露点 Td は -50 以上 -30 以下とする。露点 Td は、好ましくは -48 以上であり、より好ましくは -46 以上である。また、露点 Td は、好ましくは -32 以下であり、より好ましくは -34 以下である。

50

## 【0091】

焼鈍温度Tでの均熱時間は、特に限定されないが、二相域焼鈍中の元素分配の観点から、25～350秒とすることが好ましく、より好ましくは、50～300秒である。

## 【0092】

なお、Ac1( )は、経験則に基づく、次式により算出すればよい。

$$Ac1( ) = 723 + 22 \times [Si\%] - 18 \times [Mn\%] + 17 \times [Cr\%] + 4.5 [Mo\%] + 16 \times [V\%]$$

Ac3( )は、経験則に基づく、次式により算出すればよい。

$$Ac3( ) = 910 - 203 \times [C\%]^{1/2} + 44.7 \times [Si\%] - 30 \times [Mn\%] + 700 \times [P\%] + 400 \times [sol.Al\%] - 20 \times [Cu\%] + 31.5 \times [Mo\%] + 104 \times [V\%] + 400 \times [Ti\%]$$

なお、上記式中の[X%]は、鋼板の成分元素Xの含有量(質量%)であり、含有しないときは“0”とする。

## 【0093】

上記の均熱保持処理を施すことで形成される針状組織が数密度で5個/1000 $\mu\text{m}^2$ 以上

本発明では、所望の成形性を具備させるために針状を活用する。針状オーステナイト(針状)が多く形成されるとアスペクト比の高い残留を多量に形成されやすい。本発明で、所望の成形性を具備させるためには、焼鈍温度Tまでの昇温、均熱保持により形成される針状組織が数密度で5個/1000 $\mu\text{m}^2$ 以上であることが必要となる。針状の性質上、上限はなく、針状の粒子数は多いことが好ましい。

## 【0094】

本発明では、前述した成分組成と組織を有する冷延鋼板に対して、500以上Ac1以下の温度範囲を0.5～15/sec以下の平均加熱速度とし、焼鈍温度Tまで加熱を行い、露点Tdの炉内雰囲気において焼鈍温度Tで均熱保持を行うことで、針状組織の数密度を所望の範囲に調整することができる。

## 【0095】

## 針状組織の数密度

高温で形成される組織を評価する際、水冷することで組織を凍結して形成された組織を評価することは一般的である。本発明では、焼鈍工程において、焼鈍温度Tでの均熱保持までの処理で形成される針状が、その後の冷却過程でアスペクト比が高く、加工安定性の高い残留の形成に寄与することが重要な点であり、この針状組織の数密度を測定する。鋼板から、圧延方向に平行な断面が観察面となるよう観察試料を切り出し、板厚断面を1体積%ナイトールで腐食現出し、走査電子顕微鏡(SEM)で2000倍に拡大して板厚t/4部で3000 $\mu\text{m}^2$ 以上の領域で組織写真を撮影する。図1(b)に示すSEM写真は、焼鈍工程において本発明範囲内の温度Tで保持した後に水冷した組織の写真であり、針状と塊状、フェライト組織が形成されている。図2に、針状のアスペクト比の測定方法の模式図を示す。ここで、同一の方位を有する再結晶フェライトにより囲まれたアスペクト比が3.0以上のオーステナイトを針状と定義する。なお、針状オーステナイトの先端は他のオーステナイト粒と接していても構わないが、その場合、電子線後方散乱回折法(EBSD)により、隣接するフェライト粒が同一方位であることを確認すればよい。この定義に従い、焼鈍工程において、焼鈍温度Tでの均熱保持までの処理が施された鋼板における針状の数を5視野で行い、針状の数を観察した全面積で割ることで針状の数密度(個/1000 $\mu\text{m}^2$ )を測定する。

## 【0096】

第一冷却：750～550の温度範囲の平均冷却速度を6.0/sec以上とし、550以下400以上の第一冷却停止温度Tc1まで冷却

第一保持：第一冷却後、第一冷却停止温度Tc1において25秒以上保持

第一冷却において、750～550の温度範囲では、フェライト変態およびパーライト変態が支配的に生じる。フェライト変態あるいはパーライト変態が過度に生じると、針

状がフェライト変態するため、750～550の温度範囲を平均冷却速度：6.0 / sec以上として、フェライト変態を抑制する。平均冷却速度は、好ましくは8.0 / sec以上であり、より好ましくは10.0 / sec以上である。

ここで、平均冷却速度（ / sec）は、（750（冷却開始温度）- 550（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（sec））から算出される。

