

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2010-275627

(P2010-275627A)

(43) 公開日 平成22年12月9日(2010.12.9)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
<b>C 2 2 C 38/00 (2006.01)</b>	C 2 2 C 38/00 3 O 1 U	4 K O 3 7
<b>C 2 2 C 38/06 (2006.01)</b>	C 2 2 C 38/00 3 O 1 T	
<b>C 2 2 C 38/58 (2006.01)</b>	C 2 2 C 38/06	
<b>C 2 1 D 9/46 (2006.01)</b>	C 2 2 C 38/58	
	C 2 1 D 9/46 J	
審査請求 未請求 請求項の数 14 O L (全 18 頁) 最終頁に続く		

(21) 出願番号	特願2010-38035 (P2010-38035)	(71) 出願人	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
(22) 出願日	平成22年2月24日 (2010. 2. 24)	(74) 代理人	100083253 弁理士 苅米地 正敏
(31) 優先権主張番号	特願2009-107659 (P2009-107659)	(72) 発明者	中垣内 達也 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
(32) 優先日	平成21年4月27日 (2009. 4. 27)	(72) 発明者	松岡 才二 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
(33) 優先権主張国	日本国 (JP)	(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
		最終頁に続く	

(54) 【発明の名称】 加工性に優れた高強度鋼板および高強度溶融亜鉛めっき鋼板並びにそれらの製造方法

(57) 【要約】

【課題】 延性、伸びフランジ性および曲げ性に優れた高強度鋼板および高強度溶融亜鉛めっき鋼板を得る。

【解決手段】 質量%で、C : 0 . 0 5 ~ 0 . 3 %、Si : 0 . 0 1 ~ 2 . 5 %、Mn : 0 . 5 ~ 3 . 5 %、P : 0 . 0 0 3 ~ 0 . 1 0 0 %、S : 0 . 0 2 %以下、Al : 0 . 0 1 0 ~ 1 . 5 %を含有し、SiとAlの含有量の合計が0 . 5 ~ 3 . 0 %であり、残部が鉄および不可避的不純物からなる成分組成を有し、面積率でフェライトを20%以上、焼戻しマルテンサイトを10~60%、マルテンサイトを0~10%を含み、体積率で残留オーステナイトを3~10%含み、焼戻しマルテンサイトのピッカース硬度(m)とフェライトのピッカース硬度(f)の比(m)/(f)が3.0以下である金属組織を有する。

【選択図】 なし

## 【特許請求の範囲】

## 【請求項 1】

C : 0.05 ~ 0.3 質量%、Si : 0.01 ~ 2.5 質量%、Mn : 0.5 ~ 3.5 質量%、P : 0.003 ~ 0.100 質量%、S : 0.02 質量%以下、Al : 0.010 ~ 1.5 質量%を含有し、Si と Al の含有量の合計が 0.5 ~ 3.0 質量%であり、残部が鉄および不可避的不純物からなる成分組成を有し、面積率でフェライトを 20%以上、焼戻しマルテンサイトを 10 ~ 60%、マルテンサイトを 0 ~ 10%を含み、体積率で残留オーステナイトを 3 ~ 10%含み、焼戻しマルテンサイトのピッカース硬度 (m) とフェライトのピッカース硬度 (f) の比 (m) / (f) が 3.0 以下である金属組織を有することを特徴とする加工性に優れた高強度鋼板。

10

## 【請求項 2】

さらに、Cr : 0.005 ~ 2.00 質量%、Mo : 0.005 ~ 2.00 質量%、V : 0.005 ~ 2.00 質量%、Ni : 0.005 ~ 2.00 質量%、Cu : 0.005 ~ 2.00 質量%のなかから選ばれる 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 に記載の加工性に優れた高強度鋼板。

## 【請求項 3】

さらに、Ti : 0.01 ~ 0.20 質量%、Nb : 0.01 ~ 0.20 質量%のなかから選ばれる 1 種または 2 種を含有することを特徴とする請求項 1 または 2 に記載の加工性に優れた高強度鋼板。

## 【請求項 4】

さらに、B : 0.0002 ~ 0.005 質量%を含有することを特徴とする請求項 1 ~ 3 のいずれかに記載の加工性に優れた高強度鋼板。

20

## 【請求項 5】

さらに、Ca : 0.0001 ~ 0.005 質量%、REM : 0.0001 ~ 0.005 質量%のなかから選ばれる 1 種または 2 種を含有することを特徴とする請求項 1 ~ 4 のいずれかに記載の加工性に優れた高強度鋼板。

## 【請求項 6】

焼戻しマルテンサイトのピッカース硬度 (m) とフェライトのピッカース硬度 (f) の比 (m) / (f) が 2.0 ~ 3.0 であることを特徴とする請求項 1 ~ 5 のいずれかに記載の加工性に優れた高強度鋼板。

30

## 【請求項 7】

下地鋼板が請求項 1 ~ 6 のいずれかに記載の鋼板からなることを特徴とする加工性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

## 【請求項 8】

請求項 1 ~ 5 のいずれかに記載の成分組成を有する鋼スラブを熱間圧延して、ベイナイトとマルテンサイトの面積率の合計が 80%以上の金属組織を有する熱延鋼板とし、この熱延鋼板に連続焼鈍を施すに際し、750 ~ 900 まで加熱して 10 秒以上保持した後、750 から 10 / 秒以上の平均冷却速度で 100 ~ 350 の温度域まで冷却し、次いで 350 ~ 600 まで再加熱して 10 ~ 600 秒保持した後、室温まで冷却することを特徴とする加工性に優れた高強度鋼板の製造方法。

40

## 【請求項 9】

請求項 1 ~ 5 のいずれかに記載の成分組成を有する鋼スラブを熱間圧延して、ベイナイトとマルテンサイトの面積率の合計が 80%以上の金属組織を有する熱延鋼板とし、この熱延鋼板を冷間圧延して冷延鋼板とし、この冷延鋼板に連続焼鈍を施すに際し、750 ~ 900 まで加熱して 10 秒以上保持した後、750 から 10 / 秒以上の平均冷却速度で 100 ~ 350 の温度域まで冷却し、次いで 350 ~ 600 まで再加熱して 10 ~ 600 秒保持した後、室温まで冷却することを特徴とする加工性に優れた高強度鋼板の製造方法。

