

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号
特許第7655454号
(P7655454)

(45)発行日 令和7年4月2日(2025.4.2)

(24)登録日 令和7年3月25日(2025.3.25)

(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 T
C 2 2 C	38/14	(2006.01)	C 2 2 C	38/14	
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	J
C 2 2 C	18/00	(2006.01)	C 2 2 C	38/00	3 0 1 Z

請求項の数 6 (全23頁) 最終頁に続く

(21)出願番号 特願2024-542001(P2024-542001)
 (86)(22)出願日 令和6年3月18日(2024.3.18)
 (86)国際出願番号 PCT/JP2024/010398
 (87)国際公開番号 WO2024/203492
 (87)国際公開日 令和6年10月3日(2024.10.3)
 審査請求日 令和6年7月12日(2024.7.12)
 (31)優先権主張番号 特願2023-51054(P2023-51054)
 (32)優先日 令和5年3月28日(2023.3.28)
 (33)優先権主張国・地域又は機関
 日本国(JP)
 早期審査対象出願

(73)特許権者 000001258
 J F E スチール株式会社
 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号
 (74)代理人 100184859
 弁理士 磯村 哲朗
 (74)代理人 100123386
 弁理士 熊坂 晃
 (74)代理人 100196667
 弁理士 坂井 哲也
 (74)代理人 100130834
 弁理士 森 和弘
 (72)発明者 田中 裕二
 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
 (72)発明者 友澤 方成

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 めっき鋼板、部材及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 . 1 0 % 以上 0 . 3 0 % 以下、

S i : 1 . 2 0 % 超 2 . 0 0 % 以下、

M n : 2 . 5 % 以上 4 . 0 % 以下、

P : 0 . 0 5 0 % 以下、

S : 0 . 0 2 0 % 以下、

A l : 0 . 1 0 % 以下、

N : 0 . 0 1 % 以下、

T i : 0 . 1 0 0 % 以下、

N b : 0 . 0 0 2 % 以上 0 . 0 5 0 % 以下、及び

B : 0 . 0 0 0 8 % 以上 0 . 0 0 1 5 % 未満

を含有し、下記式(1)を満足し、残部が F e 及び不可避免的不純物からなる成分組成を有し、

マルテンサイト及びベイナイトの面積率の合計が 9 5 . 0 % 以上であり、

残留オーステナイトの面積率が 4 . 8 % 以下であり、

フェライトの面積率が 0 . 2 % 以上 3 . 0 % 以下であり、

旧オーステナイト粒径が 1 0 μ m 以下であり、

隣り合うマルテンサイト間に存在する旧オーステナイト粒界の B 濃度が質量%で 0 . 0

5 % 以上であり、

隣り合うマルテンサイト間に存在する旧オーステナイト粒界の B 濃度の同一粒界内でのばらつきが質量%で 0.010 % 未満であり、

マルテンサイトとフェライトとの間に存在する旧オーステナイト粒界の B 濃度の同一粒界内でのばらつきが質量%で 0.010 % 以上である鋼板と、

該鋼板の少なくとも片面に形成されためっき層と、を有する、めっき鋼板。

$([\%N] / 14) / ([\%Ti] / 47.9) < 1.0 \cdots$ 式(1)

式(1)において、 $[\%N]$ 及び $[\%Ti]$ はそれぞれ N 及び Ti の鋼中含有量(質量%)を示す。

【請求項 2】

前記成分組成として、さらに質量%で、

V : 0.100 % 以下、

Mo : 0.500 % 以下、

Cr : 1.00 % 以下、

Cu : 1.00 % 以下、

Ni : 0.50 % 以下、

Sb : 0.200 % 以下、

Sn : 0.200 % 以下、

Ta : 0.200 % 以下、

W : 0.400 % 以下、

Zr : 0.0200 % 以下、

Ca : 0.0200 % 以下、

Mg : 0.0200 % 以下、

Co : 0.020 % 以下、

REM : 0.0200 % 以下、

Te : 0.020 % 以下、

Hf : 0.10 % 以下、及び

Bi : 0.200 % 以下

のうちから選ばれる少なくとも 1 種を含有する、請求項 1 に記載のめっき鋼板。

【請求項 3】

請求項 1 または 2 に記載のめっき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熱間圧延を施して熱延板とする熱間圧延工程と、

前記熱延板を酸洗する酸洗工程と、

前記酸洗工程後の前記熱延板に対して、冷間圧延を施して冷延板とする冷間圧延工程と、

前記冷延板を、Ac3 点以上の第一加熱温度まで加熱する第一焼鈍工程と、

該第一焼鈍工程後の前記冷延板に対して、前記第一加熱温度から冷却を開始し、100

以上 Ms 点未満の冷却停止温度まで 50 / s 以上の平均冷却速度で冷却する冷却工程

と、

該冷却工程後、300 以上 400 以下の再加熱温度に加熱し、前記再加熱温度で 60 s 以上保持し室温まで冷却する再加熱工程と、

該再加熱工程後、サブゼロ処理を施すサブゼロ処理工程と、

該サブゼロ処理工程後、Ac3 点以上の第二加熱温度まで加熱して鋼板を得る第二焼鈍工程と、

前記鋼板にめっき処理を施してめっき鋼板を得るめっき工程と、を含む、

マルテンサイト及びベイナイトの面積率の合計が 95.0 % 以上であり、残留オーステナイトの面積率が 4.8 % 以下であり、フェライトの面積率が 0.2 % 以上 3.0 % 以下であり、旧オーステナイト粒径が 10 μm 以下であり、隣り合うマルテンサイト間に存在する旧オーステナイト粒界の B 濃度が質量%で 0.05 % 以上であり、隣り合うマルテンサ

10

20

30

40

50

イト間に存在する旧オーステナイト粒界のB濃度の同一粒界内でのばらつきが質量%で0.010%未満であり、マルテンサイトとフェライトとの間に存在する旧オーステナイト粒界のB濃度の同一粒界内でのばらつきが質量%で0.010%以上である鋼板と、該鋼板の少なくとも片面に形成されためっき層と、を有するめっき鋼板の製造方法。

【請求項5】

前記めっき工程後、めっき鋼板に合金化処理を施す合金化工程を含む、請求項4に記載のめっき鋼板の製造方法。

【請求項6】

請求項1または2に記載のめっき鋼板に、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。

10

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、めっき鋼板、部材及びそれらの製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

自動車鋼板では強度に加え、優れた耐遅れ破壊特性が必要である。

特許文献1では、加工性に優れた高強度鋼板およびその製造方法が開示されている。特許文献2では高強度冷延鋼板およびその製造方法が開示されている。

【先行技術文献】

20

【特許文献】

【0003】

【文献】特開2013-147736号公報

【文献】特開2008-106351号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0004】

しかしながら、特許文献1および2に記載されている鋼板では、いずれも引張強さTSが1180MPa未満であり、耐遅れ破壊特性が考慮されていない。

【0005】

本発明は、かかる事情に鑑みてなされたもので、引張強さTSが1180MPa以上であって高強度を有し、耐遅れ破壊特性及びめっき性に優れためっき鋼板、部材及びそれらの製造方法を提供することを目的とする。

30

【0006】

なお、本発明において、高強度とは、JIS Z2241(2011)に準拠して測定した引張強さTSが1180MPa以上であることを意味する。

【0007】

また、耐遅れ破壊特性に優れるとは、試験片を表層の引張応力1800MPaの定荷重試験に供し、pH3の塩酸水溶液中に浸漬してから100時間後、割れが生じないことを意味する。

40

【0008】

また、めっき性に優れるとは、不めっき部の有無を目視で観察し、不めっき部が無いことを指す。

【課題を解決するための手段】

【0009】

本発明者らは、上記した課題を達成するために、鋭意検討を重ねた結果、以下の知見を得た。

【0010】

引張強さTS：1180MPa以上を得るには、マルテンサイトあるいはベイナイトを主相にするとよい。また、耐遅れ破壊特性を向上させるためにBを0.0015質量%以

50

上含有させると効果的である。

【0011】

Bは旧オーステナイト粒界に偏析することで破壊の経路となる粒界を強化する効果があると考えられる。

一方、Bを添加すると焼鈍時にBを含むSi、Mnの酸化物が表面に濃化し、めっき性が低下する。このとき、B含有量が0.0015質量%未満であればめっき性への影響は小さいことが分かった。そこで、B含有量を0.0015%未満として耐遅れ破壊特性を向上させる方法を検討した。そして、Bを旧オーステナイト粒界に不均一に偏析させることでB濃度の高い粒界と低い粒界を作り、0.0015%未満のB含有量でも十分な量のBを一部の粒界に偏析させることで耐遅れ破壊特性が向上することを想到した。

10

【0012】

そこで、Bを旧オーステナイト粒界上に不均一に偏析させ、一部の粒界のB濃度を上げる手段について検討した。そして、Bが粒界上に偏析する工程を2回経て、かつ2回目に新たなオーステナイト粒を核生成させることでBが不均一に偏析することを見出した。冷延板をオーステナイト域で焼鈍するとオーステナイト粒界にBが偏析するが、この時点ではBの拡散が不十分であり、固溶Bが存在するため、偏析したBは不均一ではあるが濃化が不十分である。