#### 【0097】

第一冷却における第一冷却停止温度 $T_{c1}$ は、二段階のオーステンパーの高温側の温度に該当し、炭化物析出の少ない上部ベイナイト変態が生じる温度範囲である550以下400以上とする。第一冷却停止温度 $T_{c1}$ が550超であると、フェライト変態あるいはパーライト変態が生じ、局所的な炭素分配が生じず、加工安定性の高い残留が形成されなくなる。一方、第一冷却停止温度 $T_{c1}$ が400未満になると、炭化物析出を伴う下部ベイナイト変態が生じる。また、成分組成や焼鈍条件によって組織の一部がマルテンサイト変態し、その後の保持により焼戻しマルテンサイトとなる。これにより、未変態への炭素分配が遅延し、加工安定性の高い残留が形成されなくなる。したがって、第一冷却停止温度 $T_{c1}$ は550以下400以上とする。第一冷却停止温度 $T_{c1}$ は、好ましくは420以上であり、より好ましくは450以上である。また、第一冷却停止温度 $T_{c1}$ は、好ましくは530以下であり、より好ましくは510以下である。また、第一冷却後の第一保持として、第一冷却停止温度 $T_{c1}$ における温度変調は、上記の550以下400以上の範囲内であれば許容され、25秒以上保持する。これにより、上部ベイナイトを十分に変態させることができる。第一保持での保持時間は、好ましくは30秒以上であり、より好ましくは35秒以上である。また、第一保持での保持時間は、好ましくは60秒以下であり、より好ましくは55秒以下である。

#### 【0098】

第二冷却：第一冷却停止温度 $T_{c1}$ 以下で、かつ450以下300以上の第二冷却停止温度 $T_{c2}$ まで冷却

第二保持：第二冷却停止温度 $T_{c2}$ で20～3000秒保持

第二冷却において、第二冷却停止温度 $T_{c2}$ は、二段階のオーステンパーの低温側の温度に該当する。第二冷却停止温度 $T_{c2}$ において鋼板を保持することで、第一冷却停止温度 $T_{c1}$ での保持後、最終冷却時にマルテンサイト変態する固溶C量が少なく、熱的安定性の低い未変態をベイナイト変態させる。これにより、残留を形成させることができる。第二冷却停止温度 $T_{c2}$ が、第一冷却停止温度 $T_{c1}$ 以下で、450超えの温度であると、ベイナイト変態が停留するため、未変態が最終冷却時に過度にマルテンサイト変態する。一方、第二冷却停止温度 $T_{c2}$ が、300未満であると、未変態がマルテンサイト変態し、保持されることで炭化物形成が助長される。これにより、固溶C量が高く、加工安定性の高い残留の形成が阻害される。そのため、第二冷却停止温度 $T_{c2}$ は $T_{c1}$ 以下で、かつ450以下300以上とする。第二冷却停止温度 $T_{c2}$ は、好ましくは320以上であり、より好ましくは340以上である。また、第二冷却停止温度 $T_{c2}$ は、好ましくは430以下であり、より好ましくは410以下である。

また、第二冷却後の第二保持として、第二冷却停止温度 $T_{c2}$ における温度変調は、上記の第一冷却停止温度 $T_{c1}$ 以下で、かつ450以下300以上の範囲内であれば許容され、保持時間は20秒以上で加工安定性の高い残留の形成が促進される。一方、第二保持における保持時間は、作業上の観点から3000秒以下とする。第二保持での保持時間は、好ましくは100秒以上であり、より好ましくは200秒以上である。また、第二保持での保持時間は、好ましくは2500秒以下であり、より好ましくは2000秒以下である。

#### 【0099】

第三冷却：第二保持後、冷却

上記の第二保持後は、室温（10～30）まで冷却し、本発明の鋼板を得る。

#### 【0100】

10

20

30

40

50

上記の焼鈍工程後は、特に限定されないが、例えば、伸長率 0.05 ~ 0.5% の調質圧延を施すことができる。

【0101】

本発明の鋼板の製造方法により得られる本発明の鋼板は、板厚は 0.5 mm 以上とすることが好ましい。また、板厚は 2.0 mm 以下とすることが好ましい。

【0102】

次に、本発明の部材およびその製造方法について説明する。

【0103】

本発明の部材は、本発明の鋼板に対して、成形加工、接合加工の少なくとも一方を施してなるものである。また、本発明の部材の製造方法は、本発明の鋼板に対して、成形加工、接合加工の少なくとも一方を施して部材とする工程を含む。

