

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第6282576号  
(P6282576)

(45) 発行日 平成30年2月21日(2018.2.21)

(24) 登録日 平成30年2月2日(2018.2.2)

(51) Int. Cl.		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 38/58	(2006.01)	C 2 2 C 38/58	
C 2 1 D 9/46	(2006.01)	C 2 1 D 9/46	G

請求項の数 4 (全 15 頁)

(21) 出願番号	特願2014-236928 (P2014-236928)	(73) 特許権者	000001199
(22) 出願日	平成26年11月21日(2014.11.21)		株式会社神戸製鋼所
(65) 公開番号	特開2016-98413 (P2016-98413A)		兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目2番4号
(43) 公開日	平成28年5月30日(2016.5.30)	(74) 代理人	100120329
審査請求日	平成28年9月1日(2016.9.1)		弁理士 天野 一規
		(74) 代理人	100146112
			弁理士 亀岡 誠司
		(74) 代理人	100167335
			弁理士 武仲 宏典
		(74) 代理人	100164998
			弁理士 坂谷 亨
		(72) 発明者	村上 俊夫
			兵庫県神戸市西区高塚台1丁目5番5号
			株式会社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内
			最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高強度高延性鋼板

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

成分組成が、質量%で、

C : 0 . 1 0 ~ 0 . 3 0 %、

S i + A l : 0 . 5 ~ 2 . 0 %、

M n : 1 . 0 ~ 4 . 0 %、

P : 0 ~ 0 . 0 5 %、

S : 0 ~ 0 . 0 1 %

であり、残部が鉄および不可避的不純物からなり、

鋼組織が、

全組織に対する面積率で、

残留オーステナイトが8%以上15.3%以下、

フェライトが5%超18%以下

であり、残部がベイナイト、マルテンサイト、焼戻しベイナイト、および焼戻しマルテンサイトの1種または2種以上からなるとともに、

前記残留オーステナイト中の炭素濃度に関し、

その平均炭素濃度が0.8~1.1質量%、

その炭素濃度分布の標準偏差が0.25質量%以上

その炭素濃度が1.3質量%以上の領域が全組織に対する面積率で1.0%以上

であることを特徴とする高強度高延性鋼板。

## 【請求項 2】

成分組成が、質量%で、さらに、

Cu、Ni、Mo、CrおよびBの1種または2種以上を合計で1.0%以下含むものである請求項1に記載の高強度高延性鋼板。

## 【請求項 3】

成分組成が、質量%で、さらに、

V、Nb、Ti、ZrおよびHfの1種または2種以上を合計で0.2%以下含むものである請求項1または2に記載の高強度高延性鋼板。

## 【請求項 4】

成分組成が、質量%で、さらに、

Ca、MgおよびREMの1種または2種以上を合計で0.01%以下含むものである請求項1～3のいずれか1項に記載の高強度高延性鋼板。

## 【発明の詳細な説明】

## 【技術分野】

## 【0001】

本発明は、自動用薄鋼板などとして有用な高強度高延性鋼板に関し、詳しくは、鋼板の強度・延性バランス向上技術に関するものである。

## 【背景技術】

## 【0002】

例えば自動車の骨格部品などに使用される鋼板には、衝突安全性や車体軽量化による燃費軽減などを目的としてさらなる高強度が求められるとともに、形状の複雑な骨格部品に加工するために優れた成形加工性に加え、さらに部品同士を接合してアッシーに組み立てる際の溶接性も要求される。このため、具体的に要求される機械的特性（以下、単に「特性」ともいう。）としては、炭素量を0.3質量%以下に抑制しつつ、引張強度(TS)が980MPa以上で、引張強度(TS)×伸び(EL)が25000MPa・%以上を確保しうる鋼板の開発が要望されている。

## 【0003】

980MPa級以上の高強度鋼板において、高強度化と高延性確保を両立させるには、残留オーステナイトによるTRIP効果を活用したTRIP鋼やTBF鋼等を用いることが有効である。これらの鋼の強度-延性バランスをさらに向上させるべく、残留オーステナイトの量、平均炭素濃度、形態について種々検討がなされ、より良好な特性を有する鋼板が提案されている（例えば、特許文献1～3参照）。

## 【0004】

たとえば、特許文献1には、鋼組織中の残留オーステナイトの形態をラス状と島状に分類した場合、島状の残留オーステナイトの割合を一定の範囲に制御することで、伸びとプレス成形安定性に優れた高強度薄鋼板が提案されている。この技術では、室温での良好な伸びに加え、100～200の温間での良好な伸びが実現されているものの、衝突特性として有効な材料因子であるYRと強度-延性バランスが十分に確保できていないと想定され、上記要望レベルを満足させるものとは考えられない。

## 【0005】

また、特許文献2には、鋼組織中におけるオーステナイト相の結晶方位の集積度を高めることで、圧延方向に対して45°方向の均一伸びを顕著に改善した高強度冷延鋼板が提案されている。しかしながら、一般的な延性評価方向である、圧延方向および圧延直角方向の特性は特筆するものでなく、上記要望レベルを満足させるものとは考えられない。

## 【0006】

また、特許文献3には、鋼組織中の残留オーステナイト粒の表面と内部にC濃度差を付与することで、塗装焼付け硬化性と強度-延性バランスが改善された高強度薄鋼板が提案されている。しかしながら、この技術における、残留オーステナイト粒へのC濃度差の付与は、塗装焼付け硬化性の改善を主目的としたものにすぎず、本発明のように、残留オーステナイトの安定性を改善することで延性を高めるために、残留オーステナイトに必要な

10

20

30

40

50

炭素濃度分布を付与することを意図したのではなく、本願発明とは全く技術的思想を異にするものです。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0007】

