

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第4959161号
(P4959161)

(45) 発行日 平成24年6月20日(2012.6.20)

(24) 登録日 平成24年3月30日(2012.3.30)

(51) Int.Cl.	F I	
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 1 T
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 1 D 9/46	J
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 3 C 2/06 (2006.01)	C 2 3 C 2/06	

請求項の数 5 (全 12 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願2005-256601 (P2005-256601)	(73) 特許権者	000006655 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
(22) 出願日	平成17年9月5日(2005.9.5)	(74) 代理人	100085523 弁理士 山本 文夫
(65) 公開番号	特開2007-70659 (P2007-70659A)	(74) 代理人	100078101 弁理士 綿貫 達雄
(43) 公開日	平成19年3月22日(2007.3.22)	(72) 発明者	岡本 力 愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内
審査請求日	平成20年3月3日(2008.3.3)	(72) 発明者	藤田 展弘 愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内
審判番号	不服2011-3683 (P2011-3683/J1)		
審判請求日	平成23年2月18日(2011.2.18)		

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 耐食性と伸びと穴拡げ性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板および合金化溶融亜鉛めっき鋼板

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%にて、

C : 0.01%以上、0.20%以下、Si : 2.0%以下、Al : 0.010%以上、2.0%以下、Mn : 0.5%以上、3.0%以下、P : 0.08%以下、S : 0.010%以下、N : 0.010%以下、を含有し、残部鉄及び不可避的不純物からなる鋼組成を有する溶融亜鉛めっき鋼板であって、

組織が、相分率が50%以上のフェライトと、残部を占めるマルテンサイトとからなるフェライト・マルテンサイト組織であり、

板厚tの1/8t~3/8tの範囲でのMnミクロ偏析が、式(1)を満たす範囲にある鋼板に、溶融亜鉛めっきが施されたことを特徴とする耐食性と伸びと穴拡げ性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板。

$$0.10 \quad / Mn \quad \dots (1)$$

ここでMnは添加量、はMnミクロ偏析測定における標準偏差である。

【請求項2】

鋼組成中にさらに、

Nb : 0.005%以上、0.10%以下、Ti : 0.03%以上、0.20%以下、V : 0.005%以上、0.10%以下、Mo : 0.02%以上、0.5%以下、Cr : 0.1%以上、5.0%以下、Co : 0.01%以上、5.0%以下、W : 0.01%以上、5.0%以下の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の耐

食性と伸びと穴拡げ性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項 3】

鋼組成中にさらに、

Ca、Mg、Zr、REMの1種または2種以上を0.0005%以上、0.05%以下含有することを特徴とする請求項1または2に記載の耐食性と伸びと穴拡げ性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項 4】

鋼組成中にさらに、

Cu: 0.04%以上、2.0%以下、Ni: 0.02%以上、1.0%以下、B: 0.0003%以上、0.007%以下の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1～3の何れかに記載の耐食性と伸びと穴拡げ性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板。

10

【請求項 5】

請求項1～4の何れかに記載の溶融亜鉛めっき鋼板に合金化処理を施こして、鋼板表面に合金化溶融亜鉛めっき層を形成したことを特徴とする耐食性と伸びと穴拡げ性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、主としてプレス加工されて使用される自動車等の足回り部品や構造材料に好適な耐食性と伸びと穴拡げ性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板および合金化溶融亜鉛めっき鋼板に関するものである。

20

【背景技術】

【0002】

自動車の高級化の傾向を反映して、自動車用部材の耐食性および外観を向上させるために、多くの部材に溶融亜鉛めっき鋼板が使用されている。このような自動車の部材に使用される鋼板には高いプレス加工性と強度が要求される。プレス加工性と高強度とを兼備した溶融亜鉛めっき鋼板として、フェライト・マルテンサイト組織、フェライト・ベイナイト組織からなるもの、あるいは組織中に残留オーステナイトを含有するものなどが知られている。なかでもフェライト地にマルテンサイトを分散させた複合組織鋼板は、低降伏比で引張強度が高く、しかも伸び特性に優れていることから、自動車ホイール等への適用が進められてきた。例えば特許文献1～3には複合組織鋼板が、特許文献4には複合組織を有する溶融亜鉛めっき鋼板が開示されている。