10

【0104】

本発明の鋼板は、引張強さが 590 MPa 以上であり、高い延性、優れた伸びフランジ成形性、および良好な化成処理性を有している。そのため、本発明の鋼板を用いて得た部材も高強度であり、従来の高強度部材に比べて優れた高い延性、優れた伸びフランジ成形性、および良好な化成処理性を有している。また、本発明の部材を用いれば、軽量化可能である。したがって、本発明の部材は、例えば、車体骨格部品に好適に用いることができる。本発明の部材は、溶接継手も含む。

【0105】

成形加工は、プレス加工等の一般的な加工方法を制限なく用いることができる。また、接合加工は、スポット溶接、アーク溶接等の一般的な溶接や、リベット接合、かしめ接合等を制限なく用いることができる。

20

【実施例】

【0106】

以下、本発明の実施例を説明する。

【0107】

表 1 に示す成分組成を有する厚さ 250 mm の鋼スラブに対して熱間圧延（スラブ加熱温度：1250、均熱時間：30 分とし、仕上げ圧延温度：Ar3 + 50、巻取り温度：550）と酸洗処理を施し、得られた熱延鋼板に表 2 に示す条件で冷間圧延を施して冷延鋼板を製造した。

30

次に、当該冷延鋼板を、連続焼鈍ラインにて表 2 に示す条件で焼鈍した後、伸長率 0.2 ~ 0.4% の調質圧延を施し、評価に供する鋼板を製造した。

また、第二冷却停止温度 Tc2 で保持する第二保持後は、第三冷却として室温（20）まで冷却した。

【0108】

40

50

【 表 1 】

鋼番	成分組成(質量%)											備考
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	others	式(1)*1			
A	0.089	1.11	2.43	0.006	0.0003	0.035	0.0030	Cu:0.14, REM:0.0034	0.457	適合鋼		
B	0.112	0.77	1.82	0.005	0.0040	0.032	0.0028	B:0.0018, Ti:0.019	0.423	適合鋼		
C	0.132	1.42	2.88	0.003	0.0005	0.029	0.0019	-	0.493	適合鋼		
D	0.175	0.84	1.95	0.006	0.0004	0.022	0.0035	B:0.0018, Ti:0.021, Sb:0.021	0.431	適合鋼		
E	0.089	0.64	3.12	0.004	0.0013	0.292	0.0022	Nb:0.020, Sb:0.009	0.205	適合鋼		
F	0.203	0.55	1.92	0.003	0.0011	0.031	0.0031	Sn:0.022	0.286	適合鋼		
G	0.183	1.04	2.38	0.011	0.0005	0.070	0.0035	V:0.012, Mg:0.0008	0.437	適合鋼		
H	0.091	0.92	2.78	0.007	0.0002	0.066	0.0044	Ni:0.07, Mo:0.11	0.331	適合鋼		
I	0.110	0.96	2.67	0.012	0.0009	0.032	0.0023	Cr:0.17, Ca:0.0016	0.273	適合鋼		
J	0.132	0.88	3.52	0.013	0.0016	0.039	0.0013	-	0.370	比較鋼		
K	0.261	1.04	2.38	0.011	0.0005	0.070	0.0035	B:0.0034, Ti:0.022	0.437	比較鋼		
L	0.091	1.65	3.11	0.007	0.0002	0.070	0.0044	-	0.531	比較鋼		
M	0.054	0.78	2.56	0.005	0.0014	0.029	0.0033	-	0.305	比較鋼		
N	0.119	1.12	2.12	0.002	0.0022	0.038	0.0022	-	0.528	比較鋼		

・上記以外の残部はFeおよび不可避免的不純物である。

※下線は本発明範囲外を意味する。

\*1: 式(1); Si/Mn(式(1)中、Si、Mnは夫々、Si含有量(質量%)、Mn含有量(質量%)を示す。)