## 【請求項 10】

熱間圧延工程では、Ar<sub>3</sub> 変態点以上の仕上圧延温度で圧延を終了した後、50 / 秒

50

以上の平均冷却速度で冷却し、300～550 で巻取ることを特徴とする請求項8または9に記載の加工性に優れた高強度鋼板の製造方法。

【請求項11】

請求項1～5のいずれかに記載の成分組成を有する鋼スラブを熱間圧延して、ベイナイトとマルテンサイトの面積率の合計が80%以上の金属組織を有する熱延鋼板とし、この熱延鋼板に連続焼鈍を施すに際し、750～900 まで加熱して10秒以上保持した後、750 から10 /秒以上の平均冷却速度で100～350 の温度域まで冷却し、次いで350～600 まで再加熱して10～600秒保持し、しかる後、溶融亜鉛めっきを施すことを特徴とする加工性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項12】

請求項1～5のいずれかに記載の成分組成を有する鋼スラブを熱間圧延して、ベイナイトとマルテンサイトの面積率の合計が80%以上の金属組織を有する熱延鋼板とし、この熱延鋼板を冷間圧延して冷延鋼板とし、この冷延鋼板に連続焼鈍を施すに際し、750～900 まで加熱して10秒以上保持した後、750 から10 /秒以上の平均冷却速度で100～350 の温度域まで冷却し、次いで350～600 まで再加熱して10～600秒保持し、しかる後、溶融亜鉛めっきを施すことを特徴とする加工性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項13】

熱間圧延工程では、 $A_{r3}$  変態点以上の仕上圧延温度で圧延を終了した後、50 /秒以上の平均冷却速度で冷却し、300～550 で巻取ることを特徴とする請求項11または12に記載の加工性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項14】

溶融亜鉛めっきを施した後、めっき合金化処理を行うことを特徴とする請求項11～13のいずれかに記載の加工性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、自動車、電気機器等の産業分野で使用される部材に好適な成形加工性に優れた高強度鋼板および高強度溶融亜鉛めっき鋼板並びにそれらの製造方法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

近年、地球環境の保全の見地から、自動車の燃費向上が重要な課題となっている。このため、車体材料の高強度化により薄肉化を図り、車体そのものを軽量化しようとする動きが活発化しつつある。しかしながら、鋼板の高強度化は延性の低下、即ち成形加工性の低下を招くことから、高強度と高加工性を併せ持つ材料の開発が望まれている。

さらには、最近の自動車用材料についての耐食性向上の要求の高まりもあって、溶融亜鉛めっきを施した高張力鋼板の開発も盛んに行われている。

【0003】

以上のような要求に対して、これまでにフェライト、マルテンサイト二相鋼（DP鋼）や残留オーステナイトの変態誘起塑性を利用したTRIP鋼など、種々の複合組織型高強度鋼板や複合組織型高強度溶融亜鉛めっき鋼板が開発されてきた。

複合組織型高強度溶融亜鉛めっき鋼板に関しては、例えば、特許文献1では多量のSiを添加することにより残留オーステナイトを確保し、高延性を達成する加工性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板が提案されている。

しかし、これらDP鋼やTRIP鋼は、伸び特性には優れるものの穴拡げ性が劣るという問題がある。この穴拡げ性は、加工穴部を拡張してフランジ成形する際の加工性を示す指標であり、伸び特性とともに高強度鋼板に要求される重要な特性である。

【0004】

伸びフランジ性（穴拡げ性）に優れる溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法として、特許文献

10

20

30

40

50

2には、焼鈍均熱後、溶融亜鉛めっき浴までの間にMs点以下まで強冷却して生成したマルテンサイトを再加熱し、焼戻しマルテンサイトとすることで穴拡げ性を向上させる技術が開示されている。しかし、この技術では、マルテンサイトを焼戻しマルテンサイトにより穴拡げ性は向上するが、ELが低いことが問題となる。

さらに、引張強度が900MPaを超えるような強度では、プレス成形時に曲げ成形による割れが問題になるケースが増加し、上記延性および伸びフランジ性と併せて、曲げ性も必要となる。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0005】

【特許文献1】特開平11-279691号公報

【特許文献2】特開平6-93340号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0006】

以上のように、高強度鋼板や高強度溶融亜鉛めっき鋼板には優れた延性、伸びフランジ性および曲げ性が要求されるが、従来の鋼板や溶融亜鉛めっき鋼板には、これらを全て高いレベルで兼ね備えるものは無かった。

したがって本発明の目的は、延性、伸びフランジ性および曲げ性に優れた高強度鋼板および高強度溶融亜鉛めっき鋼板とそれらの製造方法を提供することにある。

【課題を解決するための手段】

【0007】

本発明者らは、上記した課題を解決し、延性、伸びフランジ性および曲げ性に優れた高強度鋼板と高強度溶融亜鉛めっき鋼板を得るために、鋼板の成分組成およびミクロ組織の観点から鋭意研究を重ねた。その結果、合金元素の含有量と熱間圧延条件を最適化して、熱延鋼板をベイナイトとマルテンサイトを主体とした組織とし、この熱延鋼板または熱延鋼板を冷間圧延して得られた冷延鋼板を特定の条件で連続焼鈍する（溶融亜鉛めっき鋼板の場合には、その後に溶融亜鉛めっきを施し、さらに必要に応じてめっき合金化処理を施す）ことで、面積率でフェライトを20%以上、焼戻しマルテンサイトを10~60%含み、体積率で残留オーステナイトを3~10%含み、焼戻しマルテンサイトとフェライトのピッカース硬度比が3.0以下、好ましくは2.0~3.0である金属組織とすることにより、高い延性、伸びフランジ性および曲げ性を兼ね備えた高強度鋼板や高強度溶融亜鉛めっき鋼板が得られることが判った。一般に、残留オーステナイトが存在すると残留オーステナイトのTRIP効果により延性が向上する。しかし、歪の付加により残留オーステナイトが変態して生成するマルテンサイトは非常に硬質なものとなり、その結果、主相であるフェライトとの硬度差が大きくなり伸びフランジ性や曲げ性が低下することが知られている。本発明では、フェライトと残留オーステナイトとともに焼戻しマルテンサイトを共存させることにより、上記のような伸びフランジ性や曲げ性の低下を抑制し、高い延性、伸びフランジ性および曲げ性が得られる。さらに、焼戻しマルテンサイトとフェライトの硬度比が曲げ特性に大きく影響し、高い曲げ性を達成するためには、その硬度比を3.0以下の範囲に制御することが重要であることが判った。