30

【0003】

しかしながら、従来の複合組織型の溶融亜鉛めっき鋼板は、厚み200mm程度のスラブから製造するのが普通であって、スラブの中間部(厚みtのスラブの1/4t位置)における平均冷却速度は、0.1/sec程度の小さいものであったので、デンドライトの成長が大きくこのためMnのミクロ偏析が大きいものであった。このミクロ偏析部は圧延に際して伸長されてMnバンドを形成し、この部分は焼き入れ性が高いので、熱間圧延後の冷却においてマルテンサイトがバンド状に生成されてしまう。その結果フェライトとバンド状マルテンサイトの界面に応力が集中して破壊が発生しやすい。このように、従来の複合組織型の溶融亜鉛めっき鋼板においては組織が不均一であるために、特に穴拡げ性が劣るといふ欠点があった。

40

【特許文献1】特開平6-128688号公報

【特許文献2】特開2000-319756号公報

【特許文献3】特開2005-120436号公報

【特許文献4】特開平9-316592号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0004】

本発明は、組織が均一微細であって、耐食性と伸びと穴拡げ性に優れた複合組織型の溶

50

融亜鉛めっき鋼板および合金化溶融亜鉛めっき鋼板を提供することを課題とする。

【課題を解決するための手段】

【0005】

上記の課題を解決するためになされた本発明の耐食性と伸びと穴拡げ性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板は、

質量%にて、

C : 0.01%以上、0.20%以下、Si : 2.0%以下、Al : 0.010%以上、2.0%以下、Mn : 0.5%以上、3.0%以下、P : 0.08%以下、S : 0.010%以下、N : 0.010%以下、を含有し、残部鉄及び不可避免的不純物からなる鋼組成を有する溶融亜鉛めっき鋼板であって、

組織が、相分率が50%以上のフェライトと、残部を占めるマルテンサイトとからなるフェライト・マルテンサイト組織であり、

板厚tの1/8t~3/8tの範囲でのMnミクロ偏析が、式(1)を満たす範囲にある鋼板に、溶融亜鉛めっきが施されたことを特徴とするものである。

$$0.10 \quad /Mn \quad \cdots (1)$$

ここでMnは添加量、 σ はMnミクロ偏析測定における標準偏差である。

【0006】

上記した発明において鋼組成中にさらに、

Nb : 0.005%以上、0.10%以下、Ti : 0.03%以上、0.20%以下、V : 0.005%以上、0.10%以下、Mo : 0.02%以上、0.5%以下、Cr : 0.1%以上、5.0%以下、Co : 0.01%以上、5.0%以下、W : 0.01%以上、5.0%以下の1種または2種以上を含有することができ、

鋼組成中にさらに、

Ca、Mg、Zr、REMの1種または2種以上を0.0005%以上、0.08%以下含有することができ、

鋼組成中にさらに、

Cu : 0.04%以上、2.0%以下、Ni : 0.02%以上、1.0%以下、B : 0.0003%以上、0.007%以下の1種または2種以上を含有することができる。

【0007】

また、本発明の耐食性と伸びと穴拡げ性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、請求項1~4の何れかに記載の溶融亜鉛めっき鋼板に合金化処理を施こして、鋼板表面に合金化溶融亜鉛めっき層を形成したことを特徴とするものである。

【発明の効果】

【0011】

本発明の溶融亜鉛めっき鋼板は、Mnのミクロ偏析が小さいので、Mnバンドが小さい。従って、Mnバンド部分に発生するマルテンサイトを微細にして鋼組織を均一なものとすることができる。よって、マルテンサイトとフェライトの界面に局部的応力が集中しないので、従来の溶融亜鉛めっき鋼板よりも伸びと穴拡げ性に優れる。また、鋼板表面に溶融亜鉛めっきが施されているので耐食性にも優れる。

また、本発明の合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、上記した溶融亜鉛めっき鋼板に合金化処理を施したものであるので、Mnバンドが小さく穴拡げ性に優れ、且つ耐食性に優れる。

【発明を実施するための最良の形態】

【0013】

本発明の溶融亜鉛めっき鋼板は、板厚tの1/8t~3/8tの範囲におけるMnのミクロ偏析が、式(1)を満たすことを特徴とするものである。

$$0.10 \quad /Mn \quad \cdots (1)$$

ここで、Mnは添加量、 σ はMnミクロ偏析測定における標準偏差である。標準偏差は、EPM A (X線マイクロアナライザー)を用いて、板厚断面を研磨した試料を板厚方向に線分析することにより得られたMn濃度分布データから求めた。

