

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第6852736号
(P6852736)

(45) 発行日 令和3年3月31日(2021.3.31)

(24) 登録日 令和3年3月15日(2021.3.15)

(51) Int.Cl.		F I			
C 2 2 C	38/00	(2006.01)	C 2 2 C	38/00	3 O 1 T
C 2 2 C	38/58	(2006.01)	C 2 2 C	38/58	
C 2 3 C	2/06	(2006.01)	C 2 3 C	2/06	
C 2 1 D	9/46	(2006.01)	C 2 1 D	9/46	J
C 2 3 C	2/40	(2006.01)	C 2 3 C	2/40	

請求項の数 5 (全 26 頁)

(21) 出願番号 特願2018-527357 (P2018-527357)
 (86) (22) 出願日 平成28年7月15日 (2016.7.15)
 (86) 国際出願番号 PCT/JP2016/070982
 (87) 国際公開番号 W02018/011978
 (87) 国際公開日 平成30年1月18日 (2018.1.18)
 審査請求日 平成30年9月28日 (2018.9.28)

(73) 特許権者 000006655
 日本製鉄株式会社
 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
 (74) 代理人 100090273
 弁理士 園分 孝悦
 (72) 発明者 横山 卓史
 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新
 日鐵住金株式会社内
 (72) 発明者 林 邦夫
 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新
 日鐵住金株式会社内
 (72) 発明者 東 昌史
 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新
 日鐵住金株式会社内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 溶融亜鉛めっき冷延鋼板

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

- C : 0.14 ~ 0.3%、
- Si : 0.001 ~ 2.0%、
- Mn : 2.0 ~ 4.0%、
- P : 0.05%以下、
- S : 0.01%以下、
- N : 0.01%以下、
- Al : 0.001 ~ 1.0%、
- Ti : 0.001 ~ 0.10%、
- B : 0.0001 ~ 0.01%、
- Mo : 0 ~ 0.50%、
- Cr : 0 ~ 0.80%、
- Ni : 0 ~ 1.00%、
- Cu : 0 ~ 1.00%、
- V : 0 ~ 0.50%、
- Nb : 0.0 ~ 0.10%、
- Ca : 0.00 ~ 0.01%、
- Mg : 0.00 ~ 0.01%、

REM : 0.00 ~ 0.01 %、
 Bi : 0.00 ~ 0.01 %、かつ
 残部 : Fe 及び不純物、
 で表される化学組成を有し、
 面積率で、
 ポリゴナルフェライト : 10 % 以下、
 上部ベイナイト : 20 % 以下、
 残留オーステナイト : 5 % 以下、
 マルテンサイト : 70 % 以上、
 $1 \times 10^6 / \text{mm}^2$ 以上の個数密度で Fe 炭化物を有するマルテンサイト : 全マルテンサイトに対して 50 % 以上、かつ、
 平均有効結晶粒径 : 5.0 μm 以下、
 で表される鋼組織を有しており、引張強度が 1300 MPa 以上であることを特徴とする溶融亜鉛めっき冷延鋼板。

【請求項 2】

前記化学組成において、
 Mo : 0.001 ~ 0.50 %
 が成り立つことを特徴とする請求項 1 に記載の溶融亜鉛めっき冷延鋼板。

【請求項 3】

前記化学組成において、
 Cr : 0.001 ~ 0.80 %、
 Ni : 0.001 ~ 1.00 %、若しくは
 Cu : 0.001 ~ 1.00 %
 又はこれらの任意の組み合わせが成り立つことを特徴とする請求項 1 又は 2 に記載の溶融亜鉛めっき冷延鋼板。

【請求項 4】

前記化学組成において、
 V : 0.001 ~ 0.50 %、若しくは
 Nb : 0.001 ~ 0.10 %
 又はこれらの両方が成り立つことを特徴とする請求項 1 乃至 3 のいずれか 1 項に記載の溶融亜鉛めっき冷延鋼板。

【請求項 5】

前記化学組成において、
 Ca : 0.0001 ~ 0.01 %、
 Mg : 0.0001 ~ 0.01 %、
 REM : 0.0001 ~ 0.01 %、若しくは
 Bi : 0.0001 ~ 0.01 %
 又はこれらの任意の組み合わせが成り立つことを特徴とする請求項 1 乃至 4 のいずれか 1 項に記載の溶融亜鉛めっき冷延鋼板。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、耐水素脆性に優れた高降伏比かつ超高強度の溶融亜鉛めっき鋼板に関する。具体的には、主としてプレス加工等により様々な形状に成形される、加工性に優れた自動車の耐水素脆性に優れた高降伏比かつ超高強度の溶融亜鉛めっき鋼板に関する。

【背景技術】

【0002】

近年、地球温暖化対策として温室効果ガスの排出量を規制する観点から、自動車の燃費向上が求められている。そこで、車体を軽量化するとともに衝突安全性を確保するために、高強度鋼板の適用がますます拡大しつつある。また、防錆性が要求される部位には、溶

10

20

30

40

50

融亜鉛めっきを施した超高強度鋼板が求められる。

【0003】

特に、最近では、引張強度1300MPa以上の超高強度鋼板及び超高強度溶融亜鉛めっき鋼板のニーズが高まりつつある。さらに、衝突時の変形を抑制することが求められる部材には、高い降伏比を有する超高強度鋼板が求められる。

【0004】

しかし、引張強度が1300MPaを超える超高強度鋼板の適用にあたっては、鋼板の水素脆化を解決する必要がある。水素脆化とは、使用状況下において高い応力が作用している鋼部材が、環境から侵入する水素に起因して、引張最大応力以下の付加応力で破壊する現象である。

10

【0005】

一般に、鋼板の耐水素脆性は、鋼板の引張強度が上昇するほど劣化するが、このメカニズム自体は未だ明確にはなっていない。

【0006】

これまでも、鋼板の水素脆性を改善しようとする種々の試みがなされてきた。その検討事例を以下に示す。

【0007】

特許文献1には、鋼板表層を脱炭処理して鋼板表層のフェライト体積率の増加により軟質化させ、かつ、鋼板内部の組織をフェライト主体とし、さらに、微細なブロックを有する少量のマルテンサイトを分散させることにより、高強度化と耐水素脆性とを両立させた高強度鋼板に関する技術が開示されている。しかし、特許文献1に記載の鋼板は、軟質組織であるフェライトを相当量含有するので、高降伏比を得るには好ましくない。

20

【0008】

特許文献2には、フェライトの形態として平均粒径及びアスペクト比を適切に制御して、加工性と耐水素脆性とを両立させた高強度溶融亜鉛めっき鋼板に関する技術が開示されている。しかし、特許文献2に記載の鋼板においても、軟質組織であるフェライトを一定量含有するので、高降伏比を得るには好ましくないと予想される。

【0009】

特許文献3には、鋼組織をマルテンサイト主体組織とし、さらに、Nb、V、Cr、Ti、及び、Mo等の炭化物を析出させて、水素トラップサイトとすることにより、耐水素脆性を改善した高強度溶融亜鉛めっき鋼板に関する技術が開示されている。しかし、特許文献3に記載の鋼板においても、高降伏比は考慮されていない。

30

【0010】

特許文献4には、鋼組織をベイナイト主体組織とし、さらに、残留オーステナイトを4%未満に制限して、耐水素脆性を向上させた高強度溶融亜鉛めっき鋼板に関する技術が開示されている。

【0011】

しかし、溶融亜鉛めっき工程において生成されるベイナイトは、その保持温度域から、上部ベイナイトである場合が多い。上部ベイナイトは、焼戻しマルテンサイト及び下部ベイナイトと比較して、韌性に劣る組織であるので、上部ベイナイトを主体組織とする鋼板では、韌性の低下が懸念される。

40

【先行技術文献】

【特許文献】

【0012】

【特許文献1】国際公開第2011/065591号

【特許文献2】特開2010-126787号公報

【特許文献3】特開2004-323951号公報

【特許文献4】特開平06-145893号公報

【特許文献5】特開2013-144830号公報

【特許文献6】特開2009-203549号公報

50

【特許文献7】国際公開第2013/047821号

【特許文献8】国際公開第2013/047755号

【特許文献9】特開平10-001740号公報

【特許文献10】特開平09-111398号公報

【特許文献11】特開平06-145891号公報

【特許文献12】国際公開第2011/105385号明細書

【特許文献13】特開2007-197819号公報

【非特許文献】

【0013】

【非特許文献1】CAMP-ISIJ Vol.17(2004)p.396

10

【非特許文献2】鉄と鋼, vol.74(1988), p.2353

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0014】

本発明は、耐水素脆性に優れ、高い引張強度及び降伏比を得ることができる溶融亜鉛めっき鋼板を提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0015】

本発明者らは、耐水素脆性に優れ、高い引張強度、例えば1300MPa以上の引張強度、及び高い降伏比、例えば75%以上の降伏比を得ることができる溶融亜鉛めっき鋼板を得る手法について鋭意検討した結果、以下の知見を得るに至った。

20

【0016】

(a) フェライト及び上部ベイナイトの面積率を所定の面積率以下に制限し、マルテンサイト主体の組織とする。

【0017】

(b) 水素脆化割れが旧オーステナイト粒界に沿って進展することを抑制するため、粒界強化元素であるBを一定量以上含有させるとともに、マルテンサイトなどの平均有効結晶粒径を、所定の粒径以下に制御する。