この鋼を一旦冷却し、マルテンサイト及びベイナイト組織にした後、再度2回目の焼鈍をすると、オーステナイト逆変態組織が形成される。この点、1回目の焼鈍及び冷却の後に残留オーステナイトが存在していると、それを核として1回目焼鈍時と同じ結晶方位のオーステナイト組織が形成される。さらに、マルテンサイト及びベイナイトは多量の転位を含んでおり、これらに固溶していたBが2回目焼鈍時に転位を通じてオーステナイト粒界に高速に拡散するため、Bが均一に偏析ようになる。しかしながら、均一に偏析するとBの粒界濃度が薄くなるため、一部の粒界のみにBを濃く偏析させ、一部は薄く偏析させる必要がある。そこで、1回目の焼鈍後にサブゼロ処理を施し、一部の残留オーステナイトを消すと、C濃度の高いマルテンサイトができ、2回目の焼鈍時はそのマルテンサイトから、1回目で形成されたオーステナイトとは別の結晶方位のオーステナイトが新たに核生成することに着目した。新たに生成したオーステナイト粒界は、1回目に形成されたオーステナイト粒界と位置が異なるため、ボロン濃度が薄く不均一である。サブゼロ処理でマルテンサイト変態する残留オーステナイトは、主に塊状の残留オーステナイトであり、フィルム状の残留オーステナイトは、サブゼロ処理後も残存する。これら薄いフィルム状の残留オーステナイトからは、1回目焼鈍時と同じ結晶方位のオーステナイトが生成する。この組織を冷却すると、B濃度が薄く不均一な粒界からはフェライトが生成するが、このときフェライトの面積率が3.0%以下であれば1180MPa以上の高強度を確保可能である。このようにしてできた組織は、B含有量が0.0015%未満であっても、マルテンサイトで両側を挟まれた旧オーステナイト粒界にBが濃化し、耐遅れ破壊特性の向上が可能である。

20

30

【0013】

本発明は、上記知見に基づいてなされたものである。すなわち、本発明の要旨構成は以下のとおりである。

40

[1]質量%で、

C：0.10%以上0.30%以下、

Si：1.20%超2.00%以下、

Mn：2.5%以上4.0%以下、

P：0.050%以下、

S：0.020%以下、

Al：0.10%以下、

N：0.01%以下、

Ti：0.100%以下、

Nb：0.002%以上0.050%以下、及び

50

B : 0 . 0 0 0 8 % 以上 0 . 0 0 1 5 % 未 満

を 含 有 し、下 記 式 (1) を 満 足 し、残 部 が F e 及 び 不 可 避 的 な 不 純 物 か ら な る 成 分 組 成 を 有 し、

マルテンサイト及びベイナイトの面積率の合計が 9 5 . 0 % 以上であり、

残留オーステナイトの面積率が 4 . 8 % 以下であり、

フェライトの面積率が 0 . 2 % 以上 3 . 0 % 以下であり、

旧オーステナイト粒径が 1 0 μ m 以下であり、

隣り合うマルテンサイト間に存在する旧オーステナイト粒界の B 濃度が質量 % で 0 . 0 5 % 以上であり、

隣り合うマルテンサイト間に存在する旧オーステナイト粒界の B 濃度の同一粒界内でのばらつきが質量 % で 0 . 0 1 0 % 未 満 であり、

マルテンサイトとフェライトとの間に存在する旧オーステナイト粒界の B 濃度の同一粒界内でのばらつきが質量 % で 0 . 0 1 0 % 以上である鋼板と、

該鋼板の少なくとも片面に形成されためっき層と、を有する、めっき鋼板。

([% N] / 1 4) / ([% T i] / 4 7 . 9) < 1 . 0 . . . 式 (1)

式 (1) において、 [% N] 及び [% T i] はそれぞれ N 及び T i の鋼中含有量 (質量 %) を示す。

[2] 前記成分組成として、さらに質量 % で、

V : 0 . 1 0 0 % 以下、

M o : 0 . 5 0 0 % 以下、

C r : 1 . 0 0 % 以下、

C u : 1 . 0 0 % 以下、

N i : 0 . 5 0 % 以下、

S b : 0 . 2 0 0 % 以下、

S n : 0 . 2 0 0 % 以下、

T a : 0 . 2 0 0 % 以下、

W : 0 . 4 0 0 % 以下、

Z r : 0 . 0 2 0 0 % 以下、

C a : 0 . 0 2 0 0 % 以下、

M g : 0 . 0 2 0 0 % 以下、

C o : 0 . 0 2 0 % 以下、

R E M : 0 . 0 2 0 0 % 以下、

T e : 0 . 0 2 0 % 以下、

H f : 0 . 1 0 % 以下、及び

B i : 0 . 2 0 0 % 以下

のうちから選ばれる少なくとも 1 種を含有する、前記 [1] に記載のめっき鋼板。

[3] 前記 [1] または [2] に記載のめっき鋼板を用いてなる部材。

[4] 前記 [1] または [2] に記載の成分組成を有する鋼スラブに熱間圧延を施して熱延板とする熱間圧延工程と、

前記熱延板を酸洗する酸洗工程と、

前記酸洗工程後の前記熱延板に対して、冷間圧延を施して冷延板とする冷間圧延工程と、

前記冷延板を、 A c 3 点以上の第一加熱温度まで加熱する第一焼鈍工程と、

該第一焼鈍工程後の前記冷延板に対して、前記第一加熱温度から冷却を開始し、 1 0 0

以上 M s 点未 満 の冷却停止温度まで 5 0 / s 以上の平均冷却速度で冷却する冷却工程と、

と、

該冷却工程後、 3 0 0 以上 4 0 0 以下の再加熱温度に加熱し、前記再加熱温度で 6

0 s 以上保持し室温まで冷却する再加熱工程と、

該再加熱工程後、サブゼロ処理を施すサブゼロ処理工程と、

該サブゼロ処理工程後、 A c 3 点以上の第二加熱温度まで加熱して鋼板を得る第二焼鈍工程と、

10

20

30

40

50

前記鋼板にめっき処理を施してめっき鋼板を得るめっき工程と、を含む、めっき鋼板の製造方法。

[5] 前記めっき工程後、めっき鋼板に合金化処理を施す合金化工程を含む、前記 [4] に記載のめっき鋼板の製造方法。

[6] 前記 [1] または [2] に記載のめっき鋼板に、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】

【 0 0 1 4 】

本発明によれば、引張強さ $T S$ が 1180MPa 以上であって高強度を有し、耐遅れ破壊特性及びめっき性に優れためっき鋼板、部材及びそれらの製造方法を提供することができる。

10

【発明を実施するための形態】

【 0 0 1 5 】

以下、本発明の実施形態について説明する。なお、本発明は以下の実施形態に限定されない。

【 0 0 1 6 】

本実施形態に係るめっき鋼板は、質量%で、 C : 0.10% 以上 0.30% 以下、 Si : 1.20% 超 2.00% 以下、 Mn : 2.5% 以上 4.0% 以下、 P : 0.050% 以下、 S : 0.020% 以下、 Al : 0.10% 以下、 N : 0.01% 以下、 Ti : 0.100% 以下、 Nb : 0.002% 以上 0.050% 以下、及び B : 0.0008% 以上 0.0015% 未満を含有し、下記式 (1) を満足し、残部が Fe 及び不可避免的不純物からなる成分組成を有し、マルテンサイト及びベイナイトの面積率の合計が 95.0% 以上であり、残留オーステナイトの面積率が 4.8% 以下であり、フェライトの面積率が 0.2% 以上 3.0% 以下であり、旧オーステナイト粒径が $10\mu\text{m}$ 以下であり、隣り合うマルテンサイト間に存在する旧オーステナイト粒界の B 濃度が質量%で 0.05% 以上であり、隣り合うマルテンサイト間に存在する旧オーステナイト粒界の B 濃度の同一粒界内でのばらつきが質量%で 0.010% 未満であり、マルテンサイトとフェライトとの間に存在する旧オーステナイト粒界の B 濃度の同一粒界内でのばらつきが質量%で 0.010% 以上である鋼板と、該鋼板の少なくとも片面に形成されためっき層と、を有する。

20

$$([\%N] / 14) / ([\%Ti] / 47.9) < 1.0 \cdots \text{式 (1)}$$

30

式 (1) において、 $[\%N]$ 及び $[\%Ti]$ はそれぞれ N 及び Ti の鋼中含有量 (質量%) を示す。

【 0 0 1 7 】

[成分組成]

先ず、鋼板の成分組成の適正範囲及びその限定理由について説明する。なお、以下の説明において、鋼板の成分元素の含有量を表す「%」は、特に明記しない限り「質量%」を意味する。「ppm」は、特に明記しない限り、「質量ppm」を意味する。また本明細書中において、「~」を用いて表される数値範囲は、「~」の前後に記載される数値を下限値及び上限値として含む範囲を意味する。

【 0 0 1 8 】

C : 0.10% 以上 0.30% 以下

40

C は、マルテンサイト・ベイナイト組織を強化する効果を有する。 C 含有量が 0.10% 未満では、マルテンサイト及びベイナイトの面積率が減少し、 1180MPa 以上の引張強さ $T S$ (以下、単に $T S$ とのみ記すこともある。) が得られない。よって、 C 含有量は 0.10% 以上とする。 C 含有量は、好ましくは 0.11% 以上とする。

一方、 C 含有量が 0.30% 超では、焼鈍時に B と鉄との炭化物が形成され、粒界上に十分な量の B を偏析させることができない。よって、 C 含有量は 0.30% 以下とする。 C 含有量は、好ましくは 0.28% 以下とする。

【 0 0 1 9 】

Si : 1.20% 超 2.00% 以下

50

Si は、固溶強化に有効な元素であり、また、耐遅れ破壊特性を劣化させる炭ホウ化物析出を抑制させる効果があり、1.20%超の含有を必要とする。1.20%以下では炭ホウ化物が析出し、粒界のB濃度が低下し、耐遅れ破壊特性が低下する。よって、Si含有量は1.20%超とする。Si含有量は、好ましくは、1.30%以上とする。

一方、Siはフェライト安定化元素であり変態点を上昇させるため、2.00%を超えると焼鈍温度が高温化し旧オーステナイト粒径を10μm以下にすることができない。よって、Si含有量は2.00%以下とする。Si含有量は、好ましくは、1.80%以下とする。