【0014】

10

20

30

40

50

が、 $0.10 < \text{Mn}$ の場合には、Mn 濃度のばらつきが大きく、Mn のミクロ偏析が十分小さくない。このため Mn のミクロ偏析が圧延方向に伸ばされて比較的大きな Mn バンドを形成するので、組織を均一微細なフェライト・マルテンサイトを有するものとする事ができない。また、板厚方向に強度が大きくばらつくことになって、穴抜け性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板を得ることができない。したがって、Mn のミクロ偏析は、 $0.10 < \text{Mn}$ の関係を満たさねばならない。成形性の要求が高い場合には、ミクロ偏析は、(2)式を満たすものとするのが望ましい。これによって、組織をさらに均一化して穴抜け性を高めることができるからである。

$$0.05 < \text{Mn} \leq 0.10 \quad \dots (2)$$

この条件は冷却の遅い板厚 t の $1/8t \sim 3/8t$ の範囲において満たされる必要がある。

10

【0015】

以下に本発明における化学成分の限定理由を説明する。

C は、マルテンサイト相を強化して鋼の強度を高めるのに重要な元素である。C の含有量が 0.01% 未満では強度を十分高めることができない。一方、 0.20% を超えると延性の低下が大きくなるので、C の範囲は、 0.01% 以上、 0.20% 以下とする。なお、穴抜け性の要求が高い場合には C の上限は、 0.05% とするのが望ましい。

【0016】

Si は有害な炭化物の生成を押さえフェライト組織主体で残部マルテンサイトの複合組織を得るのに重要な元素である。しかし、 2.0% を超える添加により延性が低下するほか化成処理性も低下するので、Si の添加量は 2.0% 以下とする。なお、化成処理性の要求が高い場合には、Si は 1.3% 以下とするのが望ましい。また、Si は脱酸のために添加されるが、 0.01% 未満では脱酸効果が十分でないので、Si の下限は、 0.01% とするのが望ましい。

20

【0017】

Al は、脱酸剤として添加される。この目的のためには Al は 0.010% 以上添加する必要がある。一方、Al を過度に添加しても上記効果は飽和するのみならず、アルミナの増大により鋼を脆化させるため、その上限を 2.0% とした。なお、化成処理性の要求が高い場合には、 1.0% 以下とするのが望ましい。

【0018】

Mn は焼入れ性を高めて鋼を強化するのに重要な元素である。Mn が 0.5% 未満では、強度を十分高めることができない。しかし、Mn が 3.0% を超えると、焼入れ性が必要以上に高まるため強度上昇を招きこれにより延性が低下することとなる。なお、伸びの要求が高い場合には、Mn の添加量は 2.0% 以下とする。

30

【0019】

P は含有量が多いと粒界へ偏析するために局部延性を劣化させるとともに、溶接性を劣化させる。従って、上限を 0.08% とする。なお、P をいたずらに低減させることは、精錬時のコストアップにつながるので、下限は 0.001% とする。

【0020】

S は、MnS を形成して局部延性、溶接性を著しく劣化させる元素である。従って、上限を 0.010% とする。また、精錬コストの問題から下限を 0.001% とするのが望ましい。

40

【0021】

N は、AlN 等を析出して結晶粒を微細化するのに重要である。しかし、N が 0.010% を超えて含有すると固溶窒素が残存して延性が低下することとなるので、上限を 0.010% とする。なお、精錬時のコストの問題から下限を 0.0010% とするのが望ましい。

【0022】

Nb、Ti、V は、微細な窒化物または炭窒化物を析出して鋼を強化する。また、Mo、Cr、Co、W は焼き入れ性を高めて鋼を強化する。鋼を強化する目的のためには Nb : 0.005% 以上、Ti : 0.03% 以上、V : 0.005% 以上、Mo : 0.02%

50

以上、Cr：0.1%以上、Co：0.01%以上、W：0.01%以上、の1種または2種以上を含有する必要がある。しかし、Nb：0.10%超、Ti：0.20%超、V：0.10%超、Mo：0.5%超、Cr：5.0%超、Co：5.0%超、W：5.0%超を添加しても、強度上昇の効果は飽和するのみならず、延性の低下をもたらすこととなる。

【0023】

鋼はさらに、Ca、Mg、Zr、REM(希土類元素)の1種または2種以上を、単独または合計で0.0005%以上、0.02%以下含有することができる。Ca、Mg、Zr、REMは、酸化物、硫化物の形状を制御して衝撃特性と遅れ破壊特性を向上させる。この目的のためには、これらの元素の1種または2種以上を単独または合計で0.0005%以上添加する必要がある。しかし、過度の添加は加工性を劣化させるため、その上限を0.05%とした。