【0018】

(c) 全マルテンサイトに占める所定の個数密度以上のFe炭化物を有するマルテンサイトの面積率を50%以上とする。

30

【0019】

(a)、(b)、及び、(c)を全て満足した場合、所望とする機械特性と耐水素脆性とを達成することができることを見出した。

【0020】

本発明は上記知見に基づいてなされたもので、その要旨は以下のとおりである。

【0021】

(1)

質量%で、

C : 0.14 ~ 0.3%、

40

Si : 0.001 ~ 2.0%、

Mn : 2.0 ~ 4.0%、

P : 0.05%以下、

S : 0.01%以下、

N : 0.01%以下、

Al : 0.001 ~ 1.0%、

Ti : 0.001 ~ 0.10%、

B : 0.0001 ~ 0.01%、

Mo : 0 ~ 0.50%、

Cr : 0 ~ 0.80%、

50

- Ni : 0 ~ 1 . 0 0 %、
 Cu : 0 ~ 1 . 0 0 %、
 V : 0 ~ 0 . 5 0 %、
 Nb : 0 . 0 ~ 0 . 1 0 %、
 Ca : 0 . 0 0 ~ 0 . 0 1 %、
 Mg : 0 . 0 0 ~ 0 . 0 1 %、
 REM : 0 . 0 0 ~ 0 . 0 1 %、
 Bi : 0 . 0 0 ~ 0 . 0 1 %、かつ
 残部 : Fe 及び不純物、
 で表される化学組成を有し、
 面積率で、
 ポリゴナルフェライト : 1 0 % 以下、
 上部ベイナイト : 2 0 % 以下、
 残留オーステナイト : 5 % 以下、
 マルテンサイト : 7 0 % 以上、
 $1 \times 10^6 / \text{mm}^2$ 以上の個数密度で Fe 炭化物を有するマルテンサイト : 全マルテンサイトに対して 5 0 % 以上、かつ、
 平均有効結晶粒径 : 5 . 0 μm 以下、
 で表される鋼組織を有しており、引張強度が 1 3 0 0 M P a 以上であることを特徴とする
 熔融亜鉛めっき冷延鋼板。
- 10
- 20
- 【 0 0 2 2 】
 (2)
 固溶 B 量が 0 . 0 0 1 0 質量 % ~ 0 . 0 1 0 0 質量 % であり、旧オーステナイト粒径が
 1 . 0 μm ~ 7 . 0 μm であることを特徴とする (1) に記載の熔融亜鉛めっき鋼板。
- 【 0 0 2 3 】
 (3)
 固溶 B 量と旧オーステナイト粒径との積が 0 . 0 0 1 0 質量 % $\cdot \mu\text{m}$ 以上であることを
 特徴とする (2) に記載の熔融亜鉛めっき鋼板。
- 【 0 0 2 4 】
 (4)
 前記化学組成において、
 Mo : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 5 0 %
 が成り立つことを特徴とする (1) ~ (3) のいずれかに記載の熔融亜鉛めっき鋼板。
- 30
- 【 0 0 2 5 】
 (5)
 前記化学組成において、
 Cr : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 8 0 %、
 Ni : 0 . 0 0 1 ~ 1 . 0 0 %、若しくは
 Cu : 0 . 0 0 1 ~ 1 . 0 0 %
 又はこれらの任意の組み合わせが成り立つことを特徴とする (1) ~ (4) のいずれか
 に記載の熔融亜鉛めっき鋼板。
- 40
- 【 0 0 2 6 】
 (6)
 前記化学組成において、
 V : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 5 0 %、若しくは
 Nb : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 0 %
 又はこれらの両方が成り立つことを特徴とする (1) ~ (5) のいずれかに記載の熔融
 亜鉛めっき鋼板。
- 【 0 0 2 7 】
 (7)
- 50

前記化学組成において、

Ca : 0.0001 ~ 0.01 %、

Mg : 0.0001 ~ 0.01 %、

REM : 0.0001 ~ 0.01 %、若しくは

Bi : 0.0001 ~ 0.01 %

又はこれらの任意の組み合わせが成り立つことを特徴とする(1) ~ (6)のいずれかに記載の溶融亜鉛めっき鋼板。

【発明の効果】

【0028】

本発明によれば、耐水素脆性に優れ、高い引張強度及び降伏比を得ることができる。

10

【図面の簡単な説明】

【0029】

【図1】図1は、実施例1で採用した熱処理とめっきとの工程を模式的に示す図である。

【図2】図2は、実施例2で採用した熱処理とめっきとの工程を模式的に示す図である。

【発明を実施するための形態】

【0030】

まず、本発明の実施形態に係る溶融亜鉛めっき鋼板及びその製造に用いるスラブの化学組成について説明する。詳細は後述するが、本発明の実施形態に係る溶融亜鉛めっき鋼板は、スラブの熱間圧延、冷間圧延、連続焼鈍、溶融亜鉛めっき処理及び焼戻し等を経て製造される。従って、溶融亜鉛めっき鋼板及びスラブの化学組成は、溶融亜鉛めっき鋼板の特性のみならず、これらの処理を考慮したものである。以下の説明において、溶融亜鉛めっき鋼板に含まれる各元素の含有量の単位である「%」は、特に断りがない限り「質量%」を意味する。本発明の実施形態に係る溶融亜鉛めっき鋼板は、質量%で、C : 0.14 ~ 0.3 %、Si : 0.001 ~ 2.0 %、Mn : 2.0 ~ 4.0 %、P : 0.05 %以下、S : 0.01 %以下、N : 0.01 %以下、Al : 0.001 ~ 1.0 %、Ti : 0.001 ~ 0.10 %、B : 0.0001 ~ 0.01 %、Mo : 0 ~ 0.50 %、Cr : 0 ~ 0.80 %、Ni : 0 ~ 1.00 %、Cu : 0 ~ 1.00 %、V : 0 ~ 0.50 %、Nb : 0.0 ~ 0.10 %、Ca : 0.00 ~ 0.01 %、Mg : 0.00 ~ 0.01 %、REM (希土類金属 : rare earth metal) : 0.00 ~ 0.01 %、Bi : 0.00 ~ 0.01 %、かつ残部 : Fe 及び不純物で表される化学組成を有する。ここで、不純物としては、鉱石やスクラップ等の原材料に含まれるもの、製造工程において含まれるもの、が例示される。

20

30

【0031】

(C : 0.14 ~ 0.3 %)

Cは、所望の引張強度を得るために必須の元素である。0.14 %未満では、所望の引張強度が得られないので、0.14 %以上とする。好ましくは0.17 %以上である。一方、0.3 %を超えると、耐水素脆性や溶接性が低下するので、0.3 %以下とする。好ましくは0.25 %以下であり、より好ましくは0.22 %以下である。

【0032】

(Si : 0.001 ~ 2.0 %)

Siは、鋼板の高強度化に有効な元素である。0.001 %未満では、添加効果が発現しないので、0.001 %以上とする。好ましくは0.010 %以上である。一方、2.0 %を超えると、溶融亜鉛めっきとの濡れ性及び合金化速度が低下する。また、Siがフェライト生成元素であるため、Si含有量が2.0 %超では、ポリゴナルフェライトの面積率を10 %以下にするのが困難になる。従って、Si含有量は2.0 %以下とする。好ましくは1.50 %以下、より好ましくは0.90 %以下、更に好ましくは0.50 %以下である。

40

【0033】

(Mn : 2.0 ~ 4.0 %)

Mnは、強力なオーステナイト安定化元素であり、鋼板の焼入性向上に有効な元素では

50

ある。2.0%未満では、添加効果が十分に発現しないので、2.0%以上とする。好ましくは2.2%以上である。一方、4.0%を超えると、耐水素脆性が低下するので、4.0%以下とする。好ましくは3.5%以下、より好ましくは3.0%以下である。

【0034】

(P: 0.05%以下)

Pは、固溶強化元素であり、鋼板の高強度化に有効な元素である。しかし、0.05%を超えると、溶接性及び靱性が低下するので、0.05%以下とする。好ましくは0.02%以下である。下限は特に限定しないが、実用的には、0.001%程度が実質的な下限である。

【0035】

(S: 0.01%以下)

Sは、不純物元素で、少ないほど好ましい元素である。0.01%を超えると、鋼中でMnSを形成して靱性及び穴広げ性を劣化させるので、0.01%以下とする。好ましくは0.005%以下、より好ましくは0.002%以下である。下限は特に限定しないが、実用的には、0.0001%程度が実質的な下限である。

【0036】

(N: 0.01%以下)

Nは、不純物元素で、少ないほど好ましい元素である。0.01%を超えると、鋼中に粗大な窒化物が生成して穴広げ性が低下するので、0.01%以下とする。好ましくは0.005%以下である。下限は特に限定しないが、実用的には、0.001%程度が実質的な下限である。

【0037】

(Al: 0.001~1.00%)

Alは、脱酸のために添加する元素である。0.001%未満では、添加効果が発現しないので、0.001%以上とする。好ましくは0.010%以上である。一方、1.00%を超えると、添加効果が飽和するとともに、コストが上昇する他、鋼の変態温度が上昇して熱間圧延時の負荷が増大するので、1.00%以下とする。好ましくは0.50%以下、より好ましくは0.20%以下である。

【0038】

(Ti: 0.001~0.10%)