【0020】

Mn：2.5%以上4.0%以下

Mnは、焼入れ性向上に有効である。Mn含有量が2.5%未満では、マルテンサイト及びベイナイト面積率が低下し強度が低下する。よって、Mn含有量は2.5%以上とする。Mn含有量は、好ましくは、2.8%以上とする。

一方、Mn含有量が4.0%超では、偏析部が過度に硬質化し耐遅れ破壊特性が低下する。よって、Mn含有量は4.0%以下とする。Mn含有量は、好ましくは、3.5%以下とする。

【0021】

P：0.050%以下

Pは、旧オーステナイト粒界に偏析し、耐遅れ破壊特性を低下させるため、P含有量は0.050%以下とする。P含有量は、好ましくは0.025%以下とする。P含有量の下限は特に設けず、0%であってもよいが、0.001%未満とするのは製造コストを増加させるため、0.001%以上が好ましい。

【0022】

S：0.020%以下

Sは、旧オーステナイト粒界に偏析し、耐遅れ破壊特性を低下させるため、S含有量は0.020%以下とする。S含有量は、好ましくは0.018%以下とする。S含有量は、より好ましくは0.0040%以下であり、さらに好ましくは0.0020%以下である。

S含有量の下限は特に設けないが、0.0001%未満とするのは製造コストを増加させるため、0.0001%以上とすることが好ましい。

【0023】

Al：0.10%以下

Alは、脱酸材として作用する元素であり、そのような効果を得るためにAl含有量は0.005%以上とすることが好ましい。一方、Al含有量は0.10%超ではフェライトを生成しやすくなり強度が低下する。よって、Al含有量は0.10%以下とする。Al含有量は、好ましくは0.05%以下とする。

【0024】

N：0.01%以下

Nは、NbやBと窒化物を形成し、Nb及びBの添加効果を下げる。そのため、N含有量は0.01%以下とする。N含有量は、好ましくは0.006%以下とする。下限は特に設けないが、製造コストの観点から、N含有量は0.0001%以上とすることが好ましい。

【0025】

Ti：0.100%以下

Tiは、鋼中のNをTiNとして固定し、BNやNbNの生成を抑制して、Nb及びBの添加効果を向上し、耐遅れ破壊特性を向上させる効果を有する。これらの効果を得るために、Ti含有量は0.005%以上とすることが好ましい。一方、Ti含有量が0.100%超では、粗大なTi炭化物が粒界上に形成し、耐遅れ破壊特性が低下する。よって、Ti含有量は0.100%以下とする。Ti含有量は、好ましくは0.050%以下とする。

10

20

30

40

50

【0026】

Nb : 0.002%以上0.050%以下

Nbは、固溶もしくは微細な炭化物として析出し、オーステナイト粒の焼鈍中の成長を抑制する。そして、結晶粒径を微細化して破壊経路を複雑化し、耐遅れ破壊特性を向上させることができる。このような効果を得るために、Nb含有量は0.002%以上とする。Nb含有量は、好ましくは0.005%以上とする。

一方で、Nb含有量が0.050%超では効果が飽和するばかりか、粗大なNb炭化物が析出し、耐遅れ破壊特性が低下する。よって、Nb含有量は0.050%以下とする。また、Nb含有量は、好ましくは0.040%以下である。

【0027】

B : 0.0008%以上0.0015%未満

Bは、旧オーステナイト粒界に偏析し粒界強度を高めて、耐遅れ破壊特性を向上させる効果を有する。そのような効果を得るために、B含有量は0.0008%以上とする。B含有量は、好ましくは0.0009%以上とする。

一方で、B含有量が0.0015%以上では、焼鈍時にSi、Mnとともに鋼板表面に濃化し酸化物を形成し、表面外観およびめっき性を低下させる。また、炭ホウ化物が形成し、耐遅れ破壊特性が低下する。よって、B含有量は0.0015%未満とする。B含有量は、好ましくは0.0014%以下とする。

【0028】

$$([\%N] / 14) / ([\%Ti] / 47.9) < 1.0 \cdots \text{式}(1)$$

上述したB及びNbの添加効果を得るために、これらの元素と容易に結合するNはTiにより固定する必要がある。そのためにNのモル分率をTiのモル分率よりも小さくする。すなわち、上記式(1)を満足するようにN及びTiの鋼中含量を調整する。

$([\%N] / 14) / ([\%Ti] / 47.9)$ は、好ましくは0.6以下である。

なお、式(1)において、 $[\%N]$ 及び $[\%Ti]$ はそれぞれN及びTiの鋼中含量(質量%)を示す。

【0029】

上述した成分以外の残部はFe及び不可避的不純物である。なお、後述の任意成分について、含有量が下限値未満の場合には本発明の効果を害さないため、これら任意元素を下限値未満含む場合は不可避的不純物として扱う。

【0030】

[任意成分]

本実施形態に係るめっき鋼板の鋼板は、上記の成分組成に加えて、さらに質量%で、V : 0.100%以下、Mo : 0.500%以下、Cr : 1.00%以下、Cu : 1.00%以下、Ni : 0.50%以下、Sb : 0.200%以下、Sn : 0.200%以下、Ta : 0.200%以下、W : 0.400%以下、Zr : 0.0200%以下、Ca : 0.0200%以下、Mg : 0.0200%以下、Co : 0.020%以下、REM : 0.0200%以下、Te : 0.020%以下、Hf : 0.10%以下、及びBi : 0.200%以下のうちから選ばれる少なくとも1種の元素を含有してもよい。

【0031】

V : 0.100%以下

Vは、微細な炭化物を形成し強度を上げる効果を有する。V含有量が0.100%超では粗大なV炭化物が析出し、耐遅れ破壊特性が低下する場合がある。よって、Vを含有する場合、V含有量は0.100%以下とする。V含有量は、好ましくは0.080%以下であり、より好ましくは0.060%以下である。

V含有量の下限は特に限定されず、0.000%であってもよいが、微細な炭化物を形成し強度を上げる効果を有することから、0.001%以上とすることが好ましい。V含有量は、より好ましくは0.005%以上であり、さらに好ましくは0.010%以上である。

【0032】

10

20

30

40

50

Mo : 0 . 5 0 0 % 以下

Mo は、焼入れ性を向上させ、ベイナイト及びマルテンサイトの面積率を高める効果を有する。Mo 含有量が 0 . 5 0 0 % 超では効果が飽和する。よって、Mo を含有する場合、Mo 含有量は 0 . 5 0 0 % 以下とする。Mo 含有量は、好ましくは 0 . 2 0 0 % 以下であり、より好ましくは 0 . 1 5 0 % 以下である。

Mo 含有量の下限は特に限定されず、0 . 0 0 0 % であってもよいが、焼入れ性を向上させ、ベイナイト及びマルテンサイトの面積率を高める効果を有することから、0 . 0 1 0 % 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 . 0 2 0 % 以上であり、さらに好ましくは 0 . 0 3 0 % 以上である。

【 0 0 3 3 】

Cr : 1 . 0 0 % 以下

Cr は、焼入れ性を向上させ、ベイナイト及びマルテンサイトの面積率を高める効果を有する。Cr 含有量が 1 . 0 0 % 超では効果が飽和する。よって、Cr を含有する場合、Cr 含有量は 1 . 0 0 % 以下とする。Cr 含有量は、好ましくは 0 . 3 0 0 % 以下であり、より好ましくは 0 . 2 5 0 % 以下である。

Cr 含有量の下限は特に限定されず、0 . 0 0 0 % であってもよいが、焼入れ性を向上させ、ベイナイト及びマルテンサイトの面積率を高める効果を有することから、0 . 0 1 % 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 . 0 1 5 % 以上であり、さらに好ましくは 0 . 0 3 0 % 以上である。

【 0 0 3 4 】

Cu : 1 . 0 0 % 以下

Cu は、固溶により強度を上昇させる効果を有する。また、Cu は耐遅れ破壊特性を向上させる効果を有する。Cu 含有量が 1 . 0 0 % 超では粒界割れが生じやすくなる。よって、Cu を含有する場合、Cu 含有量は 1 . 0 0 % 以下とする。Cu 含有量は、好ましくは 0 . 6 0 % 以下であり、より好ましくは 0 . 3 0 % 以下である。

Cu 含有量の下限は特に限定されず、0 . 0 0 % であってもよいが、固溶により強度を上昇させる効果を有することから、0 . 0 1 % 以上とすることが好ましい。Cu 含有量は、より好ましくは 0 . 0 2 % 以上であり、さらに好ましくは 0 . 0 5 % 以上である。

【 0 0 3 5 】

Ni : 0 . 5 0 % 以下

Ni は、焼入れ性を向上させる効果を有するが、Ni 含有量が 0 . 5 0 % 超では効果が飽和する。よって、Ni を含有する場合、Ni 含有量は 0 . 5 0 % 以下とする。Ni 含有量は、好ましくは 0 . 2 0 % 以下であり、より好ましくは 0 . 1 5 % 以下である。

Ni 含有量の下限は特に限定されず、0 . 0 0 % であってもよいが、焼入れ性を向上させる効果を有することから、0 . 0 1 % 以上とすることが好ましい。Ni 含有量は、より好ましくは 0 . 0 2 % 以上であり、さらに好ましくは 0 . 0 3 % 以上である。

【 0 0 3 6 】

Sb : 0 . 2 0 0 % 以下

Sb は、鋼板の表面酸化や窒化、脱炭を抑制する効果を有するが、Sb 含有量が 0 . 2 0 0 % 超では効果が飽和する。よって、Sb を含有する場合、Sb 含有量は 0 . 2 0 0 % 以下とする。Sb 含有量は、好ましくは 0 . 0 5 0 % 以下であり、より好ましくは 0 . 0 2 0 % 以下である。