【0008】

本発明はこのような知見に基づきなされたもので、以下を要旨とするものである。

[1] C: 0.05~0.3質量%、Si: 0.01~2.5質量%、Mn: 0.5~3.5質量%、P: 0.003~0.100質量%、S: 0.02質量%以下、Al: 0.010~1.5質量%を含有し、SiとAlの含有量の合計が0.5~3.0質量%であり、残部が鉄および不可避免的不純物からなる成分組成を有し、面積率でフェライトを20%以上、焼戻しマルテンサイトを10~60%、マルテンサイトを0~10%を含み、体積率で残留オーステナイトを3~10%含み、焼戻しマルテンサイトのピッカース硬度(m)とフェライトのピッカース硬度(f)の比(m)/(f)が3.0以下である金属組

10

20

30

40

50

織を有することを特徴とする加工性に優れた高強度鋼板。

【0009】

[2] 上記[1]の高強度鋼板において、さらに、Cr：0.005～2.00質量%、Mo：0.005～2.00質量%、V：0.005～2.00質量%、Ni：0.005～2.00質量%、Cu：0.005～2.00質量%のなかから選ばれる1種または2種以上を含有することを特徴とする加工性に優れた高強度鋼板。

[3] 上記[1]または[2]の高強度鋼板において、さらに、Ti：0.01～0.20質量%、Nb：0.01～0.20質量%のなかから選ばれる1種または2種を含有することを特徴とする加工性に優れた高強度鋼板。

[4] 上記[1]～[3]のいずれかの高強度鋼板において、さらに、B：0.0002～0.005質量%を含有することを特徴とする加工性に優れた高強度鋼板。 10

[5] 上記[1]～[4]のいずれかの高強度鋼板において、さらに、Ca：0.0001～0.005質量%、REM：0.0001～0.005質量%のなかから選ばれる1種または2種を含有することを特徴とする加工性に優れた高強度鋼板。

【0010】

[6] 上記[1]～[5]のいずれかの高強度鋼板において、焼戻しマルテンサイトのピッカース硬度(m)とフェライトのピッカース硬度(f)の比(m)/(f)が2.0～3.0であることを特徴とする加工性に優れた高強度鋼板。

[7] 下地鋼板が上記[1]～[6]のいずれかに記載の鋼板からなることを特徴とする加工性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。 20

[8] 上記[1]～[5]のいずれかに記載の成分組成を有する鋼スラブを熱間圧延して、ベイナイトとマルテンサイトの面積率の合計が80%以上の金属組織を有する熱延鋼板とし、この熱延鋼板に連続焼鈍を施すに際し、750～900 まで加熱して10秒以上保持した後、750 から10 /秒以上の平均冷却速度で100～350 の温度域まで冷却し、次いで350～600 まで再加熱して10～600秒保持した後、室温まで冷却することを特徴とする加工性に優れた高強度鋼板の製造方法。

【0011】

[9] 上記[1]～[5]のいずれかに記載の成分組成を有する鋼スラブを熱間圧延して、ベイナイトとマルテンサイトの面積率の合計が80%以上の金属組織を有する熱延鋼板とし、この熱延鋼板を冷間圧延して冷延鋼板とし、この冷延鋼板に連続焼鈍を施すに際し、750～900 まで加熱して10秒以上保持した後、750 から10 /秒以上の平均冷却速度で100～350 の温度域まで冷却し、次いで350～600 まで再加熱して10～600秒保持した後、室温まで冷却することを特徴とする加工性に優れた高強度鋼板の製造方法。 30

[10] 上記[8]または[9]の製造方法において、熱間圧延工程では、Ar<sub>3</sub>変態点以上の仕上圧延温度で圧延を終了した後、50 /秒以上の平均冷却速度で冷却し、300～550 で巻取ることを特徴とする加工性に優れた高強度鋼板の製造方法。

【0012】

[11] 上記[1]～[5]のいずれかに記載の成分組成を有する鋼スラブを熱間圧延して、ベイナイトとマルテンサイトの面積率の合計が80%以上の金属組織を有する熱延鋼板とし、この熱延鋼板に連続焼鈍を施すに際し、750～900 まで加熱して10秒以上保持した後、750 から10 /秒以上の平均冷却速度で100～350 の温度域まで冷却し、次いで350～600 まで再加熱して10～600秒保持し、しかる後、溶融亜鉛めっきを施すことを特徴とする加工性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。 40

[12] 上記[1]～[5]のいずれかに記載の成分組成を有する鋼スラブを熱間圧延して、ベイナイトとマルテンサイトの面積率の合計が80%以上の金属組織を有する熱延鋼板とし、この熱延鋼板を冷間圧延して冷延鋼板とし、この冷延鋼板に連続焼鈍を施すに際し、750～900 まで加熱して10秒以上保持した後、750 から10 /秒以上の平均冷却速度で100～350 の温度域まで冷却し、次いで350～600 まで再加熱 50

して10～600秒保持し、しかる後、溶融亜鉛めっきを施すことを特徴とする加工性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【0013】

[13] 上記[11]または[12]の製造方法において、熱間圧延工程では、 $A r_3$ 変態点以上の仕上圧延温度で圧延を終了した後、50 / 秒以上の平均冷却速度で冷却し、300～550 で巻取することを特徴とする加工性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

[14] 上記[11]～[13]のいずれかの製造方法において、溶融亜鉛めっきを施した後、めっき合金化処理を行うことを特徴とする加工性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

10

【発明の効果】

【0014】

本発明の鋼板および溶融亜鉛めっき鋼板は、高強度で且つ優れた成形加工性（延性、伸びフランジ性、曲げ性）を有する。このため、特に自動車用材料として、自動車の軽量化と衝突安全性向上を両立させ、自動車車体の高性能化に大きく寄与する。