Tiは、鋼中でTiNを形成してNを固定し、焼入性の低下因子となるBNの生成を抑制する作用をなすとともに、加熱時のオーステナイト粒径を微細化し靱性及び耐水素脆性の向上に寄与する元素である。0.001%未満であると、添加効果が発現しないので、0.001%以上とする。好ましくは0.010%以上である。一方、0.10%を超えると、粗大なTi炭化物が生成し、鋼板の靱性及び耐水素脆性が低下するので、0.10%以下とする。好ましくは0.07%以下である。

【0039】

(B: 0.0001~0.01%)

Bは、鋼板の加熱時にオーステナイト粒界に偏析し、オーステナイト粒界を安定化して鋼の焼入性を高める作用をなすとともに、粒界強度を高めて鋼板の靱性及び耐水素脆性の向上に寄与する元素である。0.0001%未満であると、添加効果が発現しないので、0.0001%以上とする。好ましくは0.0006%以上、より好ましくは0.0011%以上である。

【0040】

一方、0.01%を超えると、ホウ化物が生成して、鋼の焼入性が阻害されるので、0.01%以下とする。好ましくは0.005%以下、より好ましくは0.004%以下である。

【0041】

Mo、Cr、Ni、Cu、V、Nb、Ca、Mg及びREMは、必須元素ではなく、鋼板及び鋼に所定量を限度に適宜含有されていてもよい任意元素である。

10

20

30

40

50

【0042】

(Mo: 0 ~ 0.50%)

Moは、鋼板の焼入れ性の向上に寄与するとともに、焼鈍工程における加熱後の冷却～めっき浸漬中に生じるベイナイト変態を遅延させて、所要組織の形成に寄与する元素である。また、Moは、加熱中のオーステナイトの粒径を微細化して靱性及び耐水素脆性の向上に寄与する元素である。従って、Moが含有されていてもよい。Mo含有量が0.001%未満では、添加効果が発現しないので、Mo含有量は好ましくは0.001%以上、より好ましくは0.050%以上である。一方、Mo含有量が0.50%を超えると、添加効果が飽和するとともに、製造コストが上昇するので、Mo含有量は0.50%以下、好ましくは0.30%以下である。つまり、「Mo: 0.001 ~ 0.50%」が成り立つことが好ましい。

10

【0043】

(Cr: 0 ~ 0.80%、Ni: 0 ~ 1.00%、Cu: 0 ~ 1.00%)

Cr、Ni、Cuは、いずれも、鋼板の高強度化に有効な元素である。従って、Cr、Ni、若しくはCu、又はこれらの任意の組み合わせが含有されていてもよい。Cr、Ni、Cuのいずれも、含有量が0.001%未満であると、添加効果が発現しないので、それぞれ、好ましくは0.001%以上、より好ましくは、0.010%以上である。一方、Cr含有量が0.80%を超えるか、Ni含有量が1.00%を超えるか、もしくはCu含有量が1.00%を超えると、添加効果が飽和するとともに、製造コストが上昇する。従って、Cr含有量は0.80%以下、Ni含有量は1.00%以下、Cu含有量は1.00%以下とし、好ましくは、Cr含有量は0.50%以下、Ni含有量は0.50%以下、Cu含有量は0.50%以下である。つまり、「Cr: 0.001 ~ 0.80%」、「Ni: 0.001 ~ 1.00%」、若しくは「Cu: 0.001 ~ 1.00%」、又はこれらの任意の組み合わせが成り立つことが好ましい。

20

【0044】

(V: 0 ~ 0.50%、Nb: 0.0 ~ 0.10%)

V及びNbは、炭化物を形成し、鋼板の高強度化に寄与する元素である。従って、V若しくはNb又はこれらの両方が含有されていてもよい。いずれの元素も、含有量が0.001%未満であると、添加効果が発現しないので、V含有量及びNb含有量はいずれも、好ましくは0.001%以上とし、より好ましくは、V含有量は0.030%以上、Nb含有量は0.005%以上である。一方、V含有量が0.50%を超えるか、もしくはNb含有量が0.10%を超えると、添加効果が飽和するとともに、コストが上昇するので、V含有量は0.50%以下、Nb含有量は0.10%以下とし、好ましくはV含有量は0.30%以下、Nb含有量は0.05%以下である。つまり、「V: 0.001 ~ 0.50%」、若しくは「Nb: 0.001 ~ 0.10%」、又はこれらの両方が成り立つことが好ましい。

30

【0045】

(Ca: 0.00 ~ 0.01%、Mg: 0.00 ~ 0.01%、REM: 0.00 ~ 0.01%、Bi: 0.00 ~ 0.01%)

Ca、Mg、REMは、鋼中介在物の微細分散化に寄与する。また、Biは、鋼中におけるMn、Si等の置換型合金元素のミクロ偏析を軽減する。いずれも、鋼板の靱性及び加工性の向上に寄与する元素である。従って、Ca、Mg、REM、若しくはBi、又はこれらの任意の組み合わせが含有されていてもよい。いずれの元素も、含有量が0.0001%未満では、添加効果が発現しないので、好ましくは0.0001%以上、より好ましくは0.0010%以上である。一方、いずれの元素も、0.01%を超えると、延性を阻害するので、0.01%以下とし、好ましくは0.005%以下である。つまり、「Ca: 0.0001 ~ 0.01%」、「Mg: 0.0001 ~ 0.01%」、「REM: 0.0001 ~ 0.01%」、若しくは「Bi: 0.0001 ~ 0.01%」、又はこれらの任意の組み合わせが成り立つことが好ましい。

40

【0046】

50

次に、本発明の実施形態に係る溶融亜鉛めっき鋼板の鋼組織の限定理由について説明する。以下の説明において、鋼組織を構成する相又は組織の割合の単位である「%」は、特に断りがない限り任意の断面における面積率(%)を意味する。本発明の実施形態に係る溶融亜鉛めっき鋼板は、面積率で、ポリゴナルフェライト：10%以下、上部ベイナイト：20%以下、残留オーステナイト：5%以下、マルテンサイト：70%以上、 $1 \times 10^6 / \text{mm}^2$ 以上の個数密度でFe炭化物を有するマルテンサイト：全マルテンサイトに対して50%以上、かつ、平均有効結晶粒径： $5.0 \mu\text{m}$ 以下で表される鋼組織を有する。

【0047】

(ポリゴナルフェライト：10%以下、上部ベイナイト：20%以下)

ポリゴナルフェライトが10%を超える、又は、上部ベイナイトが20%を超えると、鋼板が軟質化し75%以上の降伏比を得ることが困難となるので、ポリゴナルフェライトは10%以下とし、上部ベイナイトは20%以下とする。好ましくは、ポリゴナルフェライトは5%以下、上部ベイナイトは10%以下である。

【0048】

(残留オーステナイト：5%以下)

残留オーステナイトが5%を超えると、プレス成型後に加工誘起変態により残留オーステナイトから変態したフレッシュマルテンサイトが水素脆化に影響し、優れた耐水素脆化特性を得ることが困難となるので、残留オーステナイトは5%以下とする。好ましくは2%以下である。

【0049】

(マルテンサイト：70%以上)

マルテンサイトが70%未満であると、所要の強度を確保できないので、70%以上とする。好ましくは80%以上である。

【0050】

鋼組織の面積率の算出は次のように行う。ポリゴナルフェライト、上部ベイナイト、パーライト、セメンタイト、マルテンサイト、焼戻しマルテンサイトの面積率については、鋼板の圧延方向断面を切出し、ナイトール液で鋼組織を現出し、現出した鋼組織における $1/8 \sim 3/8$ 厚さ位置を走査型電子顕微鏡(倍率：5000倍、10視野)で撮影し、得られた組織写真から、ポイントカウンティング法によって算出した平均値を面積率とする。

【0051】

残留オーステナイトの面積率については、鋼板の $1/4$ 厚さの面を観察面としてX線回折を行い、bccとfccのピーク面積比から算出した値を面積率とする。

【0052】

($1 \times 10^6 / \text{mm}^2$ 以上の個数密度でFe炭化物を有するマルテンサイト：全マルテンサイトに対して50%以上)

75%以上の降伏比と優れた耐水素脆化特性とを両立させるため、鋼組織に含まれるマルテンサイトのうち、面積率で50%以上の領域を、個数密度 $1.0 \times 10^6 / \text{mm}^2$ 以上のFe炭化物を有するマルテンサイトとする。

【0053】

個数密度 $1.0 \times 10^6 / \text{mm}^2$ 以上のFe炭化物を有するマルテンサイトが全マルテンサイトの50%未満であると、75%以上の降伏比を得ることが困難であるので、個数密度 $1.0 \times 10^6 / \text{mm}^2$ 以上のFe炭化物を有するマルテンサイトは50%以上とする。好ましくは65%以上である。また、Fe炭化物の個数密度が $1.0 \times 10^6 / \text{mm}^2$ 未満であると、優れた耐水素脆化特性が得られないので、Fe炭化物の個数密度は $1.0 \times 10^6 / \text{mm}^2$ 以上とする。好ましくは $5.0 \times 10^6 / \text{mm}^2$ 以上である。

【0054】

マルテンサイトに存在するFe炭化物の個数密度については、鋼板の圧延方向断面を切出し、ナイトール液で鋼組織を現出し、現出した鋼組織における $1/8 \sim 3/8$ 厚さ位置を走査型電子顕微鏡(倍率：5000倍、10視野)で撮影し、得られた組織写真におい