Sb 含有量の下限は特に限定されず、0 . 0 0 0 % であってもよいが、鋼板の表面酸化や窒化、脱炭を抑制する効果を有することから、0 . 0 0 1 % 以上とすることが好ましい。

Sb 含有量は、より好ましくは 0 . 0 0 2 % 以上であり、さらに好ましくは 0 . 0 0 5 % 以上である。

【 0 0 3 7 】

Sn : 0 . 2 0 0 % 以下

Sn は、Sb と同様に、鋼板の表面酸化や窒化、脱炭を抑制する効果を有する。Sn 含有量が 0 . 2 0 0 % 超では効果が飽和する。よって、Sn を含有する場合、Sn 含有量は

10

20

30

40

50

0.200%以下とする。Sn含有量は、好ましくは0.050%以下であり、より好ましくは0.020%以下である。

Sn含有量の下限は特に限定されず、0.000%であってもよいが、鋼板の表面酸化や窒化、脱炭を抑制する効果を有することから、0.001%以上とすることが好ましい。Sn含有量は、より好ましくは0.002%以上であり、さらに好ましくは0.005%以上である。

【0038】

Ta：0.200%以下

Taは、微細な炭化物を形成し強度を上昇させる効果を有する。Ta含有量が0.200%超では粗大なTa炭化物が析出し、耐遅れ破壊特性が低下する場合がある。よって、Taを含有する場合、Ta含有量は0.200%以下とする。Ta含有量は、好ましくは0.100%以下であり、より好ましくは0.070%以下である。

Ta含有量の下限は特に限定されず、0.000%であってもよいが、微細な炭化物を形成し強度を上昇させる効果を有することから、0.001%以上とすることが好ましい。Ta含有量は、より好ましくは0.005%以上であり、さらに好ましくは0.010%以上である。

【0039】

W：0.400%以下

Wは、微細な炭化物を形成し強度を上げる効果を有する。W含有量が0.400%超では、粗大なW炭化物が析出し、耐遅れ破壊特性が低下する場合がある。よって、Wを含有する場合、W含有量は0.400%以下とする。W含有量は、好ましくは0.300%以下であり、より好ましくは0.250%以下である。

W含有量の下限は特に限定されず、0.000%であってもよいが、微細な炭化物を形成し強度を上げる効果を有することから、0.001%以上とすることが好ましい。W含有量は、より好ましくは0.005%以上であり、さらに好ましくは0.010%以上である。

【0040】

Zr：0.0200%以下

Zrは、介在物の形状を球状化し、応力集中を抑制することで、靱性を向上させる効果を有する。Zr含有量が0.0200%超では介在物が多量に形成し靱性が低下する場合がある。よって、Zrを含有する場合、Zr含有量は0.0200%以下とする。Zr含有量は、好ましくは0.0150%以下であり、より好ましくは0.0100%以下である。

Zr含有量の下限は特に限定されず、0.0000%であってもよいが、介在物の形状を球状化し応力集中を抑制し靱性を向上させる効果を有することから、0.0001%以上とすることが好ましい。Zr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。

【0041】

Ca：0.0200%以下

Caは、脱酸材として用いることができる。Ca含有量が0.0200%超ではCa系介在物が多量に生成し、耐遅れ破壊特性が低下する場合がある。よって、Caを含有する場合、Ca含有量は0.0200%以下とする。Ca含有量は、好ましくは0.0100%以下であり、より好ましくは0.0080%以下である。

Ca含有量の下限は特に限定されず、0.0000%であってもよいが、脱酸材として用いることができることから、0.0001%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。

【0042】

Mg：0.0200%以下

Mgは脱酸材として用いることができる。Mg含有量が0.0200%超では、Mg系介在物が多量に生成し、耐遅れ破壊特性が低下する場合がある。よって、Mgを含有する

10

20

30

40

50

場合、Mg含有量は0.0200%以下とする。Mg含有量は、好ましくは0.0100%以下であり、より好ましくは0.0080%以下である。

Mg含有量の下限は特に限定されず、0.0000%であってもよいが、脱酸材として用いることができることから、0.0001%以上とすることが好ましい。Mg含有量は、より好ましくは0.0005%以上であり、さらに好ましくは0.0010%以上である。

【0043】

Co: 0.020%以下

Coは、固溶強化で強度を上げる効果を有する。Co含有量が0.020%超では効果が飽和する。よって、Coを含有する場合、Co含有量は0.020%以下とする。Co含有量は、好ましくは0.015%以下であり、より好ましくは0.010%以下である。Co含有量の下限は特に限定されず、0.000%であってもよいが、固溶強化で強度を上げる効果を有することから、0.001%以上とすることが好ましい。Co含有量は、より好ましくは0.002%以上であり、さらに好ましくは0.005%以上である。

【0044】

REM: 0.0200%以下

REMは、介在物の形状を球状化し、応力集中を抑制することで、靱性を向上させる効果を有する。REM含有量が0.0200%超では介在物が多量に形成し靱性が低下する場合がある。よって、REMを含有する場合、REM含有量は0.0200%以下とする。REM含有量は、好ましくは0.0100%以下であり、より好ましくは0.0050%以下である。

REM含有量の下限は特に限定されず、0.0000%であってもよいが、介在物の形状を球状化し応力集中を抑制し、靱性を向上させる効果を有することから、0.0001%以上とすることが好ましい。REM含有量は、より好ましくは0.0005%以上であり、さらに好ましくは0.0010%以上である。

ここで、REMとは、原子番号21番のスカンジウム(Sc)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(La)から71番のルテチウム(Lu)までのランタノイドの元素のことを指す。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。REMとしては、La、Ce、Ndを有していることが好ましい。

【0045】

Te: 0.020%以下

Teは、介在物の形状を球状化し、応力集中を抑制することで、靱性を向上させる効果を有する。Te含有量が0.020%超では、介在物が多量に形成し靱性が低下する場合がある。よって、Teを含有する場合、Te含有量は0.020%以下とする。Te含有量は、好ましくは0.015%以下であり、より好ましくは0.010%以下である。

Te含有量の下限は特にされず、0.000%であってもよいが、介在物の形状を球状化し応力集中を抑制し、靱性を向上させる効果を有することから、0.001%以上とすることが好ましい。Te含有量は、より好ましくは0.002%以上であり、さらに好ましくは0.004%以上である。

【0046】

Hf: 0.10%以下

Hfは、介在物の形状を球状化し、応力集中を抑制することで、靱性を向上させる効果を有する。Hf含有量が0.10%超では、介在物が多量に形成し靱性が低下する。よって、Hfを含有する場合、Hf含有量は0.10%以下とする。Hf含有量は、好ましくは0.08%以下であり、より好ましくは0.05%以下である。

Hf含有量の下限は特にされず、0.00%であってもよいが、介在物の形状を球状化し応力集中を抑制し靱性を向上させる効果を有することから、0.01%以上とすることが好ましい。

【0047】

Bi: 0.200%以下

10

20

30

40

50

B_iは偏析を軽減して曲げ性を向上させる効果を有する。B_i含有量が0.200%超では介在物が多量に形成し曲げ性が低下する場合がある。よって、B_iを含有する場合、B_i含有量は0.200%以下とする。B_i含有量は、好ましくは0.100%以下であり、より好ましくは0.050%以下である。B_i含有量は、さらに好ましくは0.010%以下であり、さらにより好ましくは0.005%以下である。

B_i含有量の下限は特にされず、0.000%であってもよいが、偏析を軽減し曲げ性を向上させる効果を有することから、0.001%以上とすることが好ましい。B_i含有量は、より好ましくは0.002%以上であり、さらに好ましくは0.003%以上である。

【0048】

[鋼組織]

次に、鋼板の鋼組織について説明する。

【0049】

マルテンサイト及びベイナイトの面積率の合計：95.0%以上

マルテンサイト及びベイナイトは、ともに硬質相であり、1180MPa以上のTSを達成するために必要である。そのため、マルテンサイト及びベイナイトの面積率の合計は95.0%以上とする。マルテンサイト及びベイナイトの面積率の合計は、好ましくは96.0%以上である。B濃度の不均一な粒界からフェライトが生成するため、マルテンサイト及びベイナイトの面積率合計の上限は99.8%である。

【0050】

残留オーステナイトの面積率：4.8%以下

残留オーステナイトは、マルテンサイト及びベイナイト以外の残部組織として含んでもよい。よって、残留オーステナイトの面積率は、4.8%以下とする。より好ましくは4.7%以下であり、さらに好ましくは4.5%以下である。また、好ましくは、残留オーステナイトの面積率は、好ましくは4%以下である。より好ましくは3.8%以下であり、さらに好ましくは3.7%以下であり、さらにより好ましくは、3.5%以下である。残留オーステナイトの面積率は、0%であってもよく、0%超であってもよい。

【0051】

フェライト面積率0.2%以上3.0%以下

フェライトは、B濃度の不均一なオーステナイト粒界から生成する。フェライトの面積率で0.2%以上であれば、フェライトが生成していない旧オーステナイト粒界のB濃度は十分高く、耐遅れ破壊特性が良好である。よって、フェライトの面積率は、0.2%以上とする。フェライトの面積率は、好ましくは0.3%以上とし、より好ましくは0.5%以上とする。

一方、フェライトの面積率が3.0%を超えると、強度が低下する。よって、フェライトの面積率は、3%以下とする。フェライトの面積率は、好ましくは2.5%以下とし、より好ましくは2.0%以下とする。