【 0 1 0 9 】

10

20

30

40

50

【表 2】

No.	鋼 番	冷延条件				焼純条件										備考		
		1/8入目の の圧下率 (%)	1/8入目の 圧延温度 (°C)	累積冷間 圧延率 (%)	規定方位 を有する bcc組織 面積率 *2(%)	露点 Td (°C)	焼純時の 加熱速度*3 (°C/s)	焼純 温度 T <sub>c</sub> (°C)	Ae1 (°C)	Ae3 (°C)	(T-Ae1)/ (Ae3-Ae1)	均熱時間 (s)	針状 オーステナイト の数密度*4 (個/1000μm <sup>2</sup> )	平均冷却 速度*5 (°C/s)	第一冷却 停止温度 Tc1 (°C)		第一冷却 停止における 保持時間 (sec)	第二冷却停止 温度Tc2 における 保持時間 (sec)
1	A	15	35	55	41.3	-40	12	815	704	842	0.8	220	6.7	15.2	540	30	650	発明例
2	A	15	34	55	42.3	-40	12	873	704	842	1.2	220	0.0	19.8	540	30	650	比較例
3	A	15	33	55	49.3	-40	12	820	704	842	0.8	220	8.2	2.1	540	30	650	比較例
4	A	15	35	55	55.9	-40	12	805	704	842	0.7	220	7.4	14.7	540	30	650	発明例
5	B	15	36	55	56.3	-35	12	810	707	846	0.7	220	6.5	15.5	570	45	650	比較例
6	B	32	55	55	27.0	-35	12	805	707	846	0.7	220	3.2	34.2	520	45	650	比較例
7	B	15	32	55	52.1	-35	25	800	707	846	0.7	220	2.2	15.2	520	45	650	比較例
8	B	15	33	55	44.3	-35	10	810	707	846	0.7	220	6.3	24.5	520	45	650	発明例
9	C	29	52	55	12.8	-40	10	795	702	827	0.7	220	1.2	25.2	520	25	480	比較例
10	C	15	32	55	55.3	-40	10	795	702	827	0.7	220	9.4	19.6	520	25	1200	発明例
11	C	15	33	55	42.1	-40	10	805	702	827	0.8	220	8.4	8.4	300	25	650	比較例
12	C	15	32	55	39.8	-49	10	800	702	827	0.8	220	5.6	20.2	450	25	300	発明例
13	D	15	31	55	46.3	-49	10	805	706	826	0.8	220	6.2	30.2	450	30	300	比較例
14	D	15	36	55	44.8	-45	10	810	706	826	0.9	220	5.3	14.8	550	30	650	発明例
15	D	15	30	55	42.9	-45	35	800	706	826	0.8	220	2.3	14.3	550	30	650	比較例
16	E	15	32	40	37.5	-45	10	850	681	904	0.8	220	5.6	15.2	400	35	650	比較例
17	E	15	33	40	35.9	-45	10	820	681	904	0.6	220	6.4	13.4	400	35	650	発明例
18	E	15	34	40	38.3	-32	15	810	681	904	0.6	220	6.3	14.8	450	35	650	比較例
19	E	10	31	22	10.3	-32	15	820	681	904	0.6	220	3.1	18.9	450	35	600	発明例
20	F	15	31	48	42.6	-55	15	810	701	800	1.1	220	0.0	21.0	570	30	600	比較例
21	F	15	31	48	45.6	-43	18	810	701	800	1.1	220	0.0	21.0	500	30	600	比較例
22	F	15	32	48	51.2	-43	18	780	701	800	0.8	220	6.9	5.0	500	30	600	比較例
23	F	15	33	48	42.3	-43	18	820	701	800	1.2	220	0.0	10.5	500	30	650	発明例
24	G	15	34	75	52.3	-45	12	790	703	835	0.7	220	7.8	14.5	500	60	650	発明例
25	G	15	33	75	54.3	-40	12	800	703	835	0.7	120	6.5	14.3	500	60	650	発明例
26	G	15	36	75	52.3	-40	12	810	703	835	0.8	120	8.3	14.5	500	60	650	発明例
27	G	15	36	75	49.6	-40	12	820	694	841	0.9	120	7.9	15.5	500	30	650	発明例
28	H	15	35	75	53.6	-40	12	830	694	841	0.9	120	6.5	14.9	500	30	650	発明例
29	H	15	36	48	43.3	-40	12	790	699	827	0.7	220	7.7	15.5	500	30	600	発明例
30	I	15	36	48	41.3	-40	12	805	699	827	0.8	220	9.3	15.2	500	30	650	発明例
31	I	15	36	48	43.2	-40	12	805	679	795	1.1	220	0.0	15.0	500	30	650	比較例
32	J	15	35	48	42.2	-40	12	805	703	826	0.8	220	5.9	15.0	500	30	650	比較例
33	K	15	33	48	41.3	-40	12	805	703	862	0.6	220	8.4	15.0	500	30	650	比較例
34	L	15	29	48	41.3	-40	12	805	703	862	0.6	220	8.4	15.0	500	30	650	比較例
35	M	15	36	48	43.3	-40	12	805	694	836	0.8	220	6.5	15.0	500	30	650	比較例
36	N	15	33	48	40.3	-40	12	805	709	843	0.7	220	6.6	15.0	500	30	650	比較例
37	A	15	34	55	42.3	-40	12	830	704	842	0.9	220	5.5	15.2	580	30	650	比較例

※下線は本発明範囲外を意味する。  
\*2: bcc相の全組織に対する[111]<0-11>方位、[111]<11-2>方位、[211]<0-11>方位、および[100]<011>方位を有するbcc相の組織の合計の割合  
\*3: 500°C~Ae1の温度範囲の平均加熱速度  
\*4: 温度Tcの昇温、保持までに形成される針状オーステナイト組織の組織密度  
\*5: 750~550°Cの温度範囲の平均冷却速度