10

20

30

40

50

てFe炭化物の個数を測定し、個数密度を算出する。

【0055】

(平均有効結晶粒径：5.0 μm以下)

有効結晶粒径は、結晶方位差10°以上の粒界に囲まれた領域(後述する)の大きさ(粒径)を意味する。例えば、マルテンサイトでは、ブロック粒径に相当する。

【0056】

優れた耐水素脆化特性を得るため、平均有効結晶粒径を5.0 μm以下とする。平均有効結晶粒径が5.0 μmを超えると、大角粒界の粒界面積が減少して耐水素脆化特性が低下するので、平均有効結晶粒径は5.0 μm以下とする。好ましくは4.0 μm以下である。

10

【0057】

平均有効結晶粒径については、EBSP-OIM(Electron Back Scatter Diffraction Pattern-Orientation Image Microscopy)法で測定する。EBSP-OIM法は、走査型電子顕微鏡(SEM)内で高傾斜した試料に電子線を照射し、後方散乱で形成される菊池パターンを高感度カメラで撮影する。そして、コンピュータによる画像処理で照射点の結晶方位を短時間で測定する。また、ソフトウェアを用いて測定値を解析することが可能である。

【0058】

EBSP-OIM法では、鋼組織の微細構造及び結晶方位を定量的に解析することができる。EBSP-OIM法における分解能は、SEMの分解能に依存するが、最小20 nmの分解能で解析することができる。本発明においては、有効結晶粒界となりうるブロック境界を認識するため閾値10°で鋼の結晶粒界を定義し、方位差10°以上の結晶粒界をマッピングした画像において結晶粒を可視化して、平均結晶粒径を求める。

20

【0059】

(鋼全体の平均転位密度： $1.0 \times 10^{15} / m^2 \sim 1.0 \times 10^{16} / m^2$)

1300 MPa以上の引張強度と、優れた耐水素脆化特性とを両立させるために、鋼全体の平均転位密度を $1.0 \times 10^{15} / m^2 \sim 1.0 \times 10^{16} / m^2$ とすることが好ましい。転位は、材料の強化に寄与するため、高強度化という観点では多量に含む方が良いが、水素脆化特性の観点で、少ない方が好ましい。平均転位密度が $1.0 \times 10^{15} / m^2$ 未満であると、1300 MPa以上の引張強度が得られないため、好ましくは $1.0 \times 10^{15} / m^2$ 以上とし、より好ましくは $5.0 \times 10^{15} / m^2$ 以上である。

30

【0060】

一方、平均転位密度が $1.0 \times 10^{16} / m^2$ を超えると、鋼中の転位と水素との相互作用により、鋼材中の侵入水素量が増加して耐水素脆化特性が劣化するため、好ましくは $1.0 \times 10^{16} / m^2$ 以下とし、より好ましくは $0.5 \times 10^{16} / m^2$ 以下である。

【0061】

鋼全体の平均転位密度については、非特許文献「CAMP-ISIJ Vol. 17 (2004) p. 396」の「X線回折を利用した転位密度の評価方法」に記載の方法に準じて、(110)、(211)、(220)の半価幅から平均転位密度を算出する。

【0062】

上記のような構成の本発明の実施形態に係る溶融亜鉛めっき鋼板によれば、例えば、1300 MPa以上の引張強度、75%以上の降伏比、及び優れた耐水素脆化特性が得られる。引張強度が1300 MPa未満であると、軽量化と衝突安全性を確保することが困難になることがあるため、1300 MPa以上の引張強度が得られることが好ましく、1350 MPa以上の引張強度が得られることがより好ましい。降伏比が75%未満であると、衝突安全性を確保することが困難になることがあるため、75%以上の降伏比が得られることが好ましく、80%以上の降伏比が得られることが好ましい。

40

【0063】

固溶B量が0.0010質量%以上であることが好ましく、旧オーステナイト粒径が1.0 μm~7.0 μmであることが好ましい。固溶Bは旧オーステナイト粒の粒界強度を

50

高めて鋼板の靱性及び耐水素脆性の向上に寄与する。しかし、固溶B量が0.0010質量%未満では、十分な靱性及び耐水素脆性が得られないことがある。従って、固溶B量は好ましくは0.0010質量%以上とし、より好ましくは0.0015質量%以上とする。また、旧オーステナイト粒径が1.0 μm 未満では、旧オーステナイト粒の粒界面積が大きすぎて固溶Bによる粒界面積の向上が十分とならないことがある。従って、旧オーステナイト粒径は好ましくは1.0 μm 以上とし、好ましくは2.0 μm 以上である。一方、旧オーステナイト粒径が7.0 μm 超では、材料の靱性が劣化するため耐水素脆化特性も劣化する。従って、旧オーステナイト粒径は好ましくは7.0 μm 以下とする。

【0064】

固溶B量は、溶融亜鉛めっき鋼板に含まれるBの総質量からボロン化合物等の析出物に含まれるBの質量を減ずることにより算出できる。析出物に含まれるBの質量は、抽出残渣法によりB析出物の質量を測定し、これをB析出物に含まれるBの質量に換算することで得られる。抽出残渣法によるB析出物の定量方法は、例えば非特許文献2に記載されている。旧オーステナイト粒径は、鋼板の圧延方向断面を切出し、ピクリン酸アルコール溶液で旧オーステナイト粒界を現出し、現出した旧オーステナイト粒界における1/8~3/8厚さ位置を走査型電子顕微鏡(倍率:1000倍、5視野)で撮影し、得られた組織写真から線分法により算出した平均値を用いる。

【0065】

固溶B量と旧オーステナイト粒径との積が0.0010質量% $\cdot\mu\text{m}$ 以上であることが好ましい。旧オーステナイト粒径が小さいほど、旧オーステナイト粒の粒界面積が大きい。このため、一定の粒界面積を得るためには、旧オーステナイト粒径が小さいほど、多くの固溶Bが必要とされる。このような観点で本発明者らが調査を行ったところ、固溶B量と旧オーステナイト粒径との積が0.0010質量% $\cdot\mu\text{m}$ 以上の場合に、特に優れた耐水素脆化特性が得られることが明らかになった。

【0066】

次に、本発明の実施形態に係る溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法について説明する。この製造方法では、上記の化学組成を有するスラブの熱間圧延、冷間圧延、連続焼鈍、溶融亜鉛めっき処理、合金化処理及び焼戻しをこの順で行う。

【0067】

熱間圧延では、スラブ加熱、粗圧延、仕上げ圧延及び冷却を行う。

【0068】

スラブ加熱温度は1180以上とする。スラブ加熱温度が1180未満では、スラブ中のボロン化合物を十分に溶解させることができず、十分な量の固溶ボロンを確保できない。スラブとしては、例えば、連続鋳造で得たスラブ、造塊法で作製したスラブ、薄スラブ鋳造法で鋳造したスラブを用いることができる。スラブは鋳造後に1180以上の温度に保持したまま熱間圧延設備に供してもよく、1180未満の温度、例えば室温まで冷却した後に加熱して熱間圧延設備に供してもよい。

【0069】

粗圧延では、温度を1050以上1150以下とし、総圧下率を50%以上とする。熱間圧延中に十分に再結晶を生じさせ、熱延鋼板の組織を均質なものにするためである。

【0070】

仕上げ圧延では、1050以下の温度で行う最初のパスから、最後から2番目のパスまでの総圧下率を60%以上95%以下とし、最終パスの圧延率を5%以上30%以下とし、最終パスの温度を880以上980以下とする。1050以下の温度で行う最初のパスから、最後から2番目のパスまでの総圧下率が95%超であったり、最終パスの圧延率が30%超であったりすると、仕上げ圧延中にボロン化合物の析出が促進され、十分な量の固溶ボロンを確保できない。最終パスの温度を880未満でも、仕上げ圧延中にボロン化合物の析出が促進され、十分な量の固溶ボロンを確保できない。1050以下の温度で行う最初のパスから、最後から2番目のパスまでの総圧下率が60%未満であった

10

20

30

40

50

り、最終パスの圧延率が10%未満であったりすると、熱延鋼板の組織が粗大化し、所望の有効結晶粒径が得られない。

【0071】

冷却は仕上げ圧延終了から1秒間以上経過してから行い、5 /秒以上50 /秒以下の冷却速度で450 以上700 以下の温度まで冷却し、その温度で巻き取りを行う。冷却を仕上げ圧延終了から1秒間以上経過する前に開始すると、オーステナイトが十分に再結晶せず、異方性が顕在化する。冷却速度が5 /秒未満であると、高温域でのフェライト変態が促進され、熱延鋼板の組織が粗大化し、所望の有効結晶粒径が得られない。冷却速度の上限は特に設けないが、実質50 /秒以上とすることは困難である。巻き取り温度が700 超では、熱延鋼板の組織が粗大化し、所望の有効結晶粒径が得られなかつたり、ボロン化物の析出が促進され、十分な量の固溶ボロンを確保できなかつたりする。巻き取り温度が450 未満では、熱延鋼板の強度が過剰となり、その後の冷間圧延が困難になる。巻き取り温度は好ましくは500 以上650 以下とする。

10

【0072】

巻き取り後に、熱延鋼板の酸洗を常法に従って行う。熱延鋼板のスキンパス圧延を行ってもよい。スキンパス圧延により、形状を矯正したり、酸洗性を向上したりすることができる。