【特許文献1】特開2012-41573号公報

【特許文献2】特開2012-21225号公報

【特許文献3】特開2012-31505号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

10

【0008】

そこで本発明の目的は、引張強度(TS)が980MPa以上で、引張強度(TS)×伸び(EL)が25000MPa・%以上、強度-延性バランスに優れた高強度高延性鋼板を提供することにある。

【課題を解決するための手段】

【0009】

本発明の第1発明に係る高強度高延性鋼板は、

成分組成が、質量%で、

C: 0.10~0.30%、

Si+Al: 0.5~2.0%、

Mn: 1.0~4.0%、

P: 0~0.05%、

S: 0~0.01%

であり、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、

鋼組織が、

全組織に対する面積率で、

残留オーステナイトが8%以上、

フェライトが5%超50%以下

であり、残部がベイナイト、マルテンサイト、焼戻しベイナイト、および焼戻しマルテンサイトの1種または2種以上からなるとともに、

前記残留オーステナイト中の炭素濃度に関し、

その平均炭素濃度が0.8~1.1質量%、

その炭素濃度分布の標準偏差が0.25質量%以上

その炭素濃度が1.3質量%以上の領域が全組織に対する面積率で1.0%以上

であることを特徴とする。

【0010】

本発明の第2発明に係る高強度高延性鋼板は、

上記第1発明において、

成分組成が、質量%で、さらに、

Cu、Ni、Mo、CrおよびBの1種または2種以上を合計で1.0%以下含むものである。

40

【0011】

本発明の第3発明に係る高強度高延性鋼板は、

上記第1または第2発明において、

成分組成が、質量%で、さらに、

V、Nb、Ti、ZrおよびHfの1種または2種以上を合計で0.2%以下含むものである。

【0012】

本発明の第4発明に係る高強度高延性鋼板は、

上記第1~第3発明のいずれか1つの発明において、

50

成分組成が、質量%で、さらに、

C a、M gおよびR E Mの1種または2種以上を合計で0.01%以下含むものである。

【発明の効果】

【0013】

本発明によれば、残留オーステナイトの量（面積率）と平均の炭素濃度を規定するだけでなく、炭素濃度の分布をも制御することで、変形の初期から後期までT R I P現象を発現させることにより高い加工硬化率を実現することにより、引張強度（T S）が980MPa以上で、引張強度（T S）×伸び（E L）が25000MPa・%以上を確保しうる、強度 - 延性バランスに優れた高強度高延性鋼板を提供できるようになった。

10

【図面の簡単な説明】

【0014】

【図1】X線回折法により測定された残留 の回折ピークを模式的に示す図である。

【図2】本発明に係る高強度高延性鋼板を製造するための熱処理条件を模式的に示す図である。

【発明を実施するための形態】

【0015】

本発明者らは、上記課題を解決するために、T R I P鋼からなる鋼板において、その機械的特性として、引張強度（T S）が980MPa以上で、引張強度（T S）×伸び（E L）が25000MPa・%以上を確保しうる方策について種々検討を重ねてきた。その結果、以下の思考研究により、上記所望の特性を確保しうることに想到した。

20

【0016】

すなわち、強度 - 延性バランスを従来技術よりもさらに向上させるためには、T R I P現象を促進する残留オーステナイト（以下、「残留」とも表記する。）をより有効に活用する必要がある。ところが、鋼板の溶接性を確保する観点から鋼板中のC含有量には上限制約が存在するため、残留 量および残留 中の平均炭素濃度を増加させるのには限界がある。

【0017】

そこで、本発明者らは、残留 中の炭素濃度分布に着目した。すなわち、T R I P現象により、高強度かつ高延性を達成するためには、変形の初期から中期にかけて高い加工硬化率を実現することが重要であり、そのためには、炭素濃度の低い不安定な残留 が一部存在する必要がある。一方で、変形量が大きくなってきた際、すなわち変形の後期においても高い加工硬化率を維持するためには、炭素濃度が高く安定な残留 をも作り込む必要がある。

30

【0018】

つまり、残留 は、安定度の高いものだけでも、あるいは安定度の低いものだけでもだめで、安定度、すなわち、炭素濃度分布が幅広く存在していることが重要である。

【0019】

本発明者らは、上記知見に基づいてさらに検討を進めた結果、本発明を完成するに至った。

40

【0020】

以下、まず本発明に係る高強度高延性鋼板（以下、「本発明鋼板」ともいう。）を特徴づける鋼組織（以下、単に「組織」ということもある。）について説明する。

【0021】

〔本発明鋼板の鋼組織〕

上述したとおり、本発明鋼板は、T R I P鋼の組織をベースとするものであるが、特に、所定の炭素濃度の残留 を所定量含有したうえで、その残留 中の炭素濃度分布が制御されている点で、上記従来技術と相違している。

【0022】

<残留オーステナイト：全組織に対する面積率で8%以上>

50

残留 は延性の向上に有用であり、このような作用を有効に発揮させるためには、全組織に対する面積率で 8 % 以上、好ましくは 9 % 以上、さらに好ましくは 10 % 以上存在させることが必要である。

【 0 0 2 3 】

< フェライト：全組織に対する面積率で 5 % 超 50 % 以下 >

フェライトを導入することで、フェライト - 硬質相間でのひずみ分配を起こさせることにより、強度 - 延性バランスを向上させるためである。フェライトの存在によって特に残留 へのひずみ集中を抑制することで、炭素濃度の低い残留 でも特性向上に寄与できるようになる効果が得られる。このような作用を有効に発揮させるためには、フェライトを全組織に対する面積率で 5 % 超、好ましくは 8 % 以上、さらに好ましくは 10 % 以上存在させることが必要である。ただし、フェライトが過剰に存在すると鋼板の強度を確保できなくなるので、フェライトの全組織に対する面積率は 50 % 以下、好ましくは 45 % 以下、さらに好ましくは 40 % 以下に制限する。