【0110】

得られた鋼板は以下の手法で評価した。

【0111】

(1) 鋼組織の面積率の測定および針状 の数密度の測定

鋼板から、鋼板表面に垂直であり、圧延方向に平行な断面が観察面となるよう観察試料を切り出し、板厚断面を1体積%ナイトールで腐食現出し、走査電子顕微鏡(SEM)で2000倍に拡大して板厚t/4部で3000μm<sup>2</sup>以上の領域で組織写真を撮影した。以下の項目(i)~(iv)をそれぞれ測定した。結果を表3に示す。なお、tは板厚、wは板幅を示す。

## 【 0 1 1 2 】

## ( i ) ポリゴナルフェライトと上部ベイナイト

ポリゴナルフェライト（再結晶 F）と上部ベイナイト（UB）はいずれも SEM 写真で灰色を示すが、形状により識別することが可能である。SEM 写真の一例を温度 T で保持後に水冷した組織の SEM 写真と合わせて図 1 に示す。図 1（a）に破線で示す領域が、焼鈍工程で本発明範囲内の焼鈍温度 T での均熱保持までの処理により形成された針状組織であり、その内部に上部ベイナイト（UB）が生成しており、その周囲にアスペクト比の高い残留あるいはフレッシュマルテンサイト（M）が形成されている。同様の組織は焼鈍温度 T での均熱保持までの処理で形成された塊状組織中にも観察される。ポリゴナルフェライトと上部ベイナイトの面積率は、ASTM E 562 - 11（2014）に準拠して点算法により測定した。ポリゴナルフェライトの面積率と上部ベイナイトの面積率の夫々は、5箇所での測定値の平均値とした。

10

## 【 0 1 1 3 】

## ( ii ) フレッシュマルテンサイトと残留

フレッシュマルテンサイトと残留はいずれも、SEM 写真で白色を示し、区別することができない。そこで、残留は、後述する方法で別途測定した。また、フレッシュマルテンサイトと残留の合計面積率を SEM 写真から ASTM E 562 - 11（2014）に準拠して点算法により測定し、当該合計面積率から後述する方法で測定した残留の面積率を引くことでフレッシュマルテンサイトの面積率を測定した。フレッシュマルテンサイトと残留の合計面積率は点算法により測定し、5か所での測定値を平均した値から後述する方法で測定した残留の体積率を引いた値を、フレッシュマルテンサイトの面積率とした。

20

## 【 0 1 1 4 】

## ( iii ) 焼戻しマルテンサイトおよび/または下部ベイナイト

焼戻しマルテンサイトと下部ベイナイトとは SEM 写真で白色の微細な組織で観察される炭化物を含む組織である。より微視的な観察では両者を区別することは可能であるが、SEM 写真では判別が難しい。したがって、本発明では焼戻しマルテンサイトと下部ベイナイトとを同一の組織として定義し、焼戻しマルテンサイトと下部ベイナイトの合計の面積率を ASTM E 562 - 11（2014）に準拠して点算法により測定した。5箇所での測定値を平均した値を、焼戻しマルテンサイトと下部ベイナイトの合計の面積率とした。

30

## 【 0 1 1 5 】

## ( iv ) 残部組織

前記の方法で測定したポリゴナルフェライトと、上部ベイナイトと、フレッシュマルテンサイトと、残留と、焼戻しマルテンサイトと、下部ベイナイトとの面積率を 100%より引くことで残部組織の面積率と定義した。

## 【 0 1 1 6 】

## ( 2 ) 残留の体積率の測定

鋼板を板厚 1 / 4 位置まで研磨後、化学研磨により更に 0 . 1 mm 研磨した面について、X線回折装置で Mo の K 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し、BCC 鉄（フェライト）各面からの積分反射強度に対する FCC 鉄（ ）各面からの積分反射強度の強度比から求めた残留の体積率を測定した。本発明では、当該残留の体積率は、残留の面積率とすることができる。

40

## 【 0 1 1 7 】

## ( 3 ) 針状組織の数密度

高温で形成される組織を評価する際、水冷することで組織を凍結して形成された組織を評価することは一般的である。本発明では、焼鈍工程において、焼鈍温度 T での均熱保持までの処理で形成される針状が、その後の冷却過程でアスペクト比が高く、加工安定性の高い残留の形成に寄与することが重要な点であり、この針状組織の数密度を測定し