また、本発明の製造方法によれば、上記のような優れた性能を有する鋼板および溶融亜鉛めっき鋼板を安定して製造することができる。

【発明を実施するための形態】

【0015】

まず、本発明の鋼板およびこの鋼板の表面に溶融亜鉛めっき皮膜を有する溶融亜鉛めっき鋼板について、鋼の成分組成の限定理由について説明する。

20

・C：0.05～0.3質量%

Cはオーステナイトを安定化させる元素であり、フェライト以外の相を生成しやすくするため、鋼板強度を上昇させるとともに、組織を複合化してTS-ELバランスを向上させるために必要な元素である。C量が0.05質量%未満では、製造条件の最適化を図ったとしてもフェライト以外の相の確保が難しく、 $T S \times E L$ が低下する。一方、C量が0.3質量%を超えると、溶接部および熱影響部の硬化が著しく、溶接部の機械的特性が劣化する。このような観点から、C量は0.05～0.3質量%、好ましくは0.08～0.15質量%とする。

【0016】

30

・Si：0.01～2.5質量%

Siは鋼の強化に有効な元素である。また、フェライト生成元素であり、オーステナイト中のCの濃化促進および炭化物の生成を抑制することから、残留オーステナイトの生成を促進する働きを有する。Si量が0.01質量%未満ではそのような効果が十分に得られない。一方、Siを過剰に添加すると、延性や表面性状、溶接性が劣化する。このような観点から、Si量は0.01～2.5質量%、好ましくは0.7～2.0質量%とする。

・Mn：0.5～3.5質量%

Mnは鋼の強化に有効な元素であり、焼戻しマルテンサイト等の低温変態相の生成を促進する。このような効果は、Mn量が0.5質量%以上で認められる。一方、Mnを3.5質量%を超えて過剰に添加すると、第二相分率の過剰な増加や固溶強化によるフェライトの延性劣化が著しくなり、成形性が低下する。このような観点から、Mn量は0.5～3.5質量%、好ましくは1.5～3.0質量%とする。

40

【0017】

・P：0.003～0.100質量%

Pは鋼の強化に有効な元素であり、この効果は0.003質量%以上で得られる。しかし、Pを0.100質量%を超えて過剰に添加すると粒界偏析により脆化を引き起こし、耐衝撃性を劣化させる。このような観点からP量は0.003～0.100質量%とする。

・S：0.02質量%以下

50

SはMnSなどの介在物となって、耐衝撃特性の劣化や溶接部のメタルフローに沿った割れの原因になるので極力低い方が良いが、製造コストの面から0.02質量%以下とする。

【0018】

・Al: 0.010~1.5質量%、Si+Al: 0.5~3.0質量%

Alは脱酸剤として作用し、鋼の清浄度に有効な元素であり、脱酸工程で添加することが好ましい。Al量が0.010質量%未満ではそのような効果が十分に得られないので、下限を0.010質量%とする。また、AlはSiと同様にフェライト生成元素であり、オーステナイト中へのCの濃化促進および炭化物の生成を抑制することから、残留オーステナイトの生成を促進する働きがある。このような効果はAlとSiの添加量の合計が0.5質量%未満では不十分であり、十分な延性が得られない。しかし、多量に添加すると連続鋳造時の鋼片割れ発生の危険性が高まり製造性を低下させる。このためAl量の上限は1.5質量%、Si量+Al量の上限は3.0質量%とする。

10

【0019】

本発明の高強度鋼板および高強度溶融亜鉛めっき鋼板は、上記の成分組成を基本成分とし、残部は鉄および不可避的不純物からなるが、所望の特性に応じて、以下に述べる成分を適宜含有させることができる。

・Cr: 0.005~2.00質量%、Mo: 0.005~2.00質量%、V: 0.005~2.00質量%、Ni: 0.005~2.00質量%、Cu: 0.005~2.00質量%のなかから選ばれる1種または2種以上

20

Cr、Mo、V、Ni、Cuは焼鈍温度からの冷却時にパーライトの生成を抑制し、低温変態相の生成を促進し、鋼の強化に有効に作用する。このような効果は、Cr、Mo、V、Ni、Cuの各含有量が0.005質量%以上で得られる。しかし、Cr、Mo、V、Ni、Cuの各含有量が2.00質量%を超えるとその効果は飽和し、コストアップの要因となる。このためCr、Mo、V、Ni、Cuの含有量は、それぞれ0.005~2.00質量%とする。

【0020】

・Ti: 0.01~0.20質量%、Nb: 0.01~0.20質量%のなかから選ばれる1種または2種

Ti、Nbは炭窒化物を形成し、鋼を析出強化により高強度化する作用を有する。このような効果は、Ti、Nbの各含有量が0.01質量%以上で認められる。一方、Ti、Nbがそれぞれ0.20質量%を超えて含有すると、過度に高強度化し、延性が低下する。このため、Ti、Nbの含有量は、それぞれ0.01~0.20質量%とする。

30

【0021】

・B: 0.0002~0.005質量%

Bはオーステナイト粒界からのフェライトの生成を抑制し、強度を上昇させる作用を有する。このような効果は、B量が0.0002質量%以上で得られる。しかし、B量が0.005質量%を超えるとその効果は飽和し、コストアップの要因となる。このためB量は0.0002~0.005質量%とする。

・Ca: 0.0001~0.005質量%、REM: 0.0001~0.005質量%のなかから選ばれる1種または2種

40

Ca、REMは、いずれも硫化物の形態制御により加工性を改善する効果を有しており、このような効果はCa、REMの各含有量が0.0001質量%以上で得られる。しかし、過剰な添加は清浄度に悪影響を及ぼす恐れがある。このためCa、REMの含有量は、それぞれ0.0001~0.005質量%とする。

【0022】

次に、本発明の高強度鋼板および高強度溶融亜鉛めっき鋼板の金属組織の限定理由について説明する。

・フェライトの面積率: 20%以上

フェライトの面積率が20%未満では、TSとELのバランスが低下する。このためフ

50

フェライトの面積率は20%以上とする。

- ・焼戻しマルテンサイトの面積率：10～60%

焼戻しマルテンサイトとは、マルテンサイトを $A_{c1}$ 変態点以下の温度に加熱して得られる転位密度の高いフェライトとセメンタイトとの複合組織であり、鋼の強化に有効に働く。また、焼戻しマルテンサイトは、残留オーステナイトやマルテンサイトに比べて穴拡げ性への悪影響が小さく、顕著な穴拡げ性の低下なしに強度を確保するのに有効な金属相である。さらに、焼戻しマルテンサイトが残留オーステナイトやマルテンサイトと共存することにより、残留オーステナイトやマルテンサイトによる伸びフランジ性の低下も抑制される。焼戻しマルテンサイトの面積率が10%未満ではそのような効果が十分に得られず、一方、60%を超えるとTSとELのバランスが低下する。このため焼戻しマルテンサイトの面積率は10～60%とする。