【0073】

冷間圧延では、圧下率を20%以上80%以下とする。圧下率が20%未満では、焼鈍において微細なオーステナイト粒を得ることができない。一方、圧下率が80%超では、圧延加重が過大となり冷延ミルの負荷増大を招く。圧下率は好ましくは30%以上70%以下とする。

20

【0074】

連続焼鈍では、昇温、保持、及び冷却を行う。

【0075】

昇温では、700 以上Ac₃点以下の温度域における平均加熱速度を0.1 /秒以上10 /秒以下とする。この平均加熱速度を10 /秒以下とすることで、ボロン元素のオーステナイト粒界への偏析を促進することができる。一方、この平均加熱速度が0.1 /秒未満では、鋼板の加熱に長時間を要し、生産性が損なわれるため、これを実質的な下限とする。

30

【0076】

昇温後、Ac₃点以上900 以下の温度域に1秒間以上500秒間以下の時間だけ保持する。保持温度がAc₃点未満であったり、保持時間が1秒間未満であったりすると、十分にオーステナイト化することができない。一方、保持温度が900 超では、オーステナイト粒が粗大化し、有効結晶粒径が過大となって耐水素脆性が劣化する。保持時間が500秒間超では、生産性が損なわれる。

【0077】

保持後、保持温度から450 以上600 以下の温度までの冷却を行う。保持温度から650 までの平均冷却速度は0.5 /秒以上とする。この平均冷却速度が0.5 /秒未満では、フェライト変態が過剰に進行し、ポリゴナルフェライトの面積率が10%を超えることがある。650 から450 以上600 以下の温度までの平均冷却速度は3 /秒以上とする。この平均冷却速度が3 /秒未満では、フェライト変態が過剰に進行し、ポリゴナルフェライトの面積率が10%を超えることがある。3 /秒以上の平均冷却速度で450 未満の温度まで冷却を継続すると、上部ベイナイトの生成が促進されて、上部ベイナイトの面積率が20%を超えることがある。3 /秒以上の平均冷却速度での冷却は、好ましくは470 以上で停止する。3 /秒以上の平均冷却速度での冷却を600 超で停止すると、その後にフェライトの生成が促進されて、フェライト面積率が10%を超えることがある。保持温度から450 以上600 以下の温度までの平均冷却速度を3 /秒以上としてもよい。

40

【0078】

50

熔融亜鉛めっき処理では、保持及びめっき浴への浸漬を行う。

【0079】

保持は、連続焼鈍の3 / 秒以上の平均冷却速度での冷却から開始し、保持温度を450以上600以下、保持時間を1秒間以上1000秒間以下とする。保持温度が450未満では、上部ベイナイトの生成が促進され、保持温度が600超では、フェライトの生成が促進される。保持時間が1000秒間超では、上部ベイナイトが過剰に生成する。保持時間は好ましくは500秒以下、より好ましくは100秒以下とする。保持時間を1秒未満とすることは、実作業上困難である。

【0080】

めっき浴としては、Fe、Si、Al、Mg、Mn、Cr、Ti及びPb等の不純物が含まれていてもよい。例えば、めっき浴の温度は420以上500以下、鋼板の侵入板温は420以上500以下、浸漬時間は5秒間以下、目付量は片面あたり25g/m²以上75g/m²以下とする。目付量は、例えばガスワイピング等の公知の方法で制御することができる。

【0081】

合金化処理では、処理温度への制御及び冷却を行う。

【0082】

合金化処理の処理温度は480以上600以下とする。めっき浴後の鋼板の温度が480未満になっている場合、480以上600以下の温度まで加熱する。処理温度が480未満では、合金化の進行が遅く、生産性が損われたり、合金化のむらが発生したりすることがある。処理温度は好ましくは500以上とする。一方、処理温度が600超では、合金化が過度に進行して、鋼板のパウダリング性が劣化する。処理温度は好ましくは580以下とする。

【0083】

その後、合金化処理の処理温度から(Ms点-80)以下の温度までの冷却を行う。この冷却での平均冷却速度は5 / 秒以上とする。この平均冷却速度が5 / 秒未満では、ベイナイトが過剰に生成し、所望のミクロ組織を得ることが困難となる。5 / 秒以上の平均冷却速度での冷却を(Ms点-80)超で停止すると、マルテンサイトの生成量が不足し、1×10⁶/mm²以上の個数密度でFe炭化物を有するマルテンサイトの量が不足する。5 / 秒以上の平均冷却速度での冷却の停止温度は好ましくは(Ms点-120)以下とする。

【0084】

焼戻しでは、200以上400以下の温度域に5秒間以上500秒間未満の保持を行う。保持温度が200未満であったり、保持時間が5秒間未満であったりすると、焼戻しが不十分となり、その結果、1×10⁶/mm²以上の個数密度でFe炭化物を有するマルテンサイトが全マルテンサイトの50%未満となったり、平均転位密度が1.0×10¹⁶/m²超となったりすることがある。保持温度は好ましくは220以上とする。一方、保持温度が400超であったり、保持時間が500秒間以上であったりすると、焼戻しが過剰になり、その結果、十分な引張強度が得られない。保持温度は好ましくは350以下とする。焼戻しは、熔融亜鉛めっきライン内にて一連の熱処理として行ってもよく、熔融亜鉛めっき処理の後に常温で巻き取った後に熱処理装置を用いた熱処理として行ってもよい。

【0085】

合金化処理における5 / 秒以上の平均冷却速度での冷却の停止温度が200以上400以下である場合、そのまま200以上400以下の温度域に5秒間以上500秒間以下保持してもよい。合金化処理における5 / 秒以上の平均冷却速度での冷却の停止温度が200未満の場合は、200以上400以下の温度まで加熱する。この際の昇温速度は生産性の観点から好ましくは1 / 秒以上とする。

【0086】

合金化処理は省略してもよい。この場合、めっき浴から排出した鋼板を5 / 秒以上の

10

20

30

40

50

平均冷却速度で（Ms点 - 80）以下の温度まで冷却し、その後、200 以上400 以下の温度域に5秒間以上500秒間以下保持する焼戻しを行う。合金化処理を省略した場合でめっき浴から排出した時の温度が200 以上360 以下である場合、焼戻しのためにそのまま200 以上400 以下の温度域に5秒間以上500秒間以下保持してもよい。めっき浴から排出した時の温度が200 未満の場合は、焼戻しのために200 以上400 以下の温度まで加熱する。この際の昇温速度は生産性の観点から好ましくは1 /秒以上とする。

【0087】

溶融亜鉛めっき処理後に調質圧延を行ってもよい。調質圧延により、例えば、鋼板の平坦度を矯正したり、表面粗度を調整したりすることができる。調質圧延による伸び率は、延性の劣化を避けるため、2%以下とすることが好ましい。

10

【実施例】

【0088】

次に、本発明の実施例について説明するが、実施例での条件は、本発明の実施可能性及び効果を確認するために採用した一条件例であり、本発明は、この一条件例に限定されるものではない。本発明は、本発明の要旨を逸脱せず、本発明の目的を達成する限りにおいて、種々の条件を採用し得るものである。

【0089】

（実施例1）

表1に示す化学組成を有する鋼を溶製して鑄片とし、該鑄片に、表2に示す熱延条件で熱間圧延を施して、厚さ3mmの熱延鋼板とした。該熱延鋼板に酸洗を施した後、表2に示す冷延条件（圧下率）で冷間圧延を施し、厚さ1.2mmの冷延鋼板とした。表1中の空欄は、当該元素の含有量が検出限界未満であったことを示し、残部はFe及び不純物である。表1中の下線は、その数値が本発明の範囲から外れていることを示す。