10

【 0 0 2 4 】

< 残部：ベイナイト、マルテンサイト、焼戻しベイナイト、および焼戻しマルテンサイトの 1 種または 2 種以上 >

残留 およびフェライト以外の残部組織として、微細で均一な組織であるベイナイトやマルテンサイト、および / またはそれらの焼戻し組織で母相を構築することで、母相組織の微細化によって、低荷重時における変形防止による降伏強度  $Y S$  の上昇が可能となる。

【 0 0 2 5 】

< 残留 中の平均炭素濃度 ( $\% C_R$ ) : 0.8 ~ 1.1 質量% >

$\% C_R$  は、変形時に残留 がマルテンサイトに変態する安定度に影響する指標である。 $\% C_R$  が低すぎると、残留 が不安定なため、応力付与後、塑性変形する前に加工誘起マルテンサイト変態が起るため、所要の伸びが得られなくなる。一方、 $\% C_R$  が高すぎると、残留 が安定になりすぎて、加工を加えても加工誘起マルテンサイト変態が起らないため、やはり所要の伸びフランジ性が得られなくなる。所要の伸びを得るためには、 $\% C_R$  は 0.8 ~ 1.1 質量% とする必要がある。好ましくは 0.9 ~ 1.1 質量% である。

20

【 0 0 2 6 】

< 残留 中の炭素濃度分布の標準偏差 : 0.25 質量% 以上 >

変形の初期から後期にかけて加工硬化率を高め維持するために、残留 中の炭素濃度分布を広げることで、安定性の異なる残留 を作り込むためである。このような作用を有効に発揮させるためには、残留 中の炭素濃度分布の標準偏差は 0.25 質量% 以上、好ましくは 0.30 質量% 以上、さらに好ましくは 0.35 質量% 以上とする必要がある。

30

【 0 0 2 7 】

< 残留 中の炭素濃度が 1.3 質量% 以上の領域 : 全組織に対する面積率で 1.0 % 以上 >

伸びを高めるためには、ひずみ量が増加した際における、残留 の安定度が高いことが重要であり、そのためには、平均的に炭素濃度が高いだけでは十分でなく、安定度の高い、すなわち炭素濃度の高い残留 が一定量以上存在させることが必要である。具体的には、残留 中の炭素濃度が 1.3 質量% 以上の領域が全組織に対する面積率で 1.0 % 以上、好ましくは 1.5 % 以上、さらに好ましくは 2.0 % 以上存在させる必要がある。

40

【 0 0 2 8 】

[ 残留 の面積率、残留 中の平均炭素濃度 ( $\% C_R$ )、およびその炭素濃度分布の各測定方法 ]

ここで、残留 およびフェライトの面積率、ならびに、残留 中の平均炭素濃度 ( $\% C_R$ ) および炭素濃度分布の各測定方法について説明する。

【 0 0 2 9 】

残留 の面積率 ( $V_R$ ) および残留 中の平均炭素濃度 ( $\% C_R$ ) については、鋼板の 1 / 4 の厚さまで研削した後、化学研磨してから X 線回折法により測定した ( I S I

50

J Int. Vol. 33, (1933), No. 7, p. 776)。なお、本発明においては、X線回折装置として、(株)リガク製 2次元微小部X線回折装置(RINT-RAPIDII)を用い、X線としてCo-K線を用いた。

【0030】

残留 以外の組織については、鋼板をナイトール腐食し、光学顕微鏡(倍率400倍)で観察して残留 以外の組織を同定し、そのうちフェライトについては面積率を求めた。

【0031】

次いで、残留 中の炭素濃度の分布については、上記X線回折装置で測定された、(200)、(220) および(311) の3つの回折ピークを用いて以下のようにして求めた。

【0032】

まず、図1の模式図に示すように、(200)、(220) および(311) の3つの回折ピークについて、それぞれ、回折強度が最大となる $2\theta_{avg}(hkl)$ とその半価幅 $2\theta_{1/2}(hkl)$ を求めた。ここに、 $2\theta_{1/2}(hkl)$ は、(200)、(220)または(311)を意味するものとする(以下同じ。)

【0033】

次いで、上記 $2\theta_{avg}(hkl)$ から、ブラッグ条件： $d = a_0 / \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}$  (d:回折格子定数、 $\lambda$ :Co-K線の波長)を用いて、下記式(1)より、 $d(hkl)$ を求めた。

【0034】

$$d(hkl) = a_0 / \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \cdot \sin(\theta_{avg}(hkl)) \quad \text{式(1)}$$

【0035】

そして、下記式(3)により、結晶格子定数 $a_0(hkl)$ を求め、それら3つの結晶格子定数 $a_0(hkl)$ を算術平均して結晶格子定数 $a_0$ を求めた。

【0036】

$$a_0(hkl) = d(hkl) \cdot \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \quad \text{式(2)}$$

【0037】

そして、下記式(3)に示すDysonの式(Dyson D. J., Holmes B. (1970), "Effect of alloying additions on the lattice parameter austenite", J. Iron Steel Inst., 208:469-474.)を用いて炭素濃度 $\%C_{avg}$ (単位:質量%)を求めた。(なお、この炭素濃度 $\%C_{avg}$ は、炭素濃度分布を規定するための指標としてだけ用いるものであり、別途測定された上記平均炭素濃度 $\%C_R$ とは、厳密には必ずしも一致するとは限らないことを注記しておく。)

【0038】

$$\%C_{avg} = (1/0.033) \cdot (a_0 - 0.0012 \cdot \%Mn + 0.00157 \cdot \%Si - 0.0056 \cdot \%Al) \quad \text{式(3)}$$

ここに、 $\%Mn$ 、 $\%Si$ 、 $\%Al$ は、それぞれ、鋼板中のMn、Si、Alの含有量(質量%)である。

【0039】

次に、残留 中の炭素濃度分布の半価幅 $\%C$ を以下の手順で求めた。

【0040】

まず、各ピークの回折角度 $2\theta_{avg}(hkl)$ の半価幅 $2\theta_{1/2}(hkl)$ の上下限における回折角度を、下記式(4)および(5)で求めた(図1参照)。