10

【0024】

鋼はさらに、Cu：0.04%以上、2.0%以下、Ni：0.02%以上、1.0%以下、B：0.0003%以上、0.007%以下の1種または2種以上を含有することができる。これらの元素も焼入れ性を向上させて鋼の強度を高めることができるが、Cu：0.04%未満、Ni：0.02%未満、B：0.0003%未満では鋼を強化する効果が小さい。一方、Cu：2.0%超、Ni：1.0%超、B：0.007%超添加しても、強度上昇の効果は飽和するし、延性の低下をもたらすこととなる。

【0025】

鋼は、以上の元素のほかSn、Asなどの不可避免的に混入する元素を含み、残部鉄からなる。

20

【0026】

本発明の溶融亜鉛めっき高強度鋼板は、組織がフェライトを主体とするフェライト・マルテンサイトからなる。フェライトの量が少ないと延性の低下が大きくなるため、フェライト相分率を50%以上とし、残部がマルテンサイトからなるものとする。

【0027】

以下に本発明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。

本発明の高強度薄鋼板を製造するに際しては、 casting slab を、液相線温度から固相線温度の間を100 /min以上の平均冷却速度で冷却する。ここでの平均冷却速度は、slabの中間部(厚みtのslabの1/4tの位置)における平均冷却速度を指す。本発明においては、凝固時の冷却速度が100 /minより高くできれば、どのような手法で casting しても良い。例えば、連続 casting において、slab厚を薄くすることや、インゴット casting において、インゴットのサイズを小さくすること、また、通常のslabのうち、冷却速度の速い表層部分を切り出し、これを用いても良い。例えば、連铸slabの厚さを変化させる場合には、slabの厚みを、100~30mmとするのが望ましい。厚みが100を超えるとslabを十分大きい冷却速度で冷却することができないからであり、30mm未満とすると casting 速度が大きくなって湯面変動、ブレイクアウトなどを引き起こし、slabを安定して casting することが困難となるからである。

30

【0028】

液相線温度から固相線温度の間の平均冷却速度が、100 /min未満の場合には、溶鋼を急速に凝固させることができず、Mnのミクロ偏析を、0.10 /Mn、の関係を満たすような小さいものとする_{ことができない}。したがって、当該平均冷却速度は100 /min以上とする。特に高い穴拡げ性が求められる場合は、更にミクロ偏析を低減させるために200 /min以上とする_{ことが望ましい}。

40

【0029】

冷却後のslabは、そのまま熱間圧延に供することができる。あるいは、1100 未満に冷却されていた場合には、トンネル炉などの加熱炉で1100 以上、1300 以下に再加熱することができる。1100 未満の温度では熱間圧延における変形抵抗が大きいからであり、1300 超ではスケールの生成が大きくなって鋼板の表面性状を良好

50

なものとすることができないからである。

【0030】

次いで、仕上げ温度を850以上、970以下としてスラブを熱間圧延する。仕上げ温度が、850未満では(+)2相域圧延となり、板の形状を損ねる場合があるからであり、970を超えるとオーステナイト粒径が粗大になって、延性が低下するからである。

【0031】

熱間圧延後、鋼は10~100 /sec以上の平均冷却速度で650以下まで冷却し、650以下の温度で巻き取って熱延鋼板となす。冷却速度が10 /sec未満の場合には、延性低下の原因となるパーライトが生成しやすくなるからであり、100 /secまでの冷却速度でパーライトの生成を抑えることができ、それ以上は冷却速度のコントロールが困難となるからである。また、巻取り温度が650を超えるとフェライト変態が十分進行せずパーライトが生成しやすくなるので、巻取り温度は650以下とする。

10

【0032】

以上のようにして製造した熱延鋼板を、酸洗後圧下率40%以上の冷間圧延を施し、最高温度を $0.1 \times (Ac_3 - Ac_1) + Ac_1$ 以上、 $Ar_3 + 50$ 以下の温度で焼鈍した後に、0.1~100 /secの平均冷却速度で300以下に冷却し、引き続いて同温度域で1秒~1000秒保持することによって、耐食性と伸びと穴拡げ性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板を製造することができる。

【0033】

冷延鋼板の製造において、圧下率が40%未満では焼鈍後の結晶粒を微細なものとすることができないので、圧下率は40%以上とする。

20

また、焼鈍の最高温度は、 $0.1 \times (Ac_3 - Ac_1) + Ac_1$ ()以上、 $Ar_3 + 50$ 以下とする必要がある。最高温度が、 $0.1 \times (Ac_3 - Ac_1) + Ac_1$ ()未満の場合には、焼鈍温度で得られるオーステナイト量が少ないので、鋼板中に所望の量のマルテンサイトを生成することができない。また、焼鈍温度の高温化は粒界酸化層の生成が促進されるうえ、製造コストの上昇をまねくために、焼鈍温度の上限を $Ar_3 + 50$ とした。