10

#### 【0023】

- ・マルテンサイトの面積率：0～10%

マルテンサイト相は鋼の高強度化には有効に働くが、面積率が10%を超えて過剰に存在すると伸びフランジ性が顕著に低下する。このためマルテンサイトの面積率は10%以下とする。マルテンサイトを全く含まず、その面積率が0%でも本発明の効果には影響を及ぼさず問題はない。

- ・残留オーステナイトの体積率：3～10%

残留オーステナイトは鋼の強化に寄与するだけでなく、鋼のTSとELのバランスの向上に有効に働く。このような効果は体積率が3%以上で得られる。一方、残留オーステナイト相は加工によりマルテンサイトに変態し、伸びフランジ性が低下する。残留オーステナイトの体積率が10%を超えると伸びフランジ性および曲げ性が顕著に低下する。このため残留オーステナイトの体積率は3～10%とする。

20

#### 【0024】

本発明の高強度鋼板および高強度溶融亜鉛めっき鋼板は、上述したフェライト、焼戻しマルテンサイト、マルテンサイト、残留オーステナイト以外の金属相としてパーライト、ベイナイトの1種または2種を含む可能性があるが、上記した相構成を満たしていれば問題はない。但し、延性および伸びフランジ性確保の観点からは、パーライトの面積率は3%以下とすることが望ましい。

- ・焼戻しマルテンサイトのピッカース硬度(m)とフェライトのピッカース硬度(f)の比(m)/(f)：3.0以下、好ましくは2.0～3.0

30

焼戻しマルテンサイトのピッカース硬度(m)とフェライトのピッカース硬度(f)の比(m)/(f)が3.0超では曲げ性が低下するので、硬度比(m)/(f)は3.0以下とする。一方、硬度比(m)/(f)が2.0未満では強度確保が難しくなる傾向があり、TSとELおよび曲げ性のバランスの観点から、硬度比(m)/(f)は2.0～3.0とすることが好ましい。

#### 【0025】

次に、本発明の高強度鋼板および高強度溶融亜鉛めっき鋼板の好ましい製造条件について説明する。

本発明の鋼板を製造する場合、上述したような成分組成に調整した鋼を転炉などで溶製し、連続鋳造法などにより鋼スラブとする。この鋼スラブに熱間圧延を施して熱延鋼板とし、或いはさらに冷間圧延を施して冷延鋼板とし、前記熱延鋼板または冷延鋼板に連続焼鈍を施す。また、溶融亜鉛めっき鋼板を製造する場合には、この連続焼鈍後、溶融亜鉛めっきを施し、さらに必要に応じて、亜鉛めっきの合金化処理を施す。このような溶融亜鉛めっき鋼板の製造では、上記連続焼鈍を連続溶融亜鉛めっきラインで行ってもよい。

40

#### 【0026】

- ・熱間圧延条件

鋼スラブを熱間圧延して、ベイナイトとマルテンサイトの面積率の合計が80%以上の金属組織を有する熱延鋼板とする。熱延鋼板(または熱延鋼板を冷間圧延して得られた冷延鋼板)に焼鈍を施す際、 $A_{c1}$ 変態点以上に加熱することによりオーステナイトが生成

50

する。特に熱延板組織におけるベイナイトやマルテンサイトなどの位置から優先的に生成するが、熱延鋼板の組織でベイナイトとマルテンサイトの面積率の合計が80%未満であると、焼鈍時のオーステナイトの生成が不均一となり、鑄造時にMn等の合金元素が偏析したような位置から優先的にオーステナイトが生成ようになる。焼鈍時に生成したオーステナイトは、その後の冷却、再加熱処理により一部が焼戻しマルテンサイトになるが、上記のように不均一に生成したオーステナイトは冷却時にマルテンサイト変態が起こりにくい、或いは再加熱による焼戻しが起こりにくいなどの理由から、本発明における最終組織を得ることが困難となる。このため、熱延鋼板のベイナイトとマルテンサイトの面積率の合計を80%以上とする。

#### 【0027】

以上のような熱延鋼板の金属組織を得るために、熱間圧延では、 $A_{r3}$ 変態点以上の仕上げ圧延温度で圧延を終了した後、50 /秒以上の平均冷却速度で冷却し、300~550 で巻取ることが好ましい。

仕上げ圧延終了温度が $A_{r3}$ 点未満或いは圧延後の平均冷却速度が50 /秒未満では、圧延中または冷却中に過度にフェライトが生成して、熱延板組織をベイナイトとマルテンサイトの面積率の合計が80%以上とすることが困難となる。また、巻取り温度が550 を超えると、巻取り後にフェライトやパーライトが生成し、熱延板組織をベイナイトとマルテンサイトの面積率の合計が80%以上とすることが困難となる。また、巻取り温度が300 未満では、熱延鋼板の形状が悪化したり、熱延鋼板の強度が過度に上昇し、冷間圧延が困難となる。

#### 【0028】

##### ・連続焼鈍条件

熱延鋼板またはこの熱延鋼板を冷間圧延して得られた冷延鋼板に連続焼鈍を施すに際し、750~900 まで加熱して10秒以上保持した後、750 から10 /秒以上の平均冷却速度で100~350 の温度域まで冷却し、次いで350~600 まで再加熱して10~600秒保持する。

連続焼鈍の加熱温度が750 未満或いは保持時間が10秒未満では、焼鈍時のオーステナイトの生成が不十分となり、焼鈍冷却後に十分な量の低温変態相が確保できなくなる。また、加熱温度が900 を超えると最終組織で20%以上のフェライトを確保することが困難となる。保持時間の上限は特に規定しないが、600秒以上の保持は効果が飽和する上、コストアップにつながるため、保持時間は600秒未満とすることが好ましい。