【0052】

ここで、各組織の面積率は以下の通り測定する。残留オーステナイトの面積率は、各鋼板から採取した試験片において、鋼板の板厚 $t/4$ 位置まで圧延面を化学研磨し、X線回折装置(X-ray diffraction: XRD)で研磨面のX線回折強度及び回折ピーク位置を測定して体積率を算出し、その数字を残留オーステナイトの面積率とする。次いで各鋼板の圧延方向に平行な板厚断面を研磨後、3vol%ナイトールで腐食し、板厚 $t/4$ 位置を観察面とする。観察面について、倍率2000倍で、視野範囲 $57.1\mu\text{m} \times 42.9\mu\text{m}$ とし、3視野のSEM像を撮影する。得られたSEM像について、画像解析によってマルテンサイトとベイナイトと残留オーステナイトとを合計した面積率、並びにマルテンサイト、ベイナイト及び残留オーステナイト以外の組織(フェライト)の面積率を求める。画像解析によって得られたマルテンサイト及びベイナイト及び残留オーステナイトの面積率から、XRDによって得られた残留オーステナイトの面積率を引くことで、マルテンサイト及びベイナイトの面積率を求める。3視野の平均値を組織の面積率とする。

10

20

30

40

50

【 0 0 5 3 】

旧オーステナイト粒径：10 μm以下

亀裂進展経路を複雑化することで耐遅れ破壊特性の向上が可能である。この効果を得るためには、旧オーステナイト粒径を10 μm以下とする必要がある。よって、旧オーステナイト粒径は10 μm以下とする。旧オーステナイトは好ましくは9 μm以下である。旧オーステナイト粒の粒径の下限は特に限定されないが、生産技術上の観点から、旧オーステナイト粒径は1 μm以上とすることが好ましい。また、旧オーステナイト粒径は、2 μm以上とすることがより好ましく、3 μm以上とすることがさらに好ましい。

【 0 0 5 4 】

ここで、旧オーステナイト粒の粒径は以下の通り測定する。各鋼板の圧延方向に平行な板厚断面を研磨後、ピクラルで腐食して観察面とする。観察面において、板厚 $t/4$ 位置のミクロ組織をSEMにより倍率2000倍で、視野範囲 $57.1 \mu\text{m} \times 42.9 \mu\text{m}$ とし、3視野撮影し、SEM像を得る。得られた組織画像から画像解析によって各旧オーステナイト粒の粒径を求め、3視野の平均値を旧オーステナイト粒の粒径（平均結晶粒径）とする。

【 0 0 5 5 】

隣り合うマルテンサイト間に存在する旧オーステナイト粒界のB濃度：質量%で0.05%以上

Bは、旧オーステナイト粒界に偏析することで粒界を強化し、耐遅れ破壊特性を向上させることができる。旧オーステナイト粒界のB濃度が質量%で0.05%以上であれば、上記の効果が得られる。よって、隣り合うマルテンサイト間に存在する旧オーステナイト粒界（マルテンサイト組織で両側を挟まれた旧オーステナイト粒界）のB濃度は、質量%で0.05%以上とする。旧オーステナイト粒界のB濃度は、好ましくは質量%で0.07%以上であり、より好ましくは質量%で0.10%以上である。

旧オーステナイト粒界のB濃度の上限は設けないが、硬質の炭ホウ化合物が粒界上に析出することを好適に防ぎ、耐遅れ破壊特性をより向上させるため、好ましくは6%未満である。より好ましくは、質量%で2%以下である。

【 0 0 5 6 】

隣り合うマルテンサイト間に存在する旧オーステナイト粒界のB濃度の同一粒界内でのばらつき：質量%で0.010%未満

耐遅れ破壊の向上には、上記粒界上のB濃度に加え、それらが粒界によらず均一であることも重要である。ばらつきが0.010%以上では粒界内に強度差が生じ、B濃度の局所的に薄い場所に亀裂が生じやすくなり、遅れ破壊向上効果が小さくなる。よって、隣り合うマルテンサイト間に存在する旧オーステナイト粒界（マルテンサイト組織で両側を挟まれた旧オーステナイト粒界）のB濃度の同一粒界内でのばらつきは、質量%で0.010%未満とする。ばらつきは、好ましくは質量%で0.009%以下であり、より好ましくは質量%で0.008%以下である。

ばらつきは少ないほど好ましいが、生産技術上の観点からばらつきは0.001%以上とすればよい。また、B偏析で耐遅れ破壊特性向上に寄与する粒界は両側がマルテンサイトである粒界である。

【 0 0 5 7 】

マルテンサイトとフェライトとの間に存在する旧オーステナイト粒界のB濃度の同一粒界内でのばらつき：質量%で0.010%以上

マルテンサイトとフェライトとの間に存在する粒界を形成させることで、両側がマルテンサイトで挟まれた旧オーステナイト粒界のB濃度を0.05質量%以上とすることができ、マルテンサイトとフェライトとの間に存在する旧オーステナイト粒界のB濃度の同一粒界内でのばらつきが0.010%未満ではフェライトが生成しない。よって、マルテンサイトとフェライトとの間に存在する旧オーステナイト粒界（マルテンサイト組織とフェライトで挟まれた旧オーステナイト粒界）のB濃度の同一粒界内でのばらつきは、質量%で0.010%以上とする。ばらつきは、好ましくは質量%で0.012%以上であり

10

20

30

40

50

、より好ましくは質量%で0.014%以上である。

上限は特に限定されないが、ばらつきは、好ましくは質量%で0.200%以下であり、より好ましくは質量%で0.100%以下である。

【0058】

ここで、旧オーステナイト粒界のB濃度及びばらつきは、以下の通り測定する。旧オーステナイト粒界を含む領域からSEM-FIB(Focused Ion Beam:集束イオンビーム)法で針状試料を作製する。得られた針状試料について、3DAP装置(LEAP4000XSi、AMETEK製)を用いて3DAP分析を行う。測定はレーザーモードにて行う。試料温度は80K以下とする。旧オーステナイト粒界から検出したBのイオン数とその他のイオン数とから、旧オーステナイト粒界のB濃度を求める。B濃度は2試料の平均値とする。また測定した旧オーステナイト粒界の面上に直径5nm以上10nm以下の互いに重ならない円状領域を5か所設定し、それぞれの円について粒界面の法線方向に延びた円柱状の体積を設定し、各円柱について粒界上のB濃度を求め、その標準偏差をB濃度のばらつきとする。

10

なお、上記の測定において、旧オーステナイト粒径が、SEM-FIB法でサンプリングする領域に対して非常に大きいため、サンプリングする試料1つが対象とする粒界は、全て同一の粒界となる。例えば、旧オーステナイト粒径が9 μ m程度であるのに対し、サンプリングする試料の領域は、直径として約0.1 μ mとなる。そのため、得られるB濃度のばらつき等は、同一粒界内でのばらつきとなる。

また、旧オーステナイト粒界が、マルテンサイトとフェライトとの間に存在するのかが否かについては、上述した方法でSEM像を観察することにより確認することができる。また、隣り合うマルテンサイト間に存在するのかが否かについても、上述した方法でSEM像を観察することにより確認することができる。

20

【0059】

本発明によれば、引張強さ1180MPa以上であるめっき鋼板を提供することができる。めっき鋼板の引張強さは、好ましくは1250MPa以上である。

【0060】

上述しためっき鋼板は、鋼板の少なくとも片面に形成されためっき層を有している。めっき層としては溶融亜鉛めっき層、合金化溶融亜鉛めっき層、及び電気亜鉛めっき層のいずれかが好ましい。めっき層の組成は特に限定されず、公知の組成とすることができる。

30

【0061】

溶融亜鉛めっき層の組成は特に限定されず、一般的なものであればよい。一例においては、めっき層は、Fe:20質量%以下、Al:0.001質量%以上1.0質量%以下を含有し、さらに、Pb、Sb、Si、Sn、Mg、Mn、Ni、Cr、Co、Ca、Cu、Li、Ti、Be、Bi、及びREMからなる群から選ばれる1種または2種以上を合計で0質量%以上3.5質量%以下含有し、残部がZn及び不可避免的不純物からなる組成を有する。

めっき層が溶融亜鉛めっき層の場合には、一例においてはめっき層中のFe含有量が7質量%未満であり、合金化溶融亜鉛めっき層の場合には、一例においてはめっき層中のFe含有量は7質量%以上15質量%以下、より好ましくは8質量%以上13質量%以下である。

40

【0062】

めっきの付着量は特に限定されないが、めっき鋼板の鋼板片面あたりのめっき付着量を20~80g/m²とすることが好ましい。一例において、めっき層は、鋼板(高強度冷延鋼板)の表裏両面に形成されている。

【0063】

次に、めっき鋼板の製造方法について説明する。

本実施形態に係るめっき鋼板の製造方法は、前述した成分組成を有する鋼スラブに熱間圧延を施して熱延板とする熱間圧延工程と、熱延板を酸洗する酸洗工程と、酸洗工程後の前記熱延板に対して、冷間圧延を施して冷延板とする冷間圧延工程と、冷延板を、Ac3

50

点以上の第一加熱温度まで加熱する第一焼鈍工程と、該第一焼鈍工程後の冷延板に対して、前記第一加熱温度から冷却を開始し、100 以上 Ms 点未満の冷却停止温度まで 50 / s 以上の平均冷却速度で冷却する冷却工程と、該冷却工程後、300 以上 400 以下の再加熱温度に加熱し、再加熱温度で 60 s 以上保持し室温まで冷却する再加熱工程と該再加熱工程後、サブゼロ処理を施すサブゼロ処理工程と、該サブゼロ処理工程後、Ac3 点以上の第二加熱温度まで加熱して鋼板を得る第二焼鈍工程と、鋼板にめっき処理を施してめっき鋼板を得るめっき工程と、を含む。