【0041】

$$2\theta_{L}(hkl) = 2\theta_{avg}(hkl) - 2\theta_{1/2}(hkl) / 2 \quad \text{式(4)}$$

$$2\theta_{H}(hkl) = 2\theta_{avg}(hkl) + 2\theta_{1/2}(hkl) / 2 \quad \text{式(5)}$$

【0042】

そこで、上記 $2\theta_{L}(hkl)$ および $2\theta_{H}(hkl)$ をそれぞれ用いて、上記と同様の手順でブラッグ条件および上記式(1)~(3)を用いることで、炭素濃度分布の半価

10

20

30

40

50

幅の上下限值  $\% C_L$  および  $\% C_H$  を求めた。そして、炭素濃度分布の半価幅  $\% C$  を下記式 (6) で求めた。

【0043】

$$\% C = \% C_H - \% C_L \cdots \text{式(6)}$$

【0044】

そして、炭素濃度分布が正規分布であると仮定して、以下のようにして、上記半価幅  $\% C$  から標準偏差  $\% C$  を算出した。

【0045】

すなわち、正規分布の確率密度関数  $f(x)$  は、平均値  $u$  と標準偏差 から、下記式 (7) で表される。

【0046】

$$f(x) = \{ 1 / (2 \quad) \} \cdot \exp \{ - (x - u)^2 / (2 \quad^2) \} \cdots \text{式(7)}$$

【0047】

平均値における確率  $f(u)$  は、上記式 (7) に  $x = u$  を代入することで下記式 (8) にて求まる。

【0048】

$$f(u) = 1 / (2 \quad) \cdots \text{式(8)}$$

【0049】

そして、平均値  $u = \% C_{avg}$  から半価幅  $\% C$  の  $1/2$  だけ上下に移動した値 ( $\% C_{avg} \pm \% C/2$ ) での確率密度  $f(\% C_{avg} \pm \% C/2)$  は、平均値  $u = \% C_{avg}$  での確率密度  $f(u) = f(\% C_{avg})$  の  $1/2$  になるので、式 (7) および (8) より、下記式 (9) の関係が得られる。

【0050】

$$\{ 1 / (2 \quad \% C) \} \cdot \exp \{ - (\% C/2)^2 / (2 \quad \% C^2) \} = 1 / \{ 2 \quad (2 \quad \% C) \} \cdots \text{式(9)}$$

【0051】

上記式 (9) を変形することで、半価幅  $\% C$  から標準偏差  $\% C$  を求める式として下記式 (10) が導出されるので、この式 (10) に半価幅  $\% C$  を代入することで標準偏差  $\% C$  を算出した。

【0052】

$$\% C = \{ (\% C/2)^2 / (2 \ln 2) \} \cdots \text{式(10)}$$

【0053】

そして、上記のようにして求めた残留中の炭素濃度分布の平均値  $\% C_{avg}$  と  $\% C$  を用いて、下記式 (11) に示す累積密度関数  $g(x)$  により、炭素濃度が 1.3 質量% 以上の領域の、全組織に対する面積率  $V_R(C \geq 1.3\%)$  を求める式として下記式 (12) を導出し、この式 (12) を用いて  $V_R(C \geq 1.3\%)$  を算出した。

【0054】

$$g(x) = (1/2) \cdot [ 1 + \operatorname{erf} \{ (x - u) / (2 \quad^2) \} ] \cdots \text{式(11)}$$

【0055】

$$V_R(C \geq 1.3\%) = V_R \{ 1 - g(1.3) \} \\ = V_R [ 0.5 - \operatorname{erf} \{ (1.3 - \% C_{avg}) / (2 \quad \% C^2) \} ] \cdots \text{式(12)}$$

ここに、 $V_R$  は全残留の面積率である。

【0056】

次に、本発明鋼板を構成する成分組成について説明する。以下、化学成分の単位はすべて質量%である。また、各成分の「含有量」を単に「量」と記載することもある。

【0057】

[本発明鋼板の成分組成]

10

20

30

40

50

C : 0.10 ~ 0.30 %

Cは、残留オーステナイトの量（面積率）の確保に寄与することで、強度と延性を確保するために必須の元素である。このような作用を有効に発揮させるためには、Cを0.10%以上、好ましくは0.12%以上、さらに好ましくは0.14%以上含有させる必要がある。ただし、C量が過剰になると、溶接性を劣化させるので、C量は0.30%以下、好ましくは0.28%以下、さらに好ましくは0.26%以下とする。

【0058】

Si + Al : 0.5 ~ 2.0 %

SiおよびAlは、残留オーステナイトが分解して炭化物が生成するのを有効に抑制する元素である。このような作用を有効に発揮させるためには、SiおよびAlを合計で0.5%以上、好ましくは0.7%以上、さらに好ましくは0.9%以上含有させる必要がある。ただし、SiおよびAlを過剰に含有させても、上記効果が飽和してしまい、経済的に無駄であるばかりでなく、熱間脆性を引き起こすため、SiおよびAlの合計量は2.0%以下、好ましくは1.9%以下、さらに好ましくは1.8%以下とする。

10

【0059】

Mn : 1.0 ~ 4.0 %

Mnは、オーステナイトを安定化し、所望の残留オーステナイトを得るために必要な元素である。このような作用を有効に発揮させるためには、Mnを1.0%以上、好ましくは1.3%以上、さらに好ましくは1.6%以上含有させることが必要である。ただし、Mn量が過剰になると、鑄片割れが生じる等の悪影響が見られるので、Mn量は4.0%以下、好ましくは3.5%以下、さらに好ましくは3.0%以下とする。