【0034】

焼鈍後の冷却は、フェライトを析出させ、所望の量の未変態オーステナイトを確保するのに重要である。この冷却速度を0.1 /sec未満にすることは、粒界酸化層の生成が促進されるうえ、必要な生産ライン長を長くしたり、生産速度を極めて遅くするといった製造上のデメリットを生じる。また、フェライト変態、パーライト変態が進行して未変態オーステナイトを残すことができないので、冷却速度の下限を0.1 /secとした。一方、冷却速度が100 /sec超の場合にはフェライト変態を十分進行させることができないので、焼鈍後の冷却速度は、0.1~100 /secとする。

30

【0035】

その後、300以下、又は500超まで冷却し、その温度域で1~1000秒保持することができる。300以下、又は500超の温度ではベイナイトの生成が遅いため、マルテンサイトを確保しやすいためである。また、鋼板を1秒未満では、熱収縮による残留歪が残り伸びが低下するためであり、1000秒超保持すると、ベイナイトなどが生成し目的とするマルテンサイト量を生成させることができなくなるからである。

40

【0036】

一方、350以上、500以下で10秒未満の保持によっても同様の鋼板製造が可能である。この温度域ではベイナイトの生成が容易であるため、10秒以上保持すると組織中にベイナイトが生成し、マルテンサイト組織分率が低下し、延性が低下するためである。

【0037】

以上のようにして製造した冷延鋼板を溶融亜鉛のめっき浴に浸漬してめっきを施す。浴の温度は450~475 とする。450より低い場合には、溶融亜鉛の粘度が高くワ

50

イピングでの払拭に適さない、ボトムドロスを生じやすいなどの問題があるからであり、一方、475 を超えて高い場合には酸化亜鉛の生成の増大、亜鉛蒸発量の増大などの問題を生ずるからである。溶融亜鉛めっき後に常温まで冷却される間に、マルテンサイトが生成される。

【0038】

以上に述べたように、スラブを高速で冷却した後に、温度を制御して熱延鋼板を製造し、この熱延鋼板を冷延、焼鈍した後、さらに溶融亜鉛めっきを施すことによって、Mnのミクロ偏析が小さくフェライト・マルテンサイト組織が均一な、耐食性と伸びと穴抜け性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板を得ることができる。

【0039】

溶融亜鉛めっき鋼板は、引き続いて500～580 の温度で合金化処理を行うことができる。合金化の処理温度が500 未満の場合には、合金化が進行しないか、或いは合金化の進行が不十分で鋼板表面に合金化溶融亜鉛めっき層が形成されず、加工性の劣る相や 相で覆われるためである。また、処理温度が580 を超えて高い場合には、合金化が進み過ぎて加工時におけるめっき密着力が低下するためである。この場合には、合金化処理後に常温まで冷却される間に、マルテンサイトが生成される。

【0040】

以上のように溶融亜鉛めっき鋼板に合金化処理を行うことによって、耐食性と伸びと穴抜け性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板を得ることができる。

【0041】

以下、実施例に基づき本発明を詳細に説明する。

表1に示す化学成分の鋼を転炉で溶製した後にスラブに鑄造した。このとき、スラブの1/4t部における液相線温度から固相線温度の冷却速度を表2に示すように変化させた。これらのスラブに熱延鋼板、冷間圧延、ならびに溶融亜鉛めっきと合金化処理を施して合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造して、種々の特性を調査した。製造条件、材料特性を表2に示す。なお、溶融亜鉛めっき鋼板表面の欠陥発生率に基づき耐食試験前の外観を不めっきや傷や模様の有無の程度により5段階評価した。また、耐食試験は、めっき後試料表面にカッターナイフで長さ1cmのキズをつけて、乾・湿繰り返しサイクル試験を100サイクルまでおこない、再度外観を発錆の程度により5段階評価をした。評点1～5はそれぞれ、めっきの外観は不めっきの発生状態および傷や模様の欠陥発生状態や腐食生成物形態を目視または拡大鏡や顕微鏡を用いて評価した。評価指標は以下の通りである。

