

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 特 許 公 報 (B2)

(11) 特許番号
特許第5114760号
(P5114760)

(45) 発行日 平成25年1月9日 (2013.1.9)

(24) 登録日 平成24年10月26日 (2012.10.26)

(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 38/38 (2006.01) C 2 2 C 38/38

C 2 1 D 9/46 (2006.01) C 2 1 D 9/46 J

C 2 3 C 2/02 (2006.01) C 2 3 C 2/02

C 2 3 C 2/06 (2006.01) C 2 3 C 2/06

請求項の数 2 (全 33 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願2012-509693 (P2012-509693)	(73) 特許権者	000006655
(86) (22) 出願日	平成23年3月31日 (2011.3.31)		新日鐵住金株式会社
(86) 国際出願番号	PCT/JP2011/058749		東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
(87) 国際公開番号	W02011/126064	(74) 代理人	100099759
(87) 国際公開日	平成23年10月13日 (2011.10.13)		弁理士 青木 篤
審査請求日	平成24年4月11日 (2012.4.11)	(74) 代理人	100077517
(31) 優先権主張番号	特願2010-83390 (P2010-83390)		弁理士 石田 敬
(32) 優先日	平成22年3月31日 (2010.3.31)	(74) 代理人	100087413
(33) 優先権主張国	日本国 (JP)		弁理士 古賀 哲次
早期審査対象出願		(74) 代理人	100113918
			弁理士 亀松 宏
		(74) 代理人	100162204
			弁理士 齋藤 学
		(74) 代理人	100140121
			弁理士 中村 朝幸
			最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板及びその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

鋼の成分として、質量％で、
C : 0 . 0 5 ~ 0 . 1 %、
S i : 0 . 1 ~ 1 . 0 %、
M n : 2 . 0 % ~ 2 . 5 %、
A l : 0 . 0 2 ~ 0 . 1 %、
T i : 0 . 0 1 ~ 0 . 0 5 %、
C r : 0 . 1 ~ 1 . 0 %、
S n : 0 . 0 0 1 0 ~ 0 . 1 %、
残部 F e 及び不可避免の不純物を含有し、
不純物として、
P : 0 . 0 3 % 以下、
S : 0 . 0 1 % 以下、
N b : 0 . 0 0 1 % 以下、
V : 0 . 0 0 1 % 以下、
W : 0 . 0 0 1 % 以下、
M o : 0 . 0 0 1 % 以下、
Z r : 0 . 0 0 1 % 以下、
B : 0 . 0 0 0 1 % 以下であって、

ミクロ組織としてフェライト相分率70～90%、残部がマルテンサイトを含む低温変態相であり、

低温変態相の平均粒径が0.