【0064】

はじめに、上述した成分組成を有する鋼スラブを製造する。ここでは、熱間圧延工程前の鋼スラブの製造条件の一例について説明する。まず、鋼素材を溶製して上記成分組成を有する溶鋼とする。溶製方法は特に限定されず、転炉溶製や電気炉溶製等、公知の溶製方法のいずれもが適合する。得られた溶鋼を固めて鋼スラブ(スラブ)を製造する。溶鋼から鋼スラブを製造する方法は特に限定されず、連続鑄造法、造塊法または薄スラブ鑄造法等を用いることができる。鋼スラブは一旦冷却した後再度加熱してから熱間圧延を施してもよいし、鑄造した鋼スラブを室温まで冷却せずに連続的に熱間圧延してもよい。スラブ加熱温度は、圧延負荷及びスケールの発生を考慮して、1100 以上とすることが好ましく、また、1300 以下とすることが好ましい。スラブ加熱方法は特に限定されないが、例えば、常法に従い加熱炉で加熱することができる。

【0065】

[熱間圧延工程]

上述した鋼スラブを熱間圧延して熱延板とする。熱間圧延は特に制限はなく、常法に従えばよい。熱間圧延後の冷却もとくに制限はなく、巻取り温度まで冷却する。次いで、熱延板をコイルに巻取る。巻取り温度は400 以上とすることが好ましい。巻取り温度が400 以上であれば、熱延板の強度が上昇することなく巻き取りが容易となるからである。巻取り温度は550 以上とすることがより好ましい。また、スケールが厚く生成することを好適に防ぎ、歩留りをより向上するために、巻取り温度は750 以下とすることが好ましい。なお、酸洗前に、軟質化を目的として熱延板に熱処理を行ってもよい。

【0066】

[酸洗工程]

熱間圧延工程後、酸洗工程において熱延板を酸洗する。酸洗工程では、コイルに巻取った熱延板のスケールを除去することができる。スケールを除去する方法は特に限定されないが、スケールを完全に除去するために、熱延コイルを巻戻しながら酸洗を行うことが好ましい。酸洗方法はとくに限定されず、常法に従えばよい。

【0067】

[冷間圧延工程]

酸洗工程後、冷間圧延工程において熱延板に対して、冷間圧延を施して冷延板とする。例えば、スケールを除去した熱延板を適宜洗浄した後、冷間圧延して冷延板とする。冷間圧延の方法は、特に限定されず常法に従えばよい。

【0068】

[第一焼鈍工程：Ac3 点以上の第一加熱温度まで加熱]

次いで、第一焼鈍工程において、冷延板を、Ac3 点以上の第一加熱温度まで加熱し、オーステナイト単相域で焼鈍する。第一加熱温度をAc3 点未満とするとフェライトが生成する。このフェライトは焼鈍で転位が減少し、2 回目の焼鈍時にB(ボロン)の拡散パスとなる転位がないため、ボロンを均一に偏析させることが難しくなる。また、過度に昇温するとオーステナイト粒径が10 μm 超に大きくなる。よって、第一加熱温度はAc3 点以上とする。第一加熱温度は、好ましくAc3 点+10 以上であり、より好ましくはAc3 点+15 以上である。

2 回目の焼鈍で生成するオーステナイト組織は、1 回目の焼鈍で生成するオーステナイト組織と同じ結晶組織となるため、1 回目の焼鈍でもオーステナイト粒径が10 μm 以下と

10

20

30

40

50

なるよう、第一加熱温度は980 以下とすることが好ましい。第一加熱温度は、より好ましくは950 以下である。

Ac3 点は以下の式で求める。

$$Ac3 () = 881 - 206 \times [\%C] + 53 \times [\%Si] - 15 \times [\%Mn] - 27 \times [\%Cu] - 20 \times [\%Ni] - 1 \times [\%Cr] + 41 \times [\%Mo]$$

(上記式中、[%M]は、鋼板中の元素Mの含有量(質量%)であり、含有しない元素の値は0(零)とする。)

【0069】

[冷却工程：第一加熱温度から冷却を開始し、100 以上Ms点未満の冷却停止温度まで50 /s以上の平均冷却速度で冷却]

[再加熱工程：300 以上400 以下の再加熱温度に加熱し、再加熱温度で60秒以上保持し室温まで冷却]

第一焼鈍工程後、旧オーステナイト粒界に残留オーステナイトが存在する組織とするために、冷却工程において、冷延板に対して部分焼入れ-分配処理を行う。部分焼入れの冷却停止温度が100 未満であると、C分配が生じる前にマルテンサイト変態が起こり、2回目焼鈍前に十分な量の残留オーステナイトを得ることができない。残留オーステナイト量が不十分であると、1回目の焼鈍とは別方位のオーステナイトが生成し、そのようなオーステナイトの粒界にB(ボロン)を均一に偏析させることは難しい。よって、冷却工程における冷却停止温度は100 以上とする。冷却停止温度は、好ましくは120 以上であり、より好ましくは150 以上である。

一方、冷却停止温度がMs点以上では、マルテンサイト変態が生じないため、続く再加熱での炭素分配が起きず、2回目焼鈍前に残留オーステナイトが生成しない。残留オーステナイト量が不十分であると、1回目の焼鈍とは別方位のオーステナイトが生成し、そのようなオーステナイトの粒界にB(ボロン)を均一に偏析させることは難しい。

よって、冷却工程における冷却停止温度はMs点未満とする。冷却停止温度は、好ましくはMs点-10 以下であり、より好ましくはMs点-20 以下である。

Ms点は以下の式で求める。

$$Ms () = 499 - 308 \times [C] - 10.8 \times [Si] - 32.4 \times [Mn] - 16.2 \times [Ni] - 27 \times [Cr] - 10.8 \times [Mo]$$

(上記式中、[M]は、鋼板中の元素Mの含有量(質量%)であり、含有しない元素の値は0(零)とする。)

【0070】

平均冷却速度は、50 /s未満であると、フェライト変態が生じる。このフェライトは転位をほとんど含まないため、このフェライト変態により、2回目の焼鈍時にボロンの拡散が遅くなり、最終組織においてボロンの粒界濃化が不十分となる。よって、平均冷却速度は、50 /s以上とする。平均冷却速度は、好ましくは60 /s以上とし、より好ましくは70 /s以上とする。

平均冷却速度の上限は、特に限定されないが、冷却速度が高過ぎると、第一冷却停止温度の制御が困難となるため、平均冷却速度は、好ましくは1000 /s以下とし、より好ましくは200 /s以下とする。

なお、冷却工程における平均冷却速度(/s)は、「(第一加熱温度()) - (冷却停止温度()) / (第一加熱温度()) から冷却停止温度()までの冷却時間(秒)」である。

【0071】

再加熱温度が300 未満であると、炭素分配が十分に生じず、2回目焼鈍前に残留オーステナイトが生成しない。残留オーステナイト量が不十分であると、1回目の焼鈍とは別方位のオーステナイトが生成し、そのようなオーステナイトの粒界にB(ボロン)を均一に偏析させることは難しい。

よって、再加熱温度は300 以上とする。再加熱温度は、好ましくは310 以上であり、より好ましくは320 以上である。

一方、再加熱温度が400を超えると、未変態オーステナイトがセメンタイトに分解し、2回目焼鈍前に残留オーステナイトが生成しない。残留オーステナイト量が不十分であると、1回目の焼鈍とは別方位のオーステナイトが生成し、そのようなオーステナイトの粒界にB（ボロン）を均一に偏析させることは難しい。よって、再加熱温度は400以下とする。再加熱温度は、好ましくは390以下であり、より好ましくは380以下である。

【0072】

また、再加熱温度における保持時間（再加熱保持時間）が60s未満であると、炭素分配が不十分であり2回目焼鈍前に残留オーステナイトが生成しない。残留オーステナイト量が不十分であると、1回目の焼鈍とは別方位のオーステナイトが生成し、そのようなオーステナイトの粒界にB（ボロン）を均一に偏析させることは難しい。

10

よって、再加熱温度における保持時間は60s以上とする。保持時間は、好ましくは80s以上であり、より好ましくは100s以上である。

また、再加熱温度における保持時間は900s以下とすることが好ましく、より好ましくは600s以下である。

再加熱温度での保持後は、室温まで冷却する。ここで、再加熱工程における冷却停止温度となる室温は特に限定されないが、5～50とすることができる。

【0073】

[サブゼロ処理工程]

サブゼロ処理により、塊状の残留オーステナイトを変態させ、Cの濃化したマルテンサイトを得る。この得られたマルテンサイトから1回目とは別の方位を持ったオーステナイトが新たに核生成し、B濃度が不均一な粒界を得ることができる。フィルム状の残留オーステナイトはこの処理でも残存し、続く焼鈍で1回目のオーステナイトと同じ結晶方位を有するオーステナイト組織が形成し、その粒界はBが濃化かつ均一化する。

20

サブゼロ処理における具体的な条件は、特に限定されないが、再加熱工程後の冷延板を液体窒素（-196）に30分以上浸漬することが好ましい。また、上記冷延板の液体窒素への浸漬は3時間以下とすることが好ましい。

【0074】

[第二焼鈍工程：Ac3点以上の第二加熱温度まで加熱]

第二焼鈍工程では、上記のようにして得られた鋼板（冷延板）を再度Ac3点以上の第二加熱温度まで加熱し、焼鈍する。

30

この過程で、1回目の焼鈍で生成したオーステナイトと同じ方位を持つオーステナイトがフィルム状残留オーステナイトを核に生成する。生成の過程で、オーステナイト変態前のマルテンサイトの転位を通じて固溶したB（ボロン）がオーステナイト粒界に高速に拡散し、ボロン偏析が均一となる。第二加熱温度がAc3点未満ではフェライトが生成し、強度が低下する。よって、第二加熱温度はAc3点以上とする。第二加熱温度は、好ましくはAc3点+10以上であり、より好ましくはAc3点+15以上である。