評点5：不めっき、傷や模様、腐食試験後の発錆はほとんど無し。

評点4：不めっき、傷や模様、腐食試験後の発錆は微小(面積率で数%以下)。

評点3：不めっき、傷や模様、腐食試験後の発錆は小(面積率で数%超)。

評点2：不めっき、傷や模様、腐食試験後の発錆は多数(面積率で50%超)。

評点1：めっき濡れずまたは、腐食試験後、全面で錆発生。

【0042】

また、 $A c_1$ 、 $A c_3$ は以下の式より求めた。(参考文献「鉄鋼材料学」：W.C.Leslie著、幸田成康監訳、丸善P273)

$$A c_1 = 723 - 10.7 \times Mn\% - 16.9 \times Ni\% + 29.1 \times Si\% + 16.9 \times Cr\% + 6.38 \times W\%.$$

$$A c_3 = 910 - 203 \times (C\%) - 15.2 \times Ni\% + 44.7 \times Si\% + 104 \times V\% + 31.5 \times Mo\% + 13.1 \times W\% - 30 \times Mn\% - 11 \times Cr\% + 20 \times Cu\% + 700 \times P\% + 400 \times Al\%.$$

【0043】

10

20

30

40

【 表 1 】

鋼	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	Ti	V	Mo	Cr	Co	W	その他	Ar3	備考
	質量%															°C	
A	0.020	1.200	2.800	0.010	0.002	0.040	0.0030	-	-	-	-	-	-	-	REM:0.01	742	発明鋼
B	0.060	0.020	1.600	0.010	0.003	0.040	0.0035	-	0.010	-	0.250	-	-	-	-	767	発明鋼
C	0.120	0.020	2.000	0.010	0.003	0.035	0.0040	0.010	0.010	-	0.280	-	-	-	-	711	発明鋼
D	0.120	0.050	2.100	0.010	0.003	0.030	0.0040	0.010	-	-	0.260	-	-	-	-	705	発明鋼
E	0.060	1.200	0.600	0.010	0.004	0.035	0.0030	-	0.100	-	-	-	0.010	-	Cu:0.6,Ni:0.4,Mg:0.005	862	発明鋼
F	0.150	0.020	2.500	0.010	0.003	0.040	0.0040	-	0.030	0.050	-	-	-	-	Zr:0.005	664	発明鋼
G	0.100	0.020	2.100	0.008	0.003	0.800	0.0035	0.010	-	-	0.270	-	-	-	-	714	発明鋼
H	0.180	0.050	1.550	0.010	0.002	0.030	0.0040	0.010	-	-	0.280	-	-	-	-	710	発明鋼
I	0.120	1.500	2.150	0.010	0.004	0.035	0.0035	-	0.025	-	-	-	-	-	-	741	発明鋼
J	0.080	0.020	1.500	0.012	0.002	1.700	0.0035	-	-	-	-	1.000	-	0.010	Ca:0.0015,B:0.0005	763	発明鋼
k	0.250	0.100	3.400	0.008	0.003	0.020	0.0040	-	-	-	-	-	-	-	-	564	比較鋼
l	0.060	0.200	1.400	0.020	0.003	1.000	0.0110	-	-	-	-	-	-	-	-	786	比較鋼
m	0.100	2.200	2.200	0.020	0.003	0.030	0.0030	-	-	-	-	5.5	-	-	-	769	比較鋼
n	0.035	2.200	1.200	0.020	0.003	0.050	0.0030	0.150	0.250	-	-	-	-	-	-	865	比較鋼

*但し、Ar3=896-509(C%)+26.9(Si%)-63.5(Mn%)+229(P%)