#### 【0029】

750 からの平均冷却速度が10 /秒未満ではパーライトが生成し、延性および穴拡げ性が低下する。平均冷却速度の上限は特に規定しないが、冷却速度が速すぎると鋼板形状が悪化したり、冷却到達温度の制御が困難となるため、200 /秒以下とすることが好ましい。冷却到達温度は本発明で最も重要な条件の一つである。冷却停止時にはオーステナイトの一部がマルテンサイトに変態し、残りは未変態のオーステナイトとなる。そこから再加熱した後（さらに必要に応じて、めっき処理またはめっき・合金化処理した後）、室温まで冷却することで、マルテンサイトは焼戻しマルテンサイトとなり、未変態オーステナイトは残留オーステナイトまたはマルテンサイトとなる。焼鈍からの冷却到達温度が低いほど、冷却中に生成するマルテンサイト量が増加し、未変態オーステナイト量が減少するため、冷却到達温度の制御により、最終的なマルテンサイトおよび残留オーステナイトと焼戻しマルテンサイトの量（面積率又は体積率）が決定される。冷却到達温度が350 を超えると、冷却停止時のマルテンサイト変態が不十分で未変態オーステナイト量が多くなり、最終的なマルテンサイトまたは残留オーステナイトが過剰に生成し、穴拡げ性を低下させる。一方、冷却到達温度が100 未満では、冷却中にオーステナイトがほとんどマルテンサイトに変態して未変態オーステナイト量が減少し、3%以上の残留オーステナイトが得られない。このため冷却到達温度は100~350 の範囲とする。

#### 【0030】

100~350 の温度域まで冷却した後、350~600 まで再加熱して10~6

10

20

30

40

50

00秒保持することで、前記冷却時に生成したマルテンサイトが焼戻されて焼戻しマルテンサイトとなり、これにより穴掘り性が向上し、さらに前記冷却時にマルテンサイトに変態しなかった未変態オーステナイトが安定化され、最終的に3%以上の残留オーステナイトが得られ、延性が向上する。再加熱保持による未変態オーステナイトの安定化のメカニズムについては詳細は不明であるが、未変態オーステナイトへのCの濃化が進み、オーステナイトが安定化されるものと考えられる。再加熱温度が350未満ではマルテンサイトの焼戻しおよびオーステナイトの安定化が不十分となり、穴掘り性および延性が低下する。また、再加熱温度が600を超えると、冷却停止時の未変態オーステナイトがパーライトに変態し、最終的に3%以上の残留オーステナイトが得られなくなる。保持時間が10秒未満ではオーステナイトの安定化が不十分となり、また600秒を超えると冷却停止時の未変態オーステナイトがベイナイトに変態し、最終的に3%以上の残留オーステナイトが得られなくなる。このため再加熱温度は350～600の範囲とし、その温度域での保持時間は10～600秒とする。

#### 【0031】

##### ・溶融亜鉛めっき処理条件

溶融亜鉛めっき処理の条件は特に限定しないが、溶融亜鉛めっき鋼板(GI)製造時は0.12～0.22質量%、合金化溶融亜鉛めっき鋼板(GA)製造時は0.08～0.18質量%の溶解Al量であって、浴温440～500のめっき浴で行うことが好ましく、鋼板をめっき浴中に侵入させた後、ガスワイピングなどでめっき付着量を調整する。合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造時には、めっき付着量の調整後、450～600まで加熱し、1～30秒保持する合金化処理を行う。

なお、溶融亜鉛めっき処理後の鋼板(合金化溶融亜鉛めっき鋼板を含む)には、形状矯正、表面粗度等の調整のため調質圧延を加えてもよい。また、樹脂または油脂コーティング、各種塗装等の処理を施してよい。

また、溶融亜鉛めっき鋼板(合金化溶融亜鉛めっき鋼板を含む)の製造では、上述した熱延鋼板または冷延鋼板の連続焼鈍を、連続溶融亜鉛めっきラインで行うことが好ましい。

#### 【0032】

その他の製造条件は特に限定するものではないが、以下に好適例を示す。

##### ・鑄造条件

使用する鋼スラブは、成分のマクロ偏析を防止するために連続鑄造法で製造するのが好ましいが、造塊法、薄スラブ鑄造法で製造してもよい。また、鋼スラブを製造したのち、一旦室温まで冷却し、その後再度加熱する従来法以外に、室温まで冷却することなく、温片のまま加熱炉に装入する、或いはわずかの保温をおこなった後に直ちに圧延する直送圧延、直接圧延などの省エネルギープロセスも問題なく適用できる。

#### 【0033】

##### ・熱間圧延条件

スラブ加熱温度は1100以上が好ましい。エネルギー的には低温加熱が好ましいが、加熱温度が1100未満では、炭化物が十分に固溶できなかつたり、圧延荷重の増大による熱間圧延時のトラブル発生の危険が増大するなどの問題が生じやすい。なお、酸化重量の増加にともなうスケールロスの増大などから、スラブ加熱温度は1300以下とすることが望ましい。

また、スラブ加熱温度を低くした場合の熱間圧延時のトラブルを防止するために、シートバーを加熱するいわゆるシートバーヒーターを活用してもよい。

#### 【0034】

なお、熱間圧延工程では、熱間圧延時の圧延荷重を低減するために仕上圧延の一部または全部を潤滑圧延としてもよい。潤滑圧延を行うことは、鋼板形状の均一化、材質の均一化の観点からも有効である。なお、潤滑圧延の際の摩擦係数は0.25～0.10の範囲とすることが好ましい。また、相前後するシートバー同士を接合し、連続的に仕上圧延する連続圧延プロセスとすることが好ましい。連続圧延プロセスを適用することは、熱間圧

延の操業安定性の観点からも望ましい。

熱延鋼板に冷間圧延を施す場合には、好ましくは熱延鋼板表面の酸化スケールを酸洗により除去した後、冷間圧延に供して所定の板厚の冷延鋼板とする。酸洗条件や冷間圧延条件は特に制限されるものではなく、常法に従えばよい。冷間圧延の圧下率は40%以上とすることが好ましい。