20

【0060】

P : 0 ~ 0.05 %

Pは不純物元素として不可避免的に存在するが、所望の残留を確保するために含有させてもよい元素である。ただし、Pを過剰に含有させると二次加工性が劣化するので、P量は0.05%以下、好ましくは0.03%以下、さらに好ましくは0.02%以下とする。

【0061】

S : 0 ~ 0.01 %

Sも不純物元素として不可避免的に存在し、MnS等の硫化物系介在物を形成し、割れの起点となって加工性を劣化させる元素であるので、S量は0.01%以下、好ましくは0.005%以下、さらに好ましくは0.003%以下とする。

30

【0062】

本発明の鋼は上記元素を必須の成分として含有し、残部は鉄および不可避免的不純物であるが、その他、本発明の作用を損なわない範囲で、以下の許容成分を含有させることができる。

【0063】

Cu、Ni、Mo、CrおよびBの1種または2種以上：合計で1.0%以下

これらの元素は、鋼の強化元素として有用であるとともに、残留の安定化や所定量の確保に有効な元素である。このような作用を有効に発揮させるためには、これらの元素は合計量で0.001%以上、さらには0.01%以上含有させることが推奨される。ただし、これらの元素を過剰に含有させても上記効果が飽和してしまい、経済的に無駄であるので、これらの元素は合計量で1.0%以下、さらには0.5%以下とするのが好ましい。

40

【0064】

V、Nb、Ti、ZrおよびHfの1種または2種以上：合計で0.2%以下

これらの元素は、析出強化および組織微細化の効果があり、高強度化に有用な元素である。このような作用を有効に発揮させるためには、これらの元素を合計量で0.01%以上、さらには0.02%以上含有させることが推奨される。ただし、これらの元素を過剰に含有させても、上記効果が飽和してしまい、経済的に無駄であるので、これらの元素は

50

合計量で0.2%以下、さらには0.1%以下とするのが好ましい。

【0065】

Ca、MgおよびREMの1種または2種以上：合計で0.01%以下

これらの元素は、鋼中硫化物の形態を制御し、加工性向上に有効な元素である。ここで、本発明に用いられるREM（希土類元素）としては、Sc、Y、ランタノイド等が挙げられる。上記作用を有効に発揮させるためには、これらの元素を合計量で0.001%以上、さらには0.002%以上含有させることが推奨される。ただし、これらの元素を過剰に含有させても、上記効果が飽和してしまい、経済的に無駄であるので、これらの元素は合計量で0.01%以下、さらには0.005%以下とするのが好ましい。

【0066】

次に、上記本発明鋼板を得るための好ましい製造条件を以下に説明する。

【0067】

〔本発明鋼板の好ましい製造方法〕

本発明鋼板は、上記成分組成を満足する鋼材を、熱間圧延し、ついで冷間圧延した後、例えば下記の工程(1)～(4)の条件にて熱処理を行って製造することができる(図2参照)。

【0068】

〔熱処理条件〕

(1) 冷延板を第2加熱温度 $T_2$ ： $A_{c1} \sim [0.3 \times A_{c1} + 0.7 \times A_{c3}]$ に加熱してその温度で第2保持時間 $t_2$ ：5s以上保持した後、

(2) さらに第3加熱温度 $T_3$ ： $[0.3 \times A_{c1} + 0.7 \times A_{c3}] \sim [0.8 \times A_{c1} + 0.2 \times A_{c3}]$ でかつ前記第2加熱温度 $T_2 + 0.2 \times (A_{c3} - A_{c1})$ 以上に加熱してその温度で第3保持時間 $t_3$ ：5s以上保持したのち、

(3) 上記第3加熱温度 $T_3$ から500 までを平均冷却速度 $CR_1$ ：20 /s以上で冷却した後、

(4) オーステンパ温度 $T_4$ ：350～480 でオーステンパ保持時間 $t_4$ ：10～1800s保持後、室温まで冷却する。

【0069】

以下、上記熱処理条件が推奨される理由について説明する。

【0070】

<(1) 第2加熱温度 $T_2$ ： $A_{c1} \sim [0.3 \times A_{c1} + 0.7 \times A_{c3}]$ で第2保持時間 $t_2$ ：5s以上保持>

フェライト/オーステナイトの2相域の低温領域にて所定時間保持することで、この2相低温域にて逆変態中にMn濃度分配を起こさせることにより、上記工程(4)におけるオーステンパ処理時のベイナイト変態の局所的な速度差を大きくし、残留中の炭素濃度分布を広くするためである。

当該温度範囲における保持時間 $t_2$ は、より好ましくは10s以上、さらに好ましくは20s以上であるが、生産性の観点から200s以下とすることが推奨される。

なお、 $A_{c1}$ および $A_{c3}$ は、鋼板の化学成分から、レスリー著、「鉄鋼材料科学」、幸田成靖 訳、丸善株式会社、1985年、p.273に記載の式を用いて求めることができる。

【0071】

<(2) さらに第3加熱温度 $T_3$ ： $[0.3 \times A_{c1} + 0.7 \times A_{c3}] \sim [0.8 \times A_{c1} + 0.2 \times A_{c3}]$ でかつ第2加熱温度 $T_2 + 0.2 \times (A_{c3} - A_{c1})$ 以上で第3保持時間 $t_3$ ：5s以上保持>

前段の上記工程(1)にてフェライト-オーステナイト2相低温域で保持することにより形成されたMn濃化領域に加えて、フェライトを所定量残存させつつ、Mn濃度の低い領域を形成させるため、前段で形成されたMn濃度分布を残存させつつ、2相温度域の中で、前段の加熱温度(第2加熱温度 $T_2$ )よりも一定温度以上高い温度で所定の保持時間の加熱を施す。保持時間(第3保持時間 $t_3$ )は、5s以上が必要であるが、オーステナ