50

た。鋼板から、圧延方向に平行な断面が観察面となるよう観察試料を切り出し、板厚断面を1体積%ナイトールで腐食現出し、走査電子顕微鏡（SEM）で2000倍に拡大して板厚 $t/4$ 部で $3000\mu\text{m}^2$ 以上の領域で組織写真を撮影した。図1（b）に示すSEM写真は、焼鈍工程において本発明範囲内の温度 $T$ で保持した後に水冷した組織の写真であり、針状と塊状、フェライト組織が形成されている。図2に、針状のアスペクト比の測定方法の模式図を示す。ここで、同一の方位を有する再結晶フェライトにより囲まれたアスペクト比が3.0以上のオーステナイトを針状と定義する。なお、針状オーステナイトの先端は他のオーステナイト粒と接していても構わないが、その場合、電子線後方散乱回折法（EBSD）により、隣接するフェライト粒が同一方位であることを確認すればよい。この定義に従い、焼鈍工程において、焼鈍温度 $T$ での均熱保持までの処理が施された鋼板における針状の数を5視野で行い、針状の数を観察した全面積で割ることで針状の数密度（個/ $1000\mu\text{m}^2$ ）を測定した。結果を表3に示す。

【0118】

（4）フレッシュマルテンサイト粒子および/または残留粒子の円相当径およびアスペクト比

鋼板から、圧延方向に平行な断面が観察面となるよう観察試料を切り出し、板厚断面の組織をレペラー腐食液で腐食現出し、レーザー顕微鏡（LM）で1000倍に拡大して板厚 $t/4$ 部で $10000\mu\text{m}^2$ 以上の領域で組織写真を撮影した。

レペラー腐食はカラーエッチングであり、フレッシュマルテンサイトおよび/または残留を白色のコントラストで示すことで、フレッシュマルテンサイト粒子および/または残留粒子を抽出し、画像解析することでフレッシュマルテンサイト粒子および/または残留粒子の円相当径およびアスペクト比を測定した。

得られた全粒子の内、円相当径が $1.2\mu\text{m}$ 未満である粒子を対象として、粒子数を測定し、全粒子の粒子数に対する割合を算出した。

また、得られた全粒子の内、円相当径が $1.2\mu\text{m}$ 以上である粒子を対象として、このうちアスペクト比が2.5以上の粒子数を測定し、円相当径が $1.2\mu\text{m}$ 以上である全粒子に対するアスペクト比が2.5以上であり、且つ円相当径が $1.2\mu\text{m}$ 以上である粒子の割合を算出する。結果を表3に示す。

【0119】

（5）冷延組織の集合組織

冷間圧延工程後の冷延鋼板から、圧延方向に平行な断面が測定面となる測定試料を切り出し、測定面を機械研磨あるいは電解研磨した後、SEM-EBSD法（測定条件：WD：20mm、加速電圧：20kV）により $80000\mu\text{m}^2$ 以上の領域を測定した。圧延の{ND面}<RD方向>方位が{111}<0-11>方位、{111}<11-2>方位、{211}<0-11>方位、および{100}<011>方位となるbcc相の組織面積率を定量化し、すべての方位のbcc相の面積率との比を算出することで冷延鋼板の集合組織を評価した。

【0120】

（6）引張試験

得られた鋼板から圧延方向に対して垂直方向に引張方向をもつJIS5号引張試験片を作製した。各試験片に対して、JIS Z 2241（2011）の規定に準拠した引張試験を行った。引張試験のクロスヘッドスピードは $10\text{mm}/\text{min}$ とした。なお、測定は2回実施し、平均することで測定値を求め、各鋼板の引張強度（TS）とした。

【0121】

（7）穴広げ試験

$100\text{mm} \times 100\text{mm}$ の試験片を採取し、JFST 1001（鉄連規格）に準拠した穴広げ試験を各採取位置にて3回行い、3回の平均値（3回の合計値（%）/3）を穴広げ率（%）とした。

【0122】

（8）評価

本発明では、引張強度（TS）が590MPa以上である鋼板を高強度であると評価した。

引張強度（TS）×全伸び（TEl）22000MPa・%以上である場合、延性E1に優れていると評価し、穴広げ率（%）が下記（A1）又は（A2）を満たす場合、伸びフランジ成形性に優れていると評価した。

（A1）引張強度が590MPa以上780MPa未満の場合に穴広げ率が60%以上

（A2）引張強度が780MPa以上の場合に穴広げ率が35%以上

【0123】

（9）化成処理性

焼鈍後の鋼板に対して、20～35A/dm<sup>2</sup>の電流密度で2秒間の硫酸電解酸洗を施し、脱脂、表面調整を行い、その後にリン酸亜鉛化成処理液を用いて化成処理を行った。