【実施例】

【0035】

表1に示す成分組成を有し、残部がFeおよび不可避免的不純物よりなる鋼を転炉にて溶製し、連続鑄造法にて鑄片とした。得られた鑄片を表2および表3に示す条件で板厚3.0mmまで熱間圧延した。この熱延鋼板を酸洗後、板厚1.4mmまで冷間圧延して冷延鋼板とし、これを連続溶融亜鉛めっきライン(CGL)において表2および表3に示す条件で連続焼鈍した後、溶融亜鉛めっきを施した。また、一部の実施例については、板厚2.3mmまで熱間圧延した鋼板を酸洗し、この熱延鋼板を連続溶融亜鉛めっきラインにおいて表3に示す条件で連続焼鈍した後、溶融亜鉛めっきを施した。溶融亜鉛めっき温度は460とし、めっき後、520で合金化処理を行い、平均冷却速度10/秒で冷却した。また、一部の実施例では、合金化処理を行わない溶融亜鉛めっき鋼板を製造した。めっき付着量は片面当たり35~45g/m<sup>2</sup>とした。また、一部の実施例(No.36~42)については、上述した冷延鋼板、熱延鋼板を連続焼鈍ライン(CAL)で連続焼鈍し、溶融亜鉛めっきを施すことなく製品鋼板とした。

10

【0036】

得られた鋼板(非めっき鋼板)および溶融亜鉛めっき鋼板について、断面ミクロ組織、引張特性、伸びフランジ性(穴拡げ性)、曲げ性を測定・評価した。その結果を表4および表5に示す。

20

鋼板の断面ミクロ組織は、3%ナイトール溶液(3%硝酸+エタノール)で組織を現出し、走査型電子顕微鏡で深さ方向板厚1/4位置を観察して、撮影した組織写真を用いて画像解析処理(この画像解析処理は市販の画像処理ソフトを用いることができる)を行い、フェライト相の面積分率を定量化した。マルテンサイト面積率、焼戻しマルテンサイト面積率は、組織の細かさに応じて1000~3000倍の適切な倍率のSEM写真を撮影し、画像処理ソフトで定量化した。

【0037】

残留オーステナイトの体積率は、鋼板を板厚方向の1/4面まで研磨し、この板厚1/4面の回折X線強度により求めた。入射X線にはMoK線を使用し、残留オーステナイト相の{111}、{200}、{220}、{311}面とフェライト相の{110}、{200}、{211}面のピークの積分強度の全ての組み合わせについて強度比を求め、これらの平均値を残留オーステナイトの体積率とした。

30

フェライトと焼戻しマルテンサイトの硬度は、マイクロピッカース硬度計を用い、荷重1g、負荷時間15sで測定した。それぞれの相の中央付近を10粒子分測定し、平均値をその相の硬度とした。

また、熱延鋼板の断面ミクロ組織についても、3%ナイトール溶液(3%硝酸+エタノール)で組織を現出し、走査型電子顕微鏡で深さ方向板厚1/4位置を観察して、撮影した組織写真を用いて画像解析処理を行い、ベイナイト相とマルテンサイト相の面積率を定量化し、それらの合計を求めた。

40

【0038】

引張特性は、引張方向が鋼板の圧延方向と直角方向となるようサンプル採取したJIS5号試験片を用いて、JIS-Z2241に準拠した引張試験を行い、TS(引張強さ)、EL(伸び)を測定し、強度と伸びの積(TS×EL)で表される強度-伸びバランスの値を求めた。

伸びフランジ性は、日本鉄鋼連盟規格JFST1001に準じた穴拡げ試験を行い、穴拡げ率で評価した。

曲げ性は、圧延方向と直角方向に幅30mm×長さ120mmの短冊状の試験片を採取

50

し、端部を表面粗さ  $R_y$  が  $1.6 \sim 6.3 \mu\text{s}$  となるように平滑にした後、押し曲げ法により  $90^\circ$  の曲げ角度で曲げ試験を行い、亀裂やネッキングの生じない最小の曲げ半径を限界曲げ半径  $R$  として評価した。

【0039】

表4および表5によれば、本発明例は、いずれも  $TS \times EL : 21000 \text{ MPa} \cdot \%$  以上、穴拡げ率 :  $70\%$  以上、限界曲げ半径  $R$  と板厚  $t$  の比  $R/t : 1$  以下が達成され、優れた強度・延性バランス、伸びフランジ性および曲げ性が得られている。これに対して比較例は、 $TS \times EL$ 、穴拡げ率、比  $R/t$  の1つ以上が劣っており、本発明例のような優れた強度・延性バランス、伸びフランジ性および曲げ性を兼ね備えた性能は得られない。

【0040】

【表 1】

(mass%)

表 1

鋼種	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	V	Ni	Cu	Ti	Nb	B	Ca	REM	Si+Al	区分 *1
A	0.12	1.2	2.3	0.020	0.003	0.033	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	1.2	発明材
B	0.20	0.4	2.1	0.017	0.004	0.8	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	1.2	発明材
C	0.11	1.8	3.0	0.015	0.002	0.037	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	1.8	発明材
D	0.27	0.02	2.1	0.019	0.002	1.4	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	1.4	発明材
E	0.18	1.7	0.7	0.025	0.003	0.020	0.50	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	1.7	発明材
F	0.07	1.0	2.2	0.013	0.005	0.028	tr.	0.4	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	1.0	発明材
G	0.13	1.3	2.3	0.008	0.006	0.031	tr.	tr.	0.03	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	1.3	発明材
H	0.20	0.8	2.7	0.014	0.002	0.033	tr.	tr.	tr.	0.3	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	0.8	発明材
I	0.14	1.0	2.0	0.007	0.003	0.025	tr.	tr.	tr.	0.1	0.2	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	1.0	発明材
J	0.12	1.1	1.8	0.007	0.002	0.033	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	0.03	tr.	tr.	tr.	tr.	1.1	発明材
K	0.11	1.5	2.7	0.014	0.001	0.042	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	0.03	tr.	tr.	tr.	1.5	発明材
L	0.10	0.7	2.3	0.021	0.005	0.015	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	0.02	tr.	0.001	tr.	tr.	0.7	発明材
M	0.21	1.4	2.4	0.006	0.004	0.026	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	0.0003	tr.	1.4	発明材
N	0.12	2.0	2.1	0.012	0.003	0.028	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	0.0002	2.0	発明材
O	0.03	1.5	1.7	0.013	0.002	0.022	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	1.5	比較材
P	0.14	0.1	2.3	0.012	0.002	0.1	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	0.2	比較材
Q	0.20	0.8	4.0	0.022	0.001	0.030	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	0.8	比較材
R	0.09	1.5	0.3	0.007	0.003	0.029	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	1.5	比較材
S	0.08	1.2	2.6	0.010	0.002	0.035	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	0.02	tr.	0.003	tr.	tr.	1.2	発明材
T	0.14	2.0	2.0	0.008	0.001	0.042	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	0.02	0.02	0.002	tr.	tr.	2.0	発明材