20

【0090】

【表 1】

鋼種	化学組成(mass%)																Ms (°C)	備考						
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Mo	V	Al	Ti	Nb	B	Ca	Mg			Bi	Ce	Zr	Hf	REM	N
A	0.172	0.05	2.70	0.010	0.0019					0.023	0.030		0.0021									0.0034	383	発明例
B	0.180	0.75	2.60	0.009	0.0020					0.020	0.028		0.0019									0.0038	384	発明例
C	0.177	1.85	2.65	0.009	0.0020					0.020	0.030		0.0020									0.0039	383	発明例
D	0.189	0.45	2.65	0.010	0.0016				0.065	0.028	0.030		0.0017									0.0030	379	発明例
E	0.161	0.04	2.70	0.011	0.0020				0.095	0.026	0.030		0.0022									0.0033	387	発明例
F	0.187	0.03	2.34	0.009	0.0019				0.102	0.024	0.030		0.0020									0.0029	391	発明例
G	0.195	0.03	2.71	0.009	0.0018					0.020	0.028		0.0019									0.0035	375	発明例
H	0.189	0.02	2.70	0.010	0.0021				0.099	0.020	0.027		0.0017									0.0030	377	発明例
I	0.191	0.02	2.67	0.012	0.0015				0.099	0.020	0.027		0.0008									0.0030	377	発明例
J	0.185	0.05	2.72	0.010	0.0020				0.055	0.030	0.030		0.0021									0.0035	377	発明例
K	0.170	0.03	2.74	0.011	0.0034				0.058	0.020	0.025		0.0021									0.0034	378	発明例
L	0.190	0.02	2.66	0.008	0.0021				0.097	0.029	0.027		0.0019									0.0035	376	発明例
M	0.184	0.02	2.70	0.009	0.0021				0.110	0.020	0.027		0.0020									0.0030	375	発明例
N	0.190	0.01	2.71	0.010	0.0017				0.100	0.020	0.028		0.025									0.0039	376	発明例
O	0.201	0.02	2.68	0.008	0.0016					0.027	0.030		0.027									0.0034	374	発明例
P	0.166	0.02	2.69	0.011	0.0021	0.200			0.099	0.020	0.027		0.0019									0.0033	383	発明例
Q	0.174	0.04	2.67	0.013	0.0025				0.088	0.029	0.031		0.0022									0.0036	379	発明例
R	0.157	0.02	2.73	0.009	0.0021				0.200	0.025	0.033		0.0018									0.0034	384	発明例
S	0.186	0.03	2.71	0.010	0.0022					0.019	0.027		0.0019		0.0036							0.0030	377	発明例
T	0.188	0.02	2.73	0.007	0.0016				0.096	0.018	0.028		0.0020									0.0037	376	発明例
U	0.190	0.02	2.70	0.012	0.0021				0.101	0.023	0.028		0.0018				0.0044					0.0035	376	発明例
V	0.184	0.01	2.68	0.013	0.0029				0.099	0.020	0.030		0.0021				0.0042					0.0035	379	参考例
W	0.187	0.02	2.72	0.010	0.0030				0.105	0.020	0.026		0.0022					0.0022				0.0032	376	参考例
X	0.191	0.02	2.70	0.007	0.0018				0.094	0.027	0.031		0.0020						0.0024			0.0029	376	参考例
Y	0.190	0.01	2.69	0.010	0.0015				0.096	0.028	0.033		0.0019								0.0033	0.0030	377	発明例
Z	0.204	0.02	1.75	0.010	0.0022				0.103	0.028	0.027		0.0019									0.0028	408	比較例
AA	0.102	0.02	2.70	0.011	0.0020				0.099	0.020	0.029		0.0020									0.0028	408	比較例
AB	0.360	0.03	2.65	0.007	0.0021				0.100	0.029	0.028		0.0017									0.0035	317	比較例
AC	0.183	0.02	2.66	0.008	0.0015				0.102	0.020	検出限界未満		0.0018									0.0030	380	比較例
AD	0.190	0.01	2.70	0.010	0.0021				0.099	0.019	0.034		検出限界未満									0.0035	376	比較例
AE	0.176	0.03	4.20	0.011	0.0024				0.090	0.023	0.030		0.0021									0.0035	323	比較例
AF	0.190	0.02	2.71	0.011	0.0026				0.099	0.020	0.031		0.0200									0.0030	376	比較例
AG	0.193	2.34	2.48	0.013	0.0031				0.057	0.026	0.029		0.0028									0.0032	372	比較例
AH	0.199	0.05	2.72	0.011	0.0032				0.099	0.021	0.120		0.0022									0.0028	367	比較例

10

20

30

40

【表 2】

条件	熱間圧延					冷間圧延			
	スラブ 加熱温度 (°C)	粗圧延 総圧下率 (%)	仕上げ圧延		温度FT (°C)	Δt (s)	冷却速度 (°C/s)	巻取温度 (°C)	圧下率 (%)
		圧下率R1 (%)	圧下率R2 (%)						
a	1250	85	90	18	900	1.6	10.0	550	50.0
b	1250	85	90	18	900	1.2	10.0	550	50.0
c	1250	85	90	18	900	1.3	10.0	550	50.0
d	1250	85	90	18	900	1.2	10.0	550	50.0
e	1250	85	90	18	900	1.4	10.0	550	50.0
f	1250	85	90	18	900	1.4	10.0	550	50.0
g	1250	85	90	18	900	1.2	10.0	550	50.0
h	1250	85	90	18	900	1.5	10.0	550	50.0
i	1250	85	90	18	900	1.6	10.0	550	50.0
j	1250	85	90	18	900	1.4	10.0	550	50.0
k	1250	85	90	18	900	1.3	10.0	550	50.0
l	1250	85	90	18	900	1.4	10.0	550	50.0
m	1250	85	90	18	900	1.2	10.0	550	50.0
n	1250	85	90	18	900	1.1	10.0	550	50.0
o	1250	85	90	18	900	1	10.0	550	50.0
p	1250	85	90	18	900	1.3	10.0	550	50.0
q	1250	85	90	18	900	1.2	10.0	550	50.0
r	1250	85	90	18	900	1.2	10.0	550	50.0
s	1250	85	90	18	900	1.5	10.0	550	50.0
t	1250	85	90	18	900	1.4	10.0	550	50.0
u	1250	85	90	18	900	1.2	10.0	550	50.0
v	1250	85	90	18	900	1.3	10.0	550	50.0
w	1250	85	90	18	900	1.2	10.0	550	50.0

R1: 1050°C以下～仕上げ最終パス前までの総圧下率

R2: 仕上げ最終パスでの圧下率

FT: 仕上げ最終パスの温度

Δt : 仕上げ圧延の完了から冷却開始までの経過時間

【0092】

得られた冷延鋼板に、図1及び表3に示す熱処理条件で熱処理を施した後、図1及び表3に示すめっき条件で溶融亜鉛めっきを施した。さらに、図1及び表3に示す条件で合金化処理、二次冷却、再加熱、及び三次冷却を行い、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を得た。

【0093】

10

20

30

40

【 表 3 】

条件	連続焼鈍					溶融亜鉛めっき処理			合金化処理			焼戻し	
	加熱速度 HR (°C/s)	保持温度 T1 (°C)	保持時間 t1 (s)	一次冷却 速度CR1 (°C/s)	一次冷却 停止温度 T2 (°C)	二次冷却 速度CR2 (°C/s)	保持温度 T3 (°C)	保持時間 t2 (s)	保持温度 T4 (°C)	三次冷却 速度CR3 (°C/s)	三次冷却 停止温度 T5 (°C)	保持温度 T6 (°C)	保持時間 t3 (s)
a	2.7	840	96	10.3	470	5	550	78	540	10	170	280	8
b	2.7	830	96	7.8	480	5	560	78	550	10	170	320	10
c	2.7	880	96	8.2	480	5	550	78	550	10	170	300	9
d	2.7	750	96	8.8	470	5	560	78	550	10	170	330	10
e	2.7	840	96	7.7	475	5	400	78	520	10	170	320	10
f	2.7	810	96	9.6	480	5	590	78	550	10	170	320	10
g	2.7	850	96	7.5	475	5	550	78	550	10	290	320	9
h	2.7	840	96	10.8	470	5	580	78	560	10	210	320	10
i	2.7	830	96	9.5	470	5	550	78	550	10	30	310	10
j	2.7	830	96	8.5	470	5	570	78	550	10	20	20	0
k	2.7	840	96	13.4	475	5	550	78	550	10	170	280	7
l	2.7	830	96	8.0	470	5	560	78	560	10	170	200	0
m	2.7	840	96	8.2	470	5	550	78	550	10	170	470	15
n	2.7	850	96	17.0	480	5	570	78	550	10	170	320	4
o	2.7	840	96	9.0	480	5	540	78	540	10	170	310	70
p	2.7	860	96	8.0	475	5	560	78	550	10	170	320	500
q	2.7	860	96	15.0	475	5	550	78	570	10	170	320	10
r	2.7	950	96	8.5	470	5	550	78	550	10	170	320	10
s	2.7	830	96	13.8	470	5	570	390	540	10	170	300	9
t	2.7	840	96	13.8	475	5	560	670	540	10	170	300	9
u	2.7	830	96	7.6	475	5	580	78	540	10	40	300	91
v	2.7	840	96	8.7	470	5	580	78	540	10	30	340	100
w	2.7	830	96	8.7	470	5	580	78	550	10	150	310	94

HR: 750°C以上Ac3点以下での平均加熱速度

【 0 0 9 4 】

10

20

30

40

50

得られた合金化溶融亜鉛めっき鋼板から、圧延方向に直角の方向において J I S 5 号引張試験片を採取し、引張試験を行い、引張強度 (T S)、全伸び (E L) を測定した。日本鉄鋼連盟規格の「 J F S T 1 0 0 1 穴広げ試験方法」に従って、穴広げ率 () を測定した。さらに前述の方法に従って、鋼組織を同定した。

【 0 0 9 5 】

耐水素脆化特性の評価は、以下の試験方法で行った。

【 0 0 9 6 】

得られた合金化溶融亜鉛めっき鋼板から、クリアランス 1 0 % で 3 0 m m に打ち抜いた試験片を採取し、打ち抜いた試験片を p H 1 の塩酸水溶液に最長 2 4 時間浸漬した。3 時間毎に試験片の打抜き端面を観察し、割れの有無を観察した。1 2 時間の浸漬の後も割れが認められないものを合格とした。