脱脂工程：処理温度40℃、処理時間120秒、スプレー脱脂、表面調整工程：pH9.5、処理温度室温、処理時間20秒、化成処理工程：化成処理液の温度35℃、処理時間120秒で化成処理とした。なお、脱脂工程、表面調整工程、化成処理工程夫々における、処理剤として、順に、日本パーカライジング社製の脱脂剤：FC-E2011、表面調整剤：PL-X、及び化成処理液：パルボンドPB-L3065を用いた。倍率：2000倍にて10000μm<sup>2</sup>以上の領域でSEM観察することで表面化成組織を観察し、化成被膜組織が全面で観察されたものを○、目視で一部でも化成被膜組織が形成されていないものを×として評価した。その結果を表3に示す。

【0124】

10

20

30

40

50

【表 3】

No.	鋼番	組織										特性				備考
		ポリゴナル フェライト 面積率 (%)	上部 ベイナイト 面積率 (%)	残留 γ 体積率 (%)	残留 γ マルテンサイト 面積率 (%)	残留 γ マルテンサイト および 下部ベイナイト 合計面積率(%)	残留組織 面積率 (%)	1.2μm未満の 粒子の割合*6 (%)	アスペクト比 2.5以上の粒子 の割合*7 (%)	TS (MPa)	TS*TEL (MPa*)	穴広げ 率 (%)	化成 処理性 (判定)			
1	A	69.2	10.4	8.1	10.3	1.5	0.5	56.3	45.0	612	24664	66	○	発明例		
2	A	18.2	12.7	4.6	12.2	52.3	0.0	59.6	31.2	956	20363	82	x	比較例		
3	A	38.2	2.7	3.6	5.5	0.0	0.0	42.0	25.6	552	22025	78	○	比較例		
4	A	65.2	11.1	8.4	5.4	9.9	0.0	63.2	45.2	622	25067	71	○	発明例		
5	B	69.4	14.3	2.4	3.3	4.2	6.4	55.3	52.1	625	20125	45	○	比較例		
6	B	72.2	13.2	6.4	3.3	4.9	0.0	52.0	32.4	632	18644	37	○	比較例		
7	B	74.2	11.3	4.5	5.5	4.5	0.0	53.3	29.4	599	19288	44	○	比較例		
8	B	68.4	9.9	6.8	4.4	8.2	2.3	67.2	49.5	622	23201	68	○	発明例		
9	C	58.4	13.8	12.2	10.1	5.5	0.0	56.3	21.6	812	23710	32	○	比較例		
10	C	54.2	14.1	11.1	4.2	16.4	0.0	66.9	49.5	832	22797	49	○	発明例		
11	C	37.5	10.2	1.1	0.0	51.2	0.0	56.3	52.6	834	16513	65	○	比較例		
12	C	46.8	12.3	8.4	5.4	27.1	0.0	66.4	48.3	812	22168	45	○	比較例		
13	D	43.2	21.3	13.1	18.3	4.1	0.0	41.2	56.3	837	20172	22	○	比較例		
14	D	39.8	17.6	12.4	4.6	24.4	1.2	57.9	47.2	817	24592	48	○	発明例		
15	D	45.9	12.4	11.0	12.8	17.9	0.0	56.4	26.7	834	20099	29	○	比較例		
16	E	38.4	11.2	7.0	32.2	11.2	0.0	34.5	46.2	899	21037	22	x	比較例		
17	E	42.1	18.4	8.5	11.5	19.5	0.0	56.4	56.2	813	22601	49	○	発明例		
18	E	53.3	12.9	9.8	5.6	18.4	0.0	67.2	49.2	832	24461	52	○	発明例		
19	E	49.8	11.2	11.4	11.2	16.4	0.0	56.4	45.2	792	22493	48	○	発明例		
20	E	44.9	13.2	10.2	12.5	18.4	0.8	45.0	38.2	821	20115	22	○	比較例		
21	F	29.4	10.3	11.2	5.5	41.1	2.5	59.3	26.3	873	24619	23	x	比較例		
22	F	26.4	11.7	10.3	8.4	43.2	0.0	55.4	27.4	823	18518	31	○	比較例		
23	F	65.3	10.2	4.5	4.5	10.1	5.4	64.1	54.1	792	20671	43	○	比較例		
24	F	24.4	21.1	8.4	11.2	34.9	0.0	63.1	18.2	821	17734	19	○	比較例		
25	G	45.6	24.2	13.4	5.6	11.2	0.0	54.3	62.3	842	23071	44	○	発明例		
26	G	38.4	35.4	13.7	5.3	7.2	0.0	59.4	45.2	821	22988	50	○	発明例		
27	G	25.3	25.3	14.1	14.2	21.1	0.0	56.7	52.1	846	23519	44	○	発明例		
28	H	76.1	11.1	5.6	4.2	3.0	0.0	52.1	44.4	613	23539	77	○	発明例		
29	H	76.7	9.1	4.1	3.9	6.2	0.0	71.1	49.3	633	24750	65	○	発明例		
30	I	63.1	12.8	6.3	4.3	13.5	0.0	65.4	53.1	786	22873	49	○	発明例		
31	I	57.4	13.2	11.9	5.4	12.1	0.0	59.3	46.2	821	23481	55	○	発明例		
32	J	61.1	2.1	2.4	20.5	13.9	0.0	66.3	42.1	1121	15918	31	○	比較例		
33	K	55.6	6.7	4.5	31.2	2.0	0.0	71.2	53.3	1234	13697	19	○	比較例		
34	L	45.6	14.3	12.1	8.8	19.2	0.0	64.2	44.3	823	23702	46	x	比較例		
35	M	81.1	5.4	2.9	4.5	6.1	0.0	68.2	56.3	552	20645	81	○	比較例		
36	N	55.5	12.3	10.9	8.4	12.9	0.0	64.2	44.3	823	23538	46	x	比較例		
37	A	76.3	10.9	3.8	4.5	4.5	0.0	32.0	49.3	799	23091	28	○	比較例		