10

20

30

40

50

イト中のMn濃度が均一化するのを抑制するため、従来鋼の焼鈍時間に比べて短くする必要があり、200s以下、さらには100s以下に制限するのが推奨される。

【0072】

<(3)第3加熱温度T3から500 までを平均冷却速度CR1:20 /s以上で冷却>

フェライトの形成を抑制し、ベイナイト主体の組織にするためである。

この温度範囲における平均冷却速度CR1は、より好ましくは25 /s以上、さらに好ましくは30 /s以上である。

【0073】

<(4)オーステンパ温度T4:350~480 でオーステンパ保持時間t4:10~1800s保持後、室温まで冷却> 10

ベイナイト変態を促進させて、未変態オーステナイトへ炭素を濃化させることで、安定な残留 を得るためである。ただし、オーステンパ保持時間t4を長くしすぎると、局部的にセメントライトが形成されて、特に炭素濃度の高い領域が減少してしまうので、オーステンパ保持時間t4の上限は1800sとする。

【0074】

[熱処理条件の変形例]

なお、上記工程(1)は、下記工程(1a)のように構成してもよい。

【0075】

(1a)冷延板を第1加熱温度T1:[Ac1-30 ]~[Ac1-10 ]に加熱してその温度で第1保持時間:10s以上保持するか、または、同温度範囲を2 /s以下の平均加熱速度で加熱した後に、第2加熱温度T2:Ac1~[0.3×Ac1+0.7×Ac3]で第2保持時間t2:5s以上保持する。 20

【0076】

このように、あらかじめフェライト/セメントライト2相域温度領域で所定時間保持または徐加熱することで、セメントライト中へMnを濃化させておき、その後のフェライト/オーステナイト2相域加熱時においてフェライト/オーステナイト間のMn濃度分配を促進させることにより、上記工程(4)におけるオーステンパ処理時のベイナイト変態の局所的な速度差を大きくし、残留 中の炭素濃度分布をより広くすることができる。

【0077】

また、上記工程(4)は、下記工程(4a)のように構成してもよい。 30

【0078】

(4a)オーステンパ温度T4:350~480 でオーステンパ保持温度t4:10s以上保持後、再加熱温度T5:500~600 に再加熱し、その温度で再加熱保持時間t5:30s以下保持した後に、室温まで冷却する。

【0079】

このように、本発明鋼板は、残留 が分解しない温度域に再加熱してめっき層を合金化することで、めっき鋼板とすることもできる。

【0080】

以下、実施例を挙げて本発明をより具体的に説明するが、本発明はもとより下記実施例によって制限を受けるものではなく、前・後記の趣旨に適合し得る範囲で適当に変更を加えて実施することももちろん可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に含まれる。 40

【実施例】

【0081】

下記表1に示す成分の鋼を真空溶製で製造した後、熱間鍛造で板厚30mmの鋼板にした後、熱間圧延を施した。熱間圧延の条件は、本発明鋼板の最終組織および特性に本質的な影響を及ぼさないが、本実施例では1200 に加熱した後、多段圧延にて、熱間圧延の終了温度880 の条件で板厚2.5mmとした。その後、500 まで30 /sの冷却速度で冷却して冷却を停止し、500 に加熱した炉に挿入後30min保持し、そ 50

の後炉冷して熱延板とした。この熱延板に酸洗を施して表面のスケールを除去した後、1.4 mmまで冷間圧延を施して冷延板とした。

【0082】

そして、上記冷延板を出発材として、下記表2に示す条件で熱処理を施した。なお、室温から最初の加熱温度（保持温度）までの平均加熱速度は10 / s一定、次の加熱温度（保持温度）までの平均加熱速度は20 / s一定、さらに次の加熱温度（保持温度）までの平均加熱速度は10 / s一定とした。また、オーステンパ温度T4から再加熱温度T5までの平均加熱速度は10 / s一定、オーステンパ温度T4または再加熱温度T5から室温までの平均冷却速度は10 / s一定とした。

【0083】

【表1】

鋼種	成分（質量%）[残部：Feおよび不可避免的不純物]								変態温度（℃）				
	C	Si	Mn	P	S	Al	Si+Al	その他	Ac1	Ac3	0.7Ac1 +0.3Ac3	0.2Ac1 +0.8Ac3	0.2(Ac3 -Ac1)
A	0.22	1.25	2.01	0.010	0.002	0.04	1.29	—	738	827	765	809	18
B	0.22	1.25	2.01	0.010	0.002	0.04	1.29	—	738	827	765	809	18
C	0.22	1.25	2.01	0.010	0.002	0.04	1.29	—	738	827	765	809	18
D	0.25	1.64	1.79	0.010	0.002	0.04	1.68	—	752	845	780	826	19
E	0.18	1.50	2.41	0.010	0.002	0.04	1.54	—	741	836	769	817	19
F	0.19	1.39	2.25	0.010	0.002	0.04	1.43	—	739	833	768	814	19
G	0.21	1.61	2.55	0.010	0.002	0.04	1.65	—	743	829	769	812	17
H	0.20	1.80	1.84	0.010	0.002	0.04	1.84	—	756	861	787	840	21
I	0.20	1.22	2.20	0.010	0.002	0.04	1.26	—	735	825	762	807	18
J	0.20	1.83	2.10	0.010	0.002	0.04	1.87	—	754	855	784	835	20
K	0.13	1.35	1.94	0.010	0.002	0.04	1.39	—	742	856	776	833	23
L	0.22	0.96	2.01	0.010	0.002	0.30	1.26	—	729	918	786	881	38
M	0.22	0.96	2.01	0.010	0.002	0.30	1.26	—	729	918	786	881	38
N	0.05	1.55	1.85	0.010	0.002	0.04	1.59	—	748	895	792	866	29
O	0.30	1.48	2.03	0.010	0.002	0.04	1.52	—	744	821	767	806	15
P	0.21	0.40	2.00	0.010	0.002	0.04	0.44	—	719	800	743	784	16
Q	0.24	1.30	0.80	0.010	0.002	0.04	1.34	—	752	862	785	840	22
R	0.15	1.48	5.00	0.010	0.002	0.04	1.52	—	713	765	728	754	10
S	0.20	1.04	2.00	0.010	0.002	0.04	1.08	Cu:0.2	732	827	760	808	19
T	0.25	1.44	2.14	0.010	0.002	0.04	1.48	Ni:0.2	739	823	764	806	17
U	0.23	1.29	2.08	0.010	0.002	0.04	1.33	Cr:0.1	740	824	765	807	17
V	0.28	1.59	2.23	0.010	0.002	0.04	1.63	Mo:0.1	745	827	770	811	16
W	0.31	1.50	1.84	0.010	0.002	0.04	1.54	B:0.002 Ti:0.02	747	818	768	804	14
X	0.21	1.59	1.94	0.010	0.002	0.04	1.63	V:0.05	749	852	780	831	21
Y	0.25	1.48	2.11	0.010	0.002	0.04	1.52	Nb:0.05	743	828	769	811	17
Z	0.30	1.93	2.05	0.010	0.002	0.04	1.97	Ti:0.05	757	821	776	808	13
AA	0.20	1.25	2.15	0.010	0.002	0.04	1.29	Mg:0.002	736	828	764	809	18
AB	0.21	1.50	2.10	0.010	0.002	0.04	1.54	REM:0.002	744	838	772	819	19