\*1 発明材:本発明の成分条件を満足するもの 比較材:本発明の成分条件を満足しないもの

※ 下線を付した数値が本発明範囲外

【表 2】

表2

No.	鋼種	Ar <sub>3</sub> (°C)	熱延条件			熱延板組織 [B+M] (面積率) *1	冷間圧延の有無	連続焼鈍条件						めっき合金化処理の有無	区分
			仕上圧延温度 (°C)	冷却速度 (°C/s)	巻取温度 (°C)			最高到達温度 (°C)	保持時間 (s)	冷却速度 (°C/s)	冷却到達温度 (°C)	再加熱温度 (°C)	再加熱保持時間 (s)		
1	A	871	890	100	450	95	有	850	60	40	220	420	80	有	発明例
2	A	871	840	100	450	60	有	850	60	40	220	400	80	有	比較例
3	A	871	890	100	450	95	有	820	60	40	50	420	80	有	比較例
4	B	872	880	80	480	90	有	830	90	80	200	430	60	有	発明例
5	B	872	880	30	480	65	有	830	100	80	180	400	60	有	比較例
6	B	872	880	80	480	90	有	720	60	80	180	430	60	有	比較例
7	B	872	880	80	480	90	有	950	60	80	180	400	60	有	比較例
8	C	892	910	120	520	100	有	850	150	30	250	450	45	無	発明例
9	C	892	910	120	680	50	有	850	120	30	250	450	45	無	比較例
10	C	892	910	120	520	100	有	850	5	30	250	450	45	無	比較例
11	C	892	910	120	520	100	有	850	150	30	30	450	45	無	比較例
12	D	876	890	100	400	95	有	840	130	70	200	450	60	有	発明例
13	D	876	890	100	400	95	有	840	120	3	210	450	60	有	比較例
14	D	876	890	100	400	95	有	840	120	100	380	450	50	有	比較例
15	E	921	930	70	370	85	有	880	75	80	200	400	50	有	発明例
16	E	921	930	70	370	85	有	880	60	80	200	250	100	有	比較例
17	E	921	930	70	370	85	有	880	75	80	200	650	60	有	比較例
18	E	921	930	70	370	85	有	880	75	80	410	450	30	有	比較例
19	F	874	890	80	420	95	有	830	240	70	190	400	90	有	発明例
20	F	874	890	80	420	95	有	830	240	70	200	400	2	有	比較例
21	F	874	890	80	420	95	有	830	240	70	200	500	900	有	比較例

※ 下線を付した数値が本発明範囲外 \*1 熱延板金属組織中のベイナイトとマルテンサイトの面積率の合計

【表 3】

表3

No.	鋼種	Ar <sub>3</sub> (°C)	熱延条件			熱延板組織 [B+M] (面積率) *1	冷間圧延の有無	連続焼鈍条件					区分		
			仕上延温度 (°C)	冷却速度 (°C/s)	巻取温度 (°C)			最高到達温度 (°C)	保持時間 (s)	冷却速度 (°C/s)	冷却到達温度 (°C)	再加熱温度 (°C)		再加熱保持時間 (s)	めっき合金化処理の有無
22	G	873	890	100	450	95	無	850	15	100	220	420	60	有	発明例
23	H	820	850	60	500	100	有	780	120	90	320	400	50	有	発明例
24	I	858	870	120	470	95	有	830	75	150	200	500	30	有	発明例
25	J	882	890	200	450	90	有	850	45	80	250	400	60	無	発明例
26	K	876	890	100	410	100	有	840	200	100	220	550	10	有	発明例
27	L	848	870	120	400	90	無	800	120	150	220	400	60	有	発明例
28	M	856	870	100	380	95	有	820	90	150	180	370	500	無	発明例
29	N	920	930	150	430	90	有	880	60	50	130	450	90	有	発明例
30	O	932	940	120	450	85	有	880	60	30	220	400	60	有	比較例
31	P	813	840	100	420	100	有	820	90	80	200	400	60	有	比較例
32	Q	780	830	100	400	100	有	760	75	80	230	400	120	有	比較例
33	R	842	870	150	400	85	有	820	120	80	200	400	80	有	比較例
34	S	870	890	100	400	95	有	830	100	50	250	480	150	有	発明例
35	T	918	930	150	400	90	有	880	150	100	220	520	90	有	発明例
36	A	871	890	100	450	95	無	860	90	50	200	380	240	—	発明例
37	A	871	890	100	450	95	有	830	120	50	180	430	300	—	発明例
38	A	871	890	100	450	95	有	830	120	40	180	530	120	—	発明例
39	E	921	930	70	370	85	有	880	60	60	220	380	240	—	発明例
40	F	874	890	80	420	95	有	840	120	50	180	420	300	—	発明例
41	J	882	890	200	450	90	有	840	50	50	240	450	120	—	発明例
42	L	848	870	120	400	90	有	820	100	30	200	480	90	—	発明例

※ 下線を付した数値が本発明範囲外 \*1 熱延板金屬組織中のベイナイトとマルテンサイトの面積率の合計

【 0 0 4 3 】





## フロントページの続き

(51)Int.Cl. F I テーマコード(参考)  
 C 2 2 C 38/00 3 0 1 W  
 C 2 1 D 9/46 U

(72)発明者 川崎 由康  
 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 鈴木 善継  
 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 長滝 康伸  
 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

F ターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA09 EA11 EA13 EA15 EA16 EA17  
 EA19 EA20 EA23 EA25 EA27 EA28 EA31 EA32 EA36 EB05  
 EB07 EB08 EB09 EB12 EC01 FA02 FA03 FB03 FC07 FD04  
 FE01 FE06 FF02 FF03 FG01 FH01 FJ05 FJ06 FK03 GA05  
 JA06