10

【 0 0 9 7 】

表 4 と表 5 (表 4 の続き) に、得られた結果を示す。表 4 又は表 5 中の下線は、その数値が本発明の範囲から外れていることを示す。

【 0 0 9 8 】

【表4】

試験 No.	鋼種	条件	TS (MPa)	YS (MPa)	YR (%)	EL (%)	λ (%)	割れ発生時間 (h)	V α (%)	VP θ (%)	VUB (%)	V γ (%)	VM (%)	VTM* (%)	平均有効結晶粒径 (μm)	備考
1	A	a	1345	1055	78.4	8.3	50	15	0	0	15	1	84	80	4.7	発明例
2	A	b	1303	1109	85.1	7.1	60	21	0	0	13	1	86	90	4.6	発明例
3	A	c	1364	1100	80.6	7.7	55	18	0	0	10	2	88	90	4.8	発明例
4	A	d	1054	682	64.7	13.8	31	15	39	0	13	3	45	95	5.0	比較例
5	A	e	1312	958	73.0	9.0	45	3	0	0	35	3	62	95	4.6	比較例
6	A	j	1406	1014	72.1	8.5	36	3	0	0	12	2	86	30	4.7	比較例
7	A	u	1337	1068	79.9	7.6	50	15	0	0	11	1	88	80	4.8	発明例
8	A	v	1305	1092	83.7	7.5	47	15	0	0	13	0	87	90	4.8	発明例
9	A	w	1330	1057	79.5	7.8	54	15	0	0	10	2	88	90	4.8	発明例
10	B	a	1351	1027	76.0	8.4	43	15	0	0	14	4	82	70	4.6	発明例
11	B	b	1310	1053	80.4	7.7	55	18	0	0	12	2	86	90	4.7	発明例
12	B	c	1333	1101	82.6	7.6	63	21	0	0	10	1	89	95	4.8	発明例
13	C	d	1395	1004	72.0	13.4	30	3	18	0	13	8	61	40	4.7	比較例
14	D	a	1379	1079	78.2	8.0	50	割れ無し	0	0	3	2	95	85	3.2	発明例
15	D	b	1337	1131	84.6	7.5	64	割れ無し	0	0	3	0	97	95	3.2	発明例
16	D	c	1350	1150	85.2	7.5	65	割れ無し	0	0	0	0	100	95	3.1	発明例
17	E	a	1315	1034	78.6	8.4	55	割れ無し	0	0	2	1	97	90	3.0	発明例
18	E	j	1388	996	71.8	8.5	45	3	0	0	3	2	95	35	2.7	比較例
19	E	r	1340	1134	84.6	7.6	65	6	0	0	0	1	99	90	6.8	比較例
20	E	u	1342	1036	77.2	8.4	56	18	0	0	2	1	97	90	3.0	発明例
21	E	v	1312	1070	81.6	8.0	60	18	0	0	3	0	97	95	3.2	発明例
22	E	w	1344	1033	76.9	8.0	58	18	0	0	3	0	97	95	3.4	発明例
23	F	a	1324	1019	77.0	8.8	60	割れ無し	5	0	7	0	88	95	3.5	発明例
24	G	a	1401	1092	77.9	8.0	45	15	0	0	13	2	85	90	4.7	発明例
25	H	a	1380	1094	79.3	8.1	55	割れ無し	0	0	2	2	96	90	2.6	発明例
26	H	b	1331	1122	84.3	7.6	65	割れ無し	0	0	2	1	97	95	2.5	発明例
27	H	c	1348	1125	83.5	7.7	62	割れ無し	0	0	0	0	100	95	3.0	発明例
28	H	f	1325	1069	80.7	9.1	48	割れ無し	0	0	8	2	90	90	2.5	発明例
29	H	i	1334	1136	85.2	7.5	67	割れ無し	0	0	0	0	100	95	2.7	発明例
30	H	k	1405	1063	75.7	8.5	40	15	0	0	3	2	95	60	2.7	発明例
31	H	l	1438	1011	70.3	8.6	35	3	0	0	2	3	95	40	2.6	比較例
32	H	m	1201	1137	94.7	6.6	70	割れ無し	0	0	2	0	98	100	3.2	比較例
33	H	n	1333	1116	83.7	8.0	65	割れ無し	0	0	2	1	97	90	2.8	発明例
34	H	o	1308	1124	85.9	7.9	60	15	0	0	2	1	97	100	3.0	発明例

TS: 引張強度
 YS: 降伏強度
 YR: 100×降伏強度/引張強度
 EL: 全伸び
 λ : 穴広げ率

V α : フェライトの面積率
 VP θ : パーライト+セメンタイトの面積率
 VUB: 上部ベイナイトの面積率
 V γ : 残留オーステナイトの面積率
 VM: マルテンサイトの面積率
 VTM*: 全マルテンサイトに占める

個数密度が $1.0 \times 10^6/\text{mm}^2$ 以上のFe炭化物を含むマルテンサイトの割合

【0099】

10

20

30

40

【表5】

試験 No.	鋼種	条件	TS (MPa)	YS (MPa)	YR (%)	EL (%)	λ (%)	割れ発生時間 (h)	Vα (%)	VPθ (%)	VUB (%)	Vγ (%)	VM (%)	VTM* (%)	有効結晶粒径 (μm)	備考
35	H	p	1247	1165	93.4	7.0	65	18h	0	0	3	0	97	100	3.0	比較例
36	H	q	1333	1121	84.1	8.0	63	割れ無し	0	0	3	2	95	95	2.7	発明例
37	H	r	1375	1158	84.2	7.4	65	6h	0	0	0	1	99	95	7.0	比較例
38	H	s	1336	1095	82.0	8.2	59	割れ無し	0	0	0	5	95	95	2.8	発明例
39	H	t	1324	1101	83.2	8.0	61	割れ無し	0	0	0	g	92	95	2.7	比較例
40	H	u	1368	1076	78.7	8.2	56	18h	0	0	2	3	95	90	2.8	発明例
41	H	v	1335	1127	84.4	7.9	65	18h	0	0	2	0	98	95	2.9	発明例
42	H	w	1343	1100	81.9	8.1	60	18h	0	0	2	0	98	95	2.8	発明例
43	I	b	1314	1123	85.5	7.5	65	18h	0	0	7	1	92	95	2.8	発明例
44	J	a	1314	1059	80.6	8.8	65	割れ無し	0	0	8	1	91	95	2.9	発明例
45	K	a	1378	1086	78.8	8.2	50	割れ無し	0	0	7	2	91	95	1.9	発明例
46	K	j	1414	1006	71.1	8.7	35	3h	0	0	6	3	91	25	1.9	比較例
47	L	a	1350	1077	79.8	8.1	55	割れ無し	0	0	6	3	91	95	1.9	発明例
48	M	a	1326	1068	80.5	8.0	45	15h	0	0	13	3	84	95	3.7	発明例
49	N	a	1342	1111	82.8	8.5	55	割れ無し	0	0	7	2	91	95	1.8	発明例
50	O	a	1316	1028	78.1	8.9	45	18h	0	0	15	2	83	95	1.7	発明例
51	P	a	1357	1067	78.6	8.7	60	割れ無し	0	0	0	1	99	90	2.8	発明例
52	Q	a	1346	1041	77.3	8.4	60	割れ無し	0	0	0	1	99	90	2.9	発明例
53	R	a	1318	1009	76.6	9.0	50	割れ無し	0	0	7	3	90	90	3.0	発明例
54	S	a	1346	1113	82.7	8.0	61	割れ無し	0	0	3	1	96	95	3.0	発明例
55	T	a	1342	1100	82.0	7.9	63	割れ無し	0	0	4	1	95	95	2.7	発明例
56	U	a	1359	1092	80.4	8.4	66	割れ無し	0	0	3	1	96	95	2.8	発明例
57	V	a	1352	1085	80.3	7.7	67	割れ無し	0	0	4	1	95	95	2.7	参考例
58	W	a	1375	1095	79.6	8.0	64	割れ無し	0	0	3	3	94	95	2.6	参考例
59	X	a	1363	1079	79.2	8.4	61	割れ無し	0	0	3	1	96	95	3.0	参考例
60	Y	a	1366	1120	82.0	8.1	57	割れ無し	0	0	4	2	94	95	2.7	発明例
61	Z	a	1031	677	65.7	14.5	40	割れ無し	36	0	43	6	15	0	5.5	比較例
62	AA	a	1101	882	80.1	9.0	55	割れ無し	0	0	4	2	94	95	3.1	比較例
63	AB	a	1796	1406	78.3	8.2	20	3h	0	0	0	8	92	80	2.5	比較例
64	AC	a	1201	810	67.4	9.8	30	6h	7	0	28	3	62	90	4.5	比較例
65	AD	a	1156	743	64.3	12.2	30	3h	15	0	39	2	44	90	3.1	比較例
66	AE	a	1675	1128	67.3	8.6	15	3h	0	0	0	9	91	35	2.3	比較例
67	AF	a	1163	874	75.2	13.1	42	3h	25	0	30	3	42	95	3.7	比較例
68	AG	a	1312	1121	85.4	8.1	52	割れ無し	20	0	13	2	65	80	3.5	比較例
69	AH	a	1329	1092	82.2	9.2	23	3h	8	0	5	2	85	92	2.9	比較例

TS: 引張強度
 YS: 降伏強度
 YR: 100×降伏強度/引張強度
 EL: 全伸び
 λ: 穴広げ率

Vα: フェライトの面積率
 VPθ: パーライト+セメンタイトの面積率
 VUB: 上部ベイナイトの面積率
 Vγ: 残留オーステナイトの面積率
 VM: マルテンサイトの面積率
 VTM*: 全マルテンサイトに占める
 個数密度が $1.0 \times 10^6 / \text{mm}^2$ 以上のFe炭化物を含むマルテンサイトの割合

10

20

30

【0100】

化学組成及び製造方法が、本発明の範囲内にある発明例では、鋼組織が本発明の範囲にあり、1300MPa以上の引張強度、75%以上の降伏比(YR)、良好な耐水素脆性が得られている。一方、化学組成及び鋼組織の一方又は両方が、本発明の範囲外にある比較例では、所望の機械特性が得られていない。