一方、過度に昇温するとオーステナイト粒径が10μm超に大きくなり遅れ破壊特性が低下するため、第二加熱温度は980以下とすることが好ましい。第二加熱温度は、より好ましくは950以下である。

40

【0075】

[めっき工程、合金化工程]

上述した第二焼鈍工程の後、めっき工程において、鋼板の少なくとも片面にめっき処理を施して、めっき鋼板を得る、めっき工程を行う。めっき工程後に、合金化工程において、めっき鋼板（高強度めっき鋼板）に加熱処理を行なってめっき鋼板のめっき層を合金化し、合金化めっき鋼板を得てもよい。

なお、上記した条件以外の製造条件は、常法によることができる。

【0076】

以上のようにして得られた本実施形態に係るめっき鋼板は、板厚は0.5mm以上とすることが好ましい。また、板厚は2.0mm以下とすることが好ましい。

50

【 0 0 7 7 】

〔 部 材 〕

本実施形態では、上述しためっき鋼板を少なくとも一部に用いてなる部材を提供することができる。上述しためっき鋼板を、一例においてはプレス加工により目的の形状に成形し、自動車部品とすることができる。なお、自動車部品は、本実施形態に係るめっき鋼板以外の鋼板を、素材として含んでもよい。本実施形態によれば、TSが1180MPa以上であり、優れた耐遅れ破壊特性及びめっき性を備えためっき鋼板を提供することができるため、TSが1180MPa以上であり、優れた耐遅れ破壊特性及びめっき性を兼備した部材を提供することができる。本実施形態に係る鋼板は、車体の軽量化に寄与する自動車部品として好適に用いることができる。本実施形態に係るめっき鋼板は、自動車部品の中でも、特に、骨格構造部品または補強部品として使用される部材全般において好適に用いることができる。

10

【 0 0 7 8 】

上記の部材の製造方法は、上述しためっき鋼板に対して、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。

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。

【 実 施 例 】

【 0 0 7 9 】

表1に示す成分組成を有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなる鋼を転炉にて溶製し、鋼スラブとした。得られたスラブを再加熱して熱間圧延を行い、巻き取って熱延コイル（熱延板）を得た。次いで、熱延コイルを巻き戻しながら酸洗処理を施し、冷間圧延を行い、冷延板を得た。熱延板の板厚は3.0mm、冷延板の板厚は1.2mmとした。焼鈍（第一焼鈍工程、冷却工程、再加熱工程、サブゼロ処理工程、第二焼鈍工程）は連続溶融亜鉛めっきラインにて表2に示す条件で行い、めっき鋼板（溶融亜鉛めっき鋼板（GI））、合金化溶融亜鉛めっき鋼板（GA））を得た。溶融亜鉛めっき鋼板は460のめっき浴中に浸漬し、片面あたり35g/m²のめっき付着量とした。合金化溶融亜鉛めっき鋼板は片面あたり45g/m²のめっき付着量に調整後、520で40s保持する合金化処理を行うことで製造した。

20

なお、サブゼロ処理は、鋼板No.6を除いて行い、液体窒素（-196）に、60分浸漬した。

30

【 0 0 8 0 】

40

50

【表 1】

鋼種	成分組成(質量%)													(N/14)/(Ti/47.9)
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	B	other			
A	0.21	1.50	3.2	0.008	0.0010	0.02	0.0020	0.018	0.035	0.0011	-	0.38		
B	0.19	1.60	2.9	0.010	0.0009	0.03	0.0024	0.015	0.028	0.0018	-	0.55		
C	0.16	1.60	2.8	0.005	0.0005	0.03	0.0035	0.026	0.042	0.0010	-	0.46		
D	0.20	1.00	3.5	0.008	0.0010	0.03	0.0029	0.021	0.022	0.0012	-	0.47		
E	0.25	1.80	3.2	0.010	0.0009	0.03	0.0033	0.026	0.026	0.0005	-	0.43		
F	0.18	1.60	2.9	0.011	0.0007	0.02	0.0041	0.028	0.016	0.0010	V:0.050	0.50		
G	0.22	1.50	3.3	0.006	0.0007	0.03	0.0028	0.018	0.016	0.0011	Mo:0.100, Cr:0.100	0.53		
H	0.16	1.30	3.6	0.008	0.0009	0.03	0.0026	0.015	0.020	0.0012	Cur:0.20, Ni:0.10	0.59		
I	0.18	1.40	3.1	0.004	0.0006	0.03	0.0016	0.020	0.012	0.0010	Sb:0.010	0.27		
J	0.17	1.30	3.0	0.007	0.0006	0.03	0.0020	0.021	0.033	0.0009	Sn:0.020	0.33		
K	0.14	1.60	3.7	0.011	0.0009	0.03	0.0024	0.019	0.022	0.0013	Ta:0.050, W:0.200	0.43		
L	0.12	1.70	3.7	0.009	0.0008	0.03	0.0031	0.019	0.031	0.0011	Zr:0.0050, Ca:0.0050	0.56		
M	0.19	1.40	3.3	0.008	0.0005	0.03	0.0021	0.018	0.041	0.0009	Mg:0.0050, Co:0.006	0.40		
N	0.16	1.30	2.9	0.007	0.0007	0.03	0.0018	0.018	0.018	0.0010	REM:0.0040, Te:0.005	0.34		
O	0.24	1.40	3.2	0.008	0.0008	0.03	0.0020	0.016	0.011	0.0012	Hf:0.02, Bi:0.004	0.43		
P	0.18	1.80	3.3	0.011	0.0009	0.02	0.0052	0.014	0.010	0.0009	-	1.27		
Q	0.08	1.40	2.9	0.009	0.0012	0.02	0.0032	0.018	0.015	0.0012	-	0.61		
R	0.36	1.70	2.9	0.010	0.0010	0.02	0.0020	0.019	0.020	0.0012	-	0.36		
S	0.16	1.70	2.3	0.010	0.0011	0.03	0.0036	0.022	0.026	0.0010	-	0.56		
T	0.27	1.60	2.8	0.010	0.0009	0.02	0.0042	0.020	0.001	0.0011	-	0.72		
U	0.24	1.70	3.2	0.012	0.0012	0.03	0.0038	0.021	0.022	0.0010	-	0.62		
V	0.15	1.30	2.5	0.005	0.0006	0.02	0.0020	0.018	0.015	0.0011	V:0.091, Mo:0.494, Cr:0.93, Cu:0.92, Ni:0.44, Sb:0.193, Sn:0.192, Ta:0.191, W:0.393, Zr:0.0194, Ca:0.0193, Mg:0.0195, Co:0.016, REM:0.0191, Te:0.015, Hf:0.09, Bi:0.191	0.38		
W	0.16	2.10	2.8	0.005	0.0005	0.02	0.0022	0.025	0.036	0.0012	-	0.30		
X	0.18	1.60	4.1	0.006	0.0008	0.03	0.0024	0.022	0.028	0.0011	-	0.37		
Y	0.21	1.40	3.1	0.054	0.0010	0.02	0.0032	0.018	0.016	0.0013	-	0.61		
Z	0.22	1.30	3.2	0.009	0.0219	0.03	0.0018	0.024	0.022	0.0012	-	0.26		
AA	0.19	1.50	3.3	0.008	0.0009	0.12	0.0016	0.016	0.034	0.0011	-	0.34		
AB	0.17	1.60	3.5	0.007	0.0007	0.02	0.0022	0.114	0.035	0.0012	-	0.07		
AC	0.16	1.70	3.8	0.006	0.0005	0.03	0.0020	0.022	0.062	0.0011	-	0.31		

・上記成分組成以外の残部はFe及び不可避免的不純物である。

・下線は本発明範囲外であることを示す。

【 0 0 8 1 】

10

20

30

40

50

【表 2】

鋼板 No.	鋼種	第一焼鈍		冷却			再加熱			サブゼロ処理	第二焼鈍	めっき (*1)
		Ac3 (°C)	第一加熱温度 (°C)	Ms (°C)	冷却停止温度 (°C)	平均冷却速度 (°C/s)	再加熱温度 (°C)	再加熱保持時間 (s)	冷却停止温度 (°C)		第二加熱温度 (°C)	
1	A	869	880	314	280	60	350	300	30	有	880	GI
2	A	869	<u>840</u>	314	290	60	360	400	30	有	880	GI
3	A	869	890	314	<u>340</u>	60	380	300	20	有	890	GI
4	A	869	890	314	220	70	<u>280</u>	300	20	有	890	GI
5	A	869	900	314	250	70	370	<u>50</u>	20	有	890	GI
6	A	869	900	314	250	70	350	180	20	無	900	GI
7	B	883	900	329	260	60	340	180	20	有	900	GA
8	C	891	910	342	250	70	350	120	30	有	910	GA
9	C	891	910	342	220	70	320	300	30	有	<u>870</u>	GA
10	D	840	920	313	250	70	360	300	30	有	920	GA
11	E	877	920	299	260	70	360	240	30	有	930	GA
12	F	885	930	332	250	70	380	300	30	有	920	GA
13	G	870	920	304	270	70	350	450	30	有	910	GA
14	H	856	930	317	200	70	330	450	30	有	940	GA
15	I	872	900	328	150	80	380	180	30	有	920	GI
16	J	870	940	335	190	80	380	100	30	有	940	GA
17	K	881	940	319	200	70	330	180	30	有	920	GA
18	L	891	920	324	160	80	350	300	30	有	940	GA
19	M	867	900	318	250	70	360	450	30	有	900	GA
20	N	873	890	342	300	60	370	300	30	有	910	GA
21	O	858	920	306	150	80	370	240	30	有	930	GA
22	P	890	920	317	250	70	320	240	30	有	920	GA
23	Q	895	920	365	280	60	360	360	30	有	920	GA
24	R	853	890	276	220	70	330	480	30	有	900	GA
25	S	904	920	357	250	70	320	480	30	有	920	GA
26	T	868	900	308	250	70	350	360	30	有	890	GA
27	U	874	900	303	180	70	340	450	30	有	900	GA
28	U	874	900	303	<u>60</u>	80	330	420	30	有	890	GA
29	U	874	910	303	200	70	<u>420</u>	450	30	有	900	GA
30	V	867	920	320	180	70	370	300	30	有	920	GA
31	W	917	940	336	190	60	360	180	20	有	930	GA
32	X	867	920	293	200	70	350	240	30	有	910	GA
33	Y	865	910	319	240	80	340	300	20	有	920	GA
34	Z	857	910	314	230	70	330	480	30	有	930	GA
35	AA	872	920	317	220	60	360	300	20	有	920	GA
36	AB	878	920	316	220	70	380	400	30	有	910	GA
37	AC	881	930	308	210	80	370	240	20	有	930	GA
38	A	869	910	314	260	40	340	180	30	有	920	GA