（網掛け：本発明の範囲外、—：無添加）

【0084】

10

20

30

40

【表 2】

熱処理 No.	鋼種	T1 (°C)	t1 (s)	T2 (°C)	t2 (s)	T3 (°C)	t3 (s)	CR1 (°C/s)	T4 (°C)	t4 (s)	T5 (°C)	t5 (s)
1	A	—	—	—	—	800	40	28	400	600	—	—
2	B	—	—	750	10	800	40	28	400	600	—	—
3	C	730	10	750	20	800	40	28	400	600	—	—
4	D	—	—	765	10	900	40	28	400	600	—	—
5	E	—	—	750	10	800	40	28	400	600	—	—
6	F	—	—	750	10	800	40	28	400	3600	—	—
7	G	—	—	750	10	800	40	10	400	600	—	—
8	H	—	—	770	10	800	40	28	510	600	—	—
9	I	—	—	740	10	800	40	28	320	600	—	—
10	J	740	10	750	20	800	40	28	400	600	510	10
11	K	730	10	750	20	800	40	28	400	600	—	—
12	L	—	—	740	10	800	40	28	400	600	—	—
13	M	—	—	—	—	800	40	28	400	600	—	—
14	N	—	—	760	10	800	40	28	400	600	—	—
15	O	—	—	750	10	800	40	28	400	600	—	—
16	P	—	—	730	10	800	40	28	400	600	—	—
17	Q	—	—	760	10	800	40	28	400	600	—	—
18	R	—	—	720	10	750	40	28	400	600	—	—
19	S	740	10	800	20	900	40	28	400	600	—	—
20	T	750	10	800	20	900	40	28	400	600	—	—
21	U	750	10	800	20	900	40	28	400	600	—	—
22	V	760	10	800	20	900	40	28	400	600	—	—
23	W	760	10	800	20	900	40	28	400	600	—	—
24	X	760	10	800	20	900	40	28	400	600	—	—
25	Y	750	10	800	20	900	40	28	400	600	—	—
26	Z	770	10	800	20	900	40	28	400	600	—	—
27	AA	750	10	800	20	900	40	28	400	600	—	—
28	AB	750	10	800	20	900	40	28	400	600	—	—

(網掛け：ベタ塗り=本発明の範囲外、ハッチング=推奨範囲外、—：非適用)

## 【0085】

上記熱処理後の各鋼板について、上記〔発明を実施するための形態〕の項で説明した測定方法により、残留 およびフェライトの面積率、ならびに、残留 中の平均炭素濃度 ( $C_R$ )、およびその炭素濃度分布を測定した。

なお、本実施例において使用した鋼板の組織は全て、残留オーステナイトおよびフェライト以外の残部はベイナイト、マルテンサイト、焼戻しベイナイト、および焼戻しマルテンサイトの1種または2種以上からなるものであったので、下記表3にては、残留オーステナイトおよびフェライトの面積率のみを記載した。

## 【0086】

また、上記熱処理後の各鋼板について、強度 - 延性バランスを評価するために、引張試験により、降伏強度  $Y_S$ 、引張強度  $T_S$  および伸び (全伸び)  $E_L$  を測定した。なお、引張試験は、JIS 5号試験片を作製して、JIS Z 2241に従って実施した。

## 【0087】

測定結果を下記表3に示す。同表において、上記熱処理後の鋼板の特性が、引張強度 ( $T_S$ ) が  $980\text{MPa}$  以上で、引張強度 ( $T_S$ )  $\times$  伸び ( $E_L$ ) が  $25000\text{MPa}\cdot\%$  以上のものを合格 ( ) とし、それ以外のものを不合格 (  $\times$  ) とした。