【 0 0 4 4 】

10

20

30

40

50

【 表 2 】

試験 番号	鋼	铸造時のスラブ1/4t における液相線温度 から固相線温度間 の平均冷却速度 °C/min	加熱温度 °C	仕上温度 °C	冷却速度 °C/s	捲取温度 °C	冷延率 %	0.1x(Ac3- Ac1)+Ac1 °C	Ac3+50°C °C	焼鈍温度 °C	冷却速度 °C/s	冷却停止 温度 °C	保持時間 sec	合金化 温度 °C
1	A	270	1150	840	24	600	55	743	924	780	3	550	150	540
2	A	210	1150	840	24	600	55	↑	↑	700	3	250	60	540
3	B	270	1110	860	31	550	55	720	894	780	2	400	7	520
4	B	210	1110	860	31	550	55	↑	↑	780	2	550	100	520
5	B	160	1110	860	31	550	55	↑	↑	780	2	400	7	520
6	B	110	1110	860	31	550	55	↑	↑	780	2	250	250	520
7	B	20	1110	860	31	550	55	↑	↑	780	2	450	5	520
8	B	5	1110	860	31	550	55	↑	↑	780	2	550	120	520
9	C	270	1200	840	34	500	50	713	860	800	3	550	60	510
10	C	160	1050	700	20	500	30	↑	↑	800	3	250	220	510
11	D	270	1210	840	39	450	60	712	856	800	2	420	5	515
12	D	160	1210	840	39	450	60	↑	↑	800	2	550	90	515
13	D	160	1210	840	39	450	60	↑	↑	800	2	250	15	515
14	E	270	1150	840	24	600	55	763	973	810	3	550	90	520
15	E	160	1150	840	24	600	55	↑	↑	810	3	450	7	520
16	E	20	1150	840	24	600	55	↑	↑	810	3	320	7	520
17	F	270	1150	850	30	550	45	706	835	800	2	530	120	510
18	F	160	1150	850	30	550	45	↑	↑	800	2	270	60	510
19	G	210	1210	880	33	550	60	743	1168	800	3	250	150	540
20	G	20	1210	880	13	750	60	↑	↑	800	3	200	60	540
21	H	210	1110	880	33	550	45	718	857	770	3	550	60	520
22	H	160	1110	880	33	550	45	↑	↑	770	3	250	150	520
23	H	20	1110	880	33	550	30	↑	↑	770	3	450	5	520
24	I	270	1110	840	34	500	60	756	913	800	2	530	90	520
25	I	160	1110	840	34	500	60	↑	↑	800	2	250	200	520
26	J	210	1150	880	28	600	55	801	1536	820	4	450	5	515
27	J	160	1150	880	28	600	55	↑	↑	820	4	200	350	515
28	k	160	1150	840	29	550	55	694	778	750	2	450	8	520
29	l	160	1150	880	33	550	55	767	1291	800	2	450	8	520
30	m	160	1150	840	29	550	55	855	894	860	2	200	90	520
31	n	160	1150	900	35	550	55	794	1018	820	2	550	90	520

* 保持時間には、Znめっき処理時間を含める

【 0 0 4 5 】

10

20

30

40

50

【表 3】

試験 番号	鋼	式(1) 右辺	引張強さ N/mm ²	伸び %	穴拡げ率 %	外観評点	塩水噴霧試験後 の発錆びの評点		備考
1	A	0.01	667	27.3	71	4	4	4	発明鋼
2	A	0.06	647	18.2	68	4	4	4	比較鋼
3	B	0.01	628	30.0	82	5	5	5	発明鋼
4	B	0.01	618	31.4	84	5	5	5	発明鋼
5	B	0.03	638	31.1	73	5	5	5	発明鋼
6	B	0.06	628	29.0	71	5	5	5	発明鋼
7	B	0.18	633	26.4	35	5	5	5	比較鋼
8	B	0.28	626	24.8	22	5	5	5	比較鋼
9	C	0.01	828	24.7	50	5	5	5	発明鋼
10	C	0.04	778	15.5	58	5	5	5	比較鋼
11	D	0.01	974	19.3	36	5	5	5	発明鋼
12	D	0.05	959	19.9	35	5	5	5	発明鋼
13	D	0.05	909	19.9	44	5	5	5	発明鋼
14	E	0.01	681	26.7	69	4	4	4	発明鋼
15	E	0.02	631	29.7	76	4	4	4	発明鋼
16	E	0.17	681	24.6	31	4	4	4	比較鋼
17	F	0.03	1,165	15.8	26	5	5	5	発明鋼
18	F	0.06	1,177	14.9	29	5	5	5	発明鋼
19	G	0.03	981	18.8	35	5	5	5	発明鋼
20	G	0.19	993	15.2	9	5	5	5	比較鋼
21	H	0.01	904	20.7	47	5	4	4	発明鋼
22	H	0.03	916	20.1	40	5	4	4	発明鋼
23	H	0.18	928	8.9	19	5	5	5	比較鋼
24	I	0.01	1,100	17.0	29	4	4	4	発明鋼
25	I	0.05	1,085	16.5	28	4	4	4	発明鋼
26	J	0.01	585	32.3	85	5	5	5	発明鋼
27	J	0.03	535	34.9	90	5	5	5	発明鋼
28	k	0.09	1,187	14.2	13	5	5	5	比較鋼
29	l	0.03	594	31.4	81	5	5	5	比較鋼
30	m	0.05	859	11.1	43	2	2	2	比較鋼
31	n	0.03	996	18.6	24	2	2	2	比較鋼

【0046】

以下に、試験結果について説明する。

鋼A～Jは、化学成分が本発明の範囲内にある鋼である。これに対し、鋼kはC、Mnが本発明の範囲より高く、このため試験番号28に示すとおり、強度は高いが伸び、穴拡げ率が著しく低いものとなってしまった。