*下線は本発明範囲外であることを示す。

*1) GA: 溶融亜鉛めっき、GI: 合金化溶融亜鉛めっき

【0082】

得られた鋼板について、上述した方法に従って、マルテンサイト及びベイナイトの面積率の合計、残留オーステナイトの面積率、フェライトの面積率、旧オーステナイト粒径、隣り合うマルテンサイト間に存在する旧オーステナイト粒界のB濃度、旧オーステナイト粒界のB濃度の同一粒界でのばらつき（隣り合うマルテンサイト間に存在する旧オーステナイト粒界のB濃度の同一粒界内でのばらつき、マルテンサイトとフェライトとの間に存在する旧オーステナイト粒界のB濃度の同一粒界内でのばらつき）を評価した。また、後述する方法に従って、引張強さ、耐遅れ破壊特性を評価した。結果を表3に示す。

【0083】

〔引張試験〕

得られた鋼板に対しJIS Z 2241 (2011) に準拠して引張試験を行った。圧延方向と直交方向を長手方向としてJIS 5号引張試験片を採取し、引張試験を行って引張強さ(TS)を測定した。引張強さTSが1180MPa以上であれば引張強さが良好

10

20

30

40

50

と判断した。

【 0 0 8 4 】

[遅れ破壊試験]

鋼板の耐遅れ破壊特性を以下の通り評価した。得られた鋼板から、圧延方向を長手方向として、30 mm × 110 mmの試験片を採取した。この試験片にひずみゲージを貼り付け、曲率半径7 mm Rで90度V曲げ加工を施した(R / t = 5 . 0)。対向する板面同士を閉め込み、試験片表層の引張応力1800 MPaとし、耐遅れ破壊評価用試験片とした。この耐遅れ破壊評価用試験片をpH3の塩酸水溶液中に浸漬し、100時間後の割れの発生の有無を調査した。

100時間後に割れが発生しなかった鋼板を耐遅れ破壊が良好と判断した。表中では、100時間後に割れが発生しなかった鋼板を耐遅れ破壊が「優」、それ以外の鋼板を耐遅れ破壊が「劣」として示した。

10

【 0 0 8 5 】

[めっき性評価]

めっき性は、各々のめっき鋼板について、「不めっき部の有無」を目視で観察し、不めっき部の無いものをめっき性良好とした。表中、めっき性良好と判断した鋼板は「優」と示し、めっき性不良と判断した鋼板は「劣」として示した。

【 0 0 8 6 】

20

30

40

50

【表 3】

鋼板 No.	鋼種	M+B 面積率 (%) (*1)	RA 面積率 (%) (*1)	F 面積率 (%) (*1)	旧γ 粒径 (μm) (*2)	隣り合うM間に存在する旧γ粒界のB濃度 (質量%)	隣り合うM間に存在する旧γ粒界のB濃度ばらつき (質量%) (*2)	MとFの間に存在する旧γ粒界のB濃度ばらつき (質量%) (*3)	TS (MPa)	遅れ破壊	めっき性	備考
1	A	98.1	1.4	0.5	7.0	0.09	0.005	0.020	1562	優	優	発明例
2	A	95.2	1.2	3.6	8.0	0.04	0.015	0.015	1166	劣	優	比較例
3	A	95.7	0.6	3.7	8.0	0.03	0.014	0.020	1146	劣	優	比較例
4	A	95.2	0.8	4.0	7.0	0.03	0.015	0.022	1158	劣	優	比較例
5	A	95.8	0.7	3.5	8.0	0.03	0.013	0.018	1139	劣	優	比較例
6	A	95.3	0.9	3.8	9.0	0.03	0.015	0.016	1152	劣	優	比較例
7	B	97.7	2.3	0.0	8.0	0.11	0.004	—	1496	優	劣	比較例
8	C	98.2	0.9	0.9	9.0	0.11	0.006	0.030	1241	優	優	発明例
9	C	91.2	2.4	6.4	8.0	0.11	0.004	0.040	1074	優	優	比較例
10	D	95.5	1.0	3.5	7.0	0.03	0.013	0.030	1128	劣	優	比較例
11	E	92.4	2.2	5.4	7.0	0.03	0.006	0.022	1162	劣	優	比較例
12	F	98.1	0.8	1.1	8.0	0.09	0.006	0.016	1427	優	優	発明例
13	G	98.1	1.2	0.7	7.0	0.08	0.005	0.022	1548	優	優	発明例
14	H	97.8	1.2	1.0	7.0	0.09	0.005	0.018	1413	優	優	発明例
15	I	96.3	2.3	1.4	8.0	0.08	0.003	0.020	1535	優	優	発明例
16	J	98.6	1.1	0.3	7.0	0.07	0.004	0.021	1496	優	優	発明例
17	K	97.9	1.5	0.6	8.0	0.08	0.003	0.014	1510	優	優	発明例
18	L	98.4	0.8	0.8	8.0	0.09	0.006	0.024	1526	優	優	発明例
19	M	97.1	1.6	1.3	8.0	0.10	0.004	0.019	1442	優	優	発明例
20	N	96.9	1.6	1.5	7.0	0.08	0.006	0.017	1394	優	優	発明例
21	O	96.9	1.9	1.2	8.0	0.08	0.004	0.023	1552	優	優	発明例
22	P	96.2	1.0	2.8	8.0	0.03	0.008	0.020	1446	劣	優	比較例
23	Q	58.0	3.2	38.8	9.0	0.02	0.005	0.008	1014	劣	優	比較例
24	R	96.0	3.2	0.8	8.0	0.03	0.020	0.022	1529	劣	優	比較例
25	S	69.6	2.9	27.5	8.0	0.08	0.007	0.018	1077	優	優	比較例
26	T	97.7	1.1	1.2	15.0	0.12	0.008	0.019	1495	劣	優	比較例
27	U	97.4	0.8	1.8	8.0	0.09	0.005	0.032	1516	優	優	発明例
28	U	96.8	1.6	1.6	7.0	0.02	0.016	0.024	1499	劣	優	比較例
29	U	97.8	1.4	0.8	8.0	0.03	0.014	0.026	1510	劣	優	比較例
30	V	97.1	1.1	1.8	6.0	0.09	0.005	0.021	1447	優	優	発明例
31	W	95.7	1.5	2.8	16.0	0.11	0.004	0.018	1571	劣	優	比較例
32	X	98.3	1.4	0.3	6.0	0.09	0.005	0.020	1575	劣	優	比較例
33	Y	97.9	1.2	0.9	7.0	0.08	0.006	0.016	1559	劣	優	比較例
34	Z	98.5	1.1	0.4	8.0	0.07	0.003	0.018	1569	劣	優	比較例
35	AA	83.1	1.3	15.6	7.0	0.09	0.005	0.020	1102	優	優	比較例
36	AB	97.1	1.6	1.3	8.0	0.08	0.003	0.022	1475	劣	優	比較例
37	AC	98.2	1.1	0.7	7.0	0.11	0.004	0.015	1511	劣	優	比較例
38	A	93.1	1.3	5.6	7.0	0.02	0.005	0.020	1158	劣	優	比較例

・下線は本発明範囲外であることを示す。

*1) M: マルテンサイト、B: ベイナイト、RA: 残留オーステナイト、F: フェライト

*2) 隣り合うM間に存在する旧γ粒界のB濃度の同一粒界内でのばらつき(質量%)

*3) MとFとの間に存在する旧γ粒界のB濃度の同一粒界内でのばらつき(質量%)

「—」は、Fが存在しないためF.M間の濃度ばらつきを測定できなかったことを示す。

【0087】

表3より、本発明例では引張強さTSが1180MPa以上であり、耐遅れ破壊特性及びめっき性が優れている。一方、比較例では、引張強さTS、耐遅れ破壊特性、めっき性のいずれか一つ以上が劣っている。

【0088】

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、優れた耐遅れ破壊特性及びめっき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、優れた耐遅れ破壊特性及びめっき性を有することがわかった。

10

20

30

40

50

フロントページの続き

(51)国際特許分類

F I
C 2 2 C 18/00

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 和田 悠佑

東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内

(72)発明者 南 秀和

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 葉子

(56)参考文献

国際公開第2023/032424(WO, A1)

国際公開第2023/032423(WO, A1)

国際公開第2023/008003(WO, A1)

国際公開第2020/162561(WO, A1)

米国特許出願公開第2017/0298466(US, 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 / 1 0

C 2 1 D 9 / 4 6 - 9 / 4 8