※下線は本発明範囲外を意味する。  
 \*6: 円相径1.2μm未満のフレッシュマルテンサイト粒子および/または残留γ粒子の全粒子に対する割合  
 \*7: アスペクト比が2.5以上を有するフレッシュマルテンサイト粒子および/または残留γ粒子の円相径  
 1.2μm以上を有するフレッシュマルテンサイト粒子および/または残留γ粒子の全てに対する割合

【0125】

表3に示すように、本発明の鋼板は、590MPa以上の引張強度を有し、高い延性と優れた伸びフランジ成形性を有し、化成処理性も優れていることが分かった。

【0126】

また、本発明例の鋼板を用いて、成形加工を施して得た部材、接合加工を施して得た部材、さらに成形加工および接合加工を施して得た部材は、本発明例の鋼板が高強度であり、高い延性、優れた伸びフランジ成形性、および良好な化成処理性を有していることから、本発明例の鋼板と同様に、高強度であり、高い延性、優れた伸びフランジ成形性、および良好な化成処理性を有することがわかった。

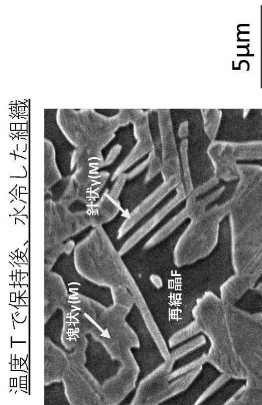
【要約】

高強度、高延性、優れた伸びフランジ成形性、及び良好な化成処理性を有する鋼板、部材およびそれらの製造方法の提供。

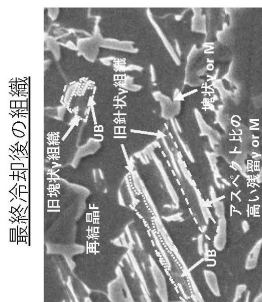
質量%で、C、Si、Mn、P、S、sol.Al、Nを特定量含有する成分組成とし、ポリゴナルフェライト、上部ベイナイト、残留、フレッシュマルテンサイト、焼戻しマルテンサイトと下部ベイナイトの合計、残留組織を特定の割合とし、円相当径：1.2 μm未満であるフレッシュマルテンサイト粒子および残留粒子の個数を特定の割合とし、アスペクト比が2.5以上であって円相当径：1.2 μm以上であるフレッシュマルテンサイト粒子および残留粒子の個数を特定の割合とする鋼板。

【図面】

【図1】

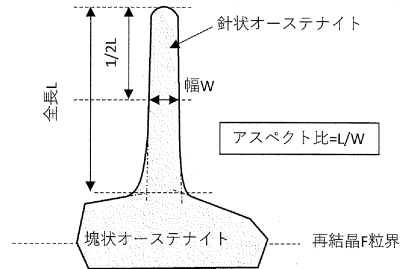


(b)



(a)

【図2】



10

20

30

40

50

## フロントページの続き

- 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 王 芳怡
- 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 金子 真次郎
- 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 横田 毅
- 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 尾園 秀斗
- 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 鈴木 毅
- (56)参考文献 特表2019-502819(JP,A)  
国際公開第2021/079756(WO,A1)  
国際公開第2009/099251(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 | 8 / 0 0   | - | 8 / 0 4   |
| C 2 1 D | 9 / 4 6   | - | 9 / 4 8   |