鋼lはNが本発明の範囲より高いので、結晶粒が微細化してフェライトの量が多くなってしまい、試験番号29に示すとおり強度、伸びの低いものであった。

鋼mはSi、Crが本発明の範囲より高いので、試験番号30に示すとおり、伸びが低い。

鋼nはNb、Tiが高いので、試験番号31に示すとおり、伸び、穴拡げ率が低いものとなってしまった。

鋼m、nはSiが高いので、試験番号30、31に示すように外観評点や塩水噴霧試験語の発錆の評点が低い。

【0047】

試験番号7、8、16、20、23のものは、鋼は本発明の範囲内にある化学成分を有するが、鑄造時のスラブの冷却において、液相線温度から固相線温度の間の冷却速度が100/minより大幅に小さい。このため式(1)の右辺、即ちMnのミクロ偏析の指数/Mnが0.1より大きくなって大きなMnバンドが形成されてしまい組織が不均一となって穴拡げ率の低い鋼板となってしまった。

【0048】

10

20

30

40

50

試験番号 2 のものは、焼鈍の最高加熱温度が 700 と低く、冷延率も低い。このため十分再結晶が進行せず、伸びが低い。

試験番号 10 のものは、熱延前の加熱温度および冷延の圧下率が低い。このため、結晶粒が粗大なものとなって、伸びが低い。

【0049】

以上のような比較例に対して、試験番号 1, 3~6, 9, 11~15, 17~19, 21, 22, 24~27 のものは、供試鋼の化学成分が適正であって、スラブの冷却、熱延、焼鈍、めっき等の諸条件が本発明の範囲内であったので、Mn のミクロ偏析が小さく、均一微細なフェライト・マルテンサイト組織を得ることができた。その結果、耐食性と伸びと穴拡げ性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造することができた。

10

なお、図 1 には本発明鋼の伸びを比較鋼と比較して、図 2 には本発明鋼の穴拡げ率を比較鋼と比較して示す。本発明に係る合金化溶融亜鉛めっき鋼板は比較鋼に対して優れた伸びと穴拡げ率を有することが分かる。

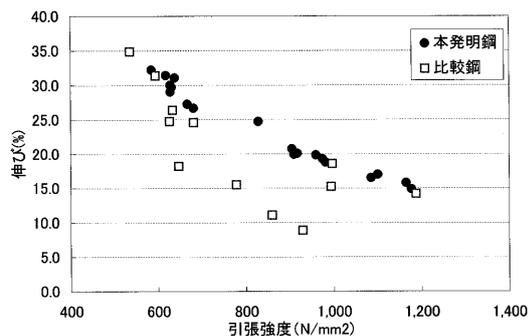
【図面の簡単な説明】

【0050】

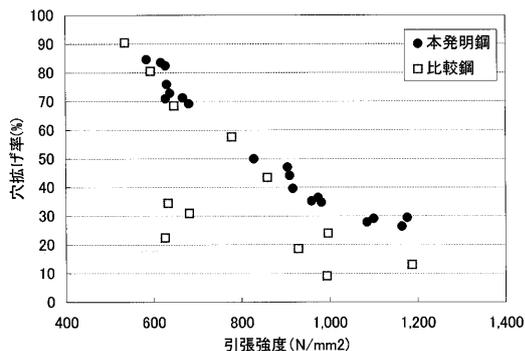
【図 1】本発明に係る合金化溶融亜鉛めっき鋼板の伸びを比較鋼と比較して示すグラフである。

【図 2】本発明に係る合金化溶融亜鉛めっき鋼板の穴拡げ率を比較鋼と比較して示すグラフである。

【図 1】



【図 2】



フロントページの続き

(51) Int.Cl. F I
C 2 3 C 2/28 (2006.01) C 2 3 C 2/28

- (72)発明者 溝口 利明
愛知県東海市東海町 5 - 3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内
- (72)発明者 上島 良之
愛知県東海市東海町 5 - 3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内
- (72)発明者 谷口 裕一
千葉県富津市新富 2 0 - 1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内
- (72)発明者 後藤 貢一
愛知県東海市東海町 5 - 3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内
- (72)発明者 松谷 直樹
愛知県東海市東海町 5 - 3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内

合議体

審判長 小柳 健悟
審判官 佐藤 陽一
審判官 山本 一正

- (56)参考文献 特開 2 0 0 1 - 2 4 7 9 1 8 (J P , A)
特開 2 0 0 4 - 5 2 0 6 9 (J P , A)

- (58)調査した分野(Int.Cl. , D B 名)
C21D 9/46-9/48
C21D 8/00-8/04
C22C38/00-38/60