## 【0088】

10

20

30

40

50

【表 3】

鋼 No.	鋼種	熱処理 No.	鋼組織					機械的特性				評価
			面積率(%)		$\gamma_R$ 中の炭素濃度分布			YS (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	TS×EL (MPa・%)	
			$\gamma_R$	$\alpha$	%C $\gamma_R$ (mass%)	$\sigma$ %C (mass%)	V $\gamma_R$ (C $\geq$ 1.3%) (%)					
1	A	1	12.8	18	1.02	0.23	1.43	654	1020	15.2	15504	×
2	B	2	13.2	13	0.98	0.35	2.38	646	1014	25.4	25760	○
3	C	3	13.0	17	1.01	0.41	3.12	603	997	28.4	28333	○
4	D	4	9.0	0	0.92	0.47	1.88	641	1013	16.8	17018	×
5	E	5	12.7	18	1.01	0.38	2.83	666	1046	25.0	26171	○
6	F	6	9.5	16	0.92	0.29	0.90	642	991	23.4	23159	×
7	G	7	3.9	44	0.98	0.31	0.59	504	811	22.4	18203	×
8	H	8	10.5	13	0.81	0.34	0.79	604	985	23.0	22689	×
9	I	9	4.1	17	1.09	0.38	1.19	794	1255	13.8	17304	×
10	J	10	13.5	17	1.02	0.36	2.95	637	1035	25.3	26149	○
11	K	11	10.4	13	1.01	0.34	2.05	619	997	25.8	25760	○
12	L	12	12.3	15	1.07	0.36	4.42	642	1027	28.6	29321	○
13	M	13	11.1	13	1.17	0.21	2.97	611	987	23.1	22800	×
14	N	14	1.4	16	1.02	0.35	0.31	677	1058	14.4	15235	×
15	O	15	15.3	18	1.04	0.35	3.19	714	1181	26.4	31221	○
16	P	16	2.4	17	1.02	0.36	0.46	645	1010	15.6	15756	×
17	Q	17	9.6	56	1.01	0.35	2.02	649	837	25.1	21009	×
18	R	18	2.4	14	0.82	0.42	0.30	621	990	20.9	20691	×
19	S	19	12.9	16	1.02	0.35	2.47	603	993	25.8	25661	○
20	T	20	14.1	16	1.02	0.32	1.99	702	1089	23.7	25814	○
21	U	21	14.4	15	1.02	0.34	2.30	699	1113	25.7	28561	○
22	V	22	12.8	13	0.99	0.34	2.91	725	1186	22.8	26996	○
23	W	23	13.5	13	1.02	0.32	2.41	754	1250	23.9	29925	○
24	X	24	13.8	18	0.98	0.36	2.36	661	1075	29.2	31434	○
25	Y	25	14.2	17	1.01	0.35	2.64	715	1150	23.0	26393	○
26	Z	26	13.7	14	1.01	0.35	2.52	753	1221	23.0	28135	○
27	AA	27	13.2	13	1.03	0.36	3.07	664	1045	29.0	30316	○
28	AB	28	14.3	17	1.03	0.32	2.85	666	1069	23.9	25538	○

(網掛け：ベタ塗リ=本発明の範囲外、ハッチング=推奨範囲外、 $\alpha$ =フェライト)

## 【0089】

上記表3に示すように、発明鋼（評価が○のもの）である鋼No. 2、3、5、10～12、15、19～28は、本発明の成分規定の要件を満足する鋼種を用い、推奨の条件で熱処理した結果、本発明の組織規定の要件を充足する発明鋼であり、機械的特性が合格基準を満たしており、強度-延性バランスに優れた高強度強延性鋼板が得られることを確認できた。

## 【0090】

これに対して、比較鋼（評価が×のもの）である鋼No. 1、4、6～9、13、14、16～18は、本発明の成分規定および組織規定の要件の少なくともいずれかを充足せず、特性が合格基準を満たしていない。

## 【0091】

すなわち、鋼No. 1、4、6～9、13は、本発明の成分規定の要件を満足する鋼種を用いているものの、推奨の製造条件を一部外れる条件で製造しているため、組織規定の要件を充足せず、特性が劣っている。

## 【0092】

一方、鋼No. 14、16～18は、推奨の製造条件で製造しているものの、本発明の成分規定の要件を一部外れる鋼種を用いているため、組織規定の要件を充足せず、特性が劣っている。

## 【0093】

10

20

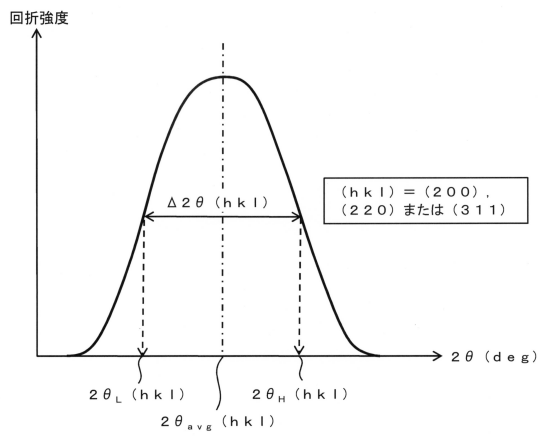
30

40

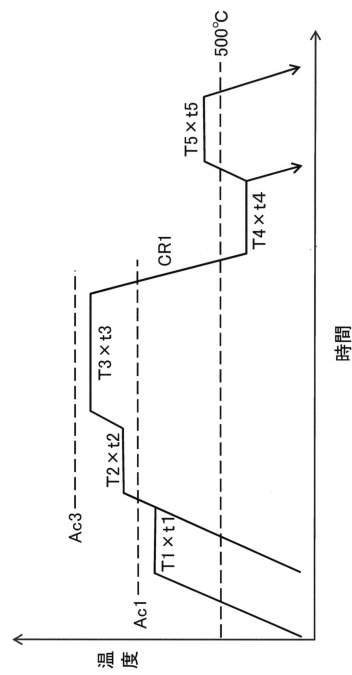
50

以上より、本発明の適用性が確認された。

【図1】



【図2】



---

フロントページの続き

(72)発明者 大谷 茂生

兵庫県神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内

審査官 鈴木 葉子

(56)参考文献 特開2013-032581(JP,A)  
特開2012-180570(JP,A)  
特開2012-214869(JP,A)  
特開2012-041573(JP,A)  
特開2011-195956(JP,A)  
国際公開第2014/139625(WO,A1)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 38/00 - 38/60

C21D 8/00 - 8/10

C21D 9/46 - 9/48