【0101】

(実施例2)

表1に示す化学組成の鋼板の一部に、表6に示す熱延条件で熱間圧延を施し、厚さ3mmの熱延鋼板とした。この熱延鋼板に酸洗を施した後、表6に示す冷延条件(圧下率)で冷間圧延を施し、厚さ1.2mmの冷延鋼板とした。

【0102】

40

【表 6】

条件	熱間圧延						冷間圧延		
	スラブ 加熱温度 (°C)	粗圧延	仕上げ圧延			Δt (s)	冷却速度 (°C/s)	巻取温度 (°C)	圧下率 (%)
		総圧下率 (%)	圧下率R1 (%)	圧下率R2 (%)	温度FT (°C)				
x	1250	85	90	18	900	1.1	10	550	50
y	1250	85	90	18	900	1.2	10	550	50
z	1250	85	90	18	900	0.9	10	550	50
aa	1250	85	90	18	900	1.1	10	550	50
ab	1250	85	90	18	900	1.4	10	550	50

10

R1: 1050°C以下～仕上げ最終パス前までの総圧下:

R2: 仕上げ最終パスでの圧下率

FT: 仕上げ最終パスの温度

Δt : 仕上げ圧延の完了から冷却開始までの経過時間

【0103】

得られた冷延鋼板に、図2及び表7に示す熱処理条件で熱処理を施した後、図2及び表7に示すめっき条件で溶融亜鉛めっきを施した。さらに、図2及び表7に示す条件で二次冷却、再加熱、及び三次冷却を行い、溶融亜鉛めっき鋼板を得た。

【0104】

20

【 表 7 】

条件	連続焼鈍						溶融亜鉛めっき処理			合金化処理 (冷却のみ)			焼戻し	
	加熱速度 HR (°C/s)	保持温度 T1 (°C)	保持時間 t1 (s)	一次冷却 速度CR1 (°C/s)	一次冷却 停止温度 T2 (°C)	二次冷却 速度CR2 (°C/s)	保持温度 T3 (°C)	保持時間 t2 (s)	保持温度 T4 (°C)	三次冷却 速度CR3 (°C/s)	三次冷却 停止温度 T5 (°C)	保持温度 T6 (°C)	保持時間 t3 (s)	
x	2.7	840	96	10.3	470	4	560	なし	8	170	300	9		
y	2.7	820	96	10.3	475	4	560	なし	8	20	320	9		
z	2.7	830	96	10.3	470	4	570	なし	8	170	350	10		
aa	2.7	840	96	10.3	475	4	550	なし	8	20	310	95		
ab	2.7	840	96	10.3	470	4	550	なし	8	20	280	90		

HR: 750°C以上Ac3点以下の平均加熱速度

得られた熔融亜鉛めっき鋼板から、圧延方向に直角の方向において J I S 5 号引張試験片を採取し、引張試験を行い、引張強度 (T S)、全伸び (E L) を測定した。日本鉄鋼連盟規格の「 J F S T 1 0 0 1 穴拡げ試験方法」に従って、穴広げ率 () を測定した。前述の方法に従って、鋼組織を同定した。

【 0 1 0 6 】

耐水素脆化特性の評価は、以下の試験方法で行った。

【 0 1 0 7 】

得られた熔融亜鉛めっき鋼板から、クリアランス 1 0 % で 3 0 m m に打ち抜いた試験片を採取し、打ち抜いた試験片を p H 1 の塩酸水溶液に最長 2 4 時間浸漬した。3 時間毎に試験片の打抜き端面を観察し、割れの有無を観察した。1 2 時間の浸漬の後も割れが認められないものを合格とした。

10

【 0 1 0 8 】

表 8 に、得られた結果を示す。

【 0 1 0 9 】

【表 8】

試験 No.	鋼種	条件	TS (MPa)	YS (MPa)	YR (%)	EL (%)	λ (%)	割れ発生時間 (h)	$V\alpha$ (%)	$VP\theta$ (%)	VUB (%)	$V\gamma$ (%)	VM (%)	VTM* (%)	平均有効結晶粒径 (μm)	備考
71	A	x	1324	1054	79.6	8.2	50	15	0	0	14	1	85	80	4.8	発明例
72	A	y	1310	1067	81.5	8.0	55	18	0	0	13	1	86	90	4.7	発明例
73	A	aa	1330	1073	80.7	7.9	50	18	0	0	12	3	85	95	4.7	発明例
74	A	ab	1312	1086	82.8	8.0	47	15	0	0	12	1	87	95	4.8	発明例
75	E	x	1367	1101	80.5	7.9	60	割れ無し	0	0	2	1	97	90	2.6	発明例
76	E	y	1343	1118	83.2	8.1	65	割れ無し	0	0	2	1	97	95	2.8	発明例
77	E	aa	1358	1045	77.0	8.4	57	18	0	0	2	1	97	90	3.1	発明例
78	E	ab	1375	1087	79.1	8.0	55	18	0	0	2	0	98	90	3.2	発明例
79	H	x	1389	1092	78.6	8.0	50	割れ無し	0	0	1	1	98	90	2.8	発明例
80	H	y	1356	1110	81.9	7.7	55	割れ無し	0	0	2	2	96	95	2.7	発明例
81	H	z	1320	1129	85.5	7.5	65	割れ無し	0	0	1	0	99	95	2.8	発明例
82	H	aa	1361	1072	78.8	7.8	50	18	0	0	2	0	98	90	3.3	発明例
83	H	ab	1399	1074	76.8	8.2	46	18	0	0	2	1	97	90	3.2	発明例

TS: 引張強度
 YS: 降伏強度
 YR: 100×降伏強度/引張強度
 EL: 全伸び
 λ : 穴広げ率

$V\alpha$: フェライトの面積率
 $VP\theta$: パーライト+セメンタイトの面積率
 VUB: 上部ベイナイトの面積率
 $V\gamma$: 残留オーステナイトの面積率
 VM: マルテンサイトの面積率
 VTM*: 全マルテンサイトに占める

個数密度が $1.0 \times 10^6 / \text{mm}^2$ 以上の Fe 炭化物を含むマルテンサイトの割合

【0110】

表 8 に示す実施例（発明例）においては、いずれも、化学組成が本発明の範囲内にあり、かつ、鋼組織が本発明の範囲にあるので、1300MPa 以上の引張強度、75% 以上の降伏比（YR）、良好な耐水素脆性が得られている。

【産業上の利用可能性】

【0111】

本発明は、例えば、自動車の車体や部品に好適な鋼板に関連する産業に利用することができる。

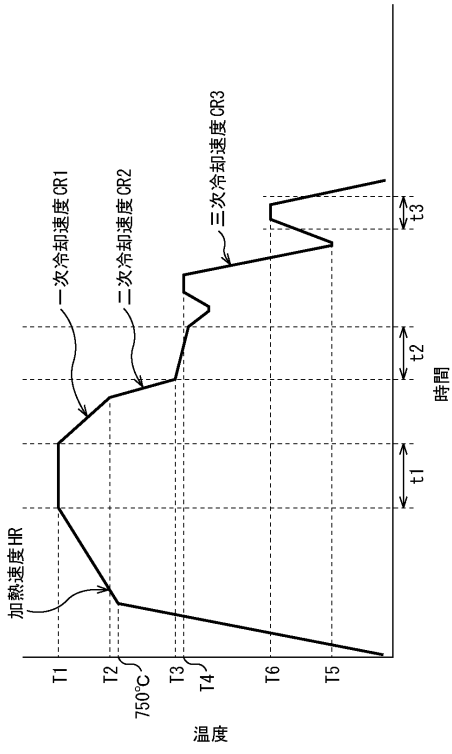
10

20

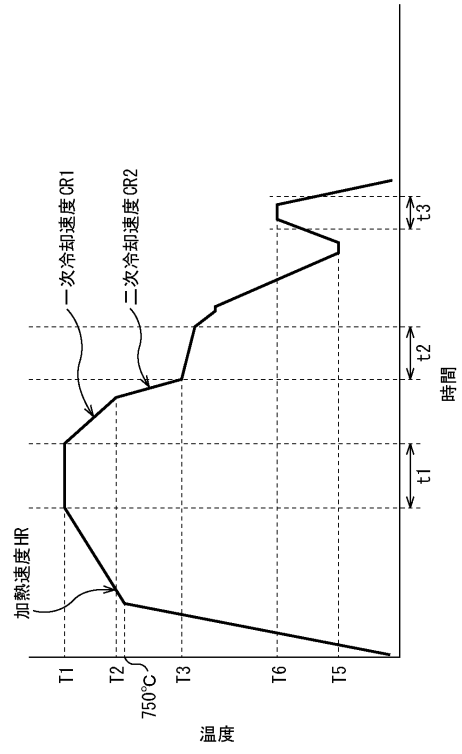
30

40

【 図 1 】



【 図 2 】



フロントページの続き

- (72)発明者 桜田 栄作
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内
- (72)発明者 川田 裕之
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内
- (72)発明者 虻川 玄紀
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内

審査官 伊藤 真明

- (56)参考文献 国際公開第2014/185405(WO, A1)
特開2011-052321(JP, A)
特開2009-287102(JP, A)
特開2014-118613(JP, A)
特開2015-175050(JP, A)
国際公開第2016/129214(WO, A1)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 38/00 - 38/60
C21D 9/46 - 9/48
C23C 2/06
C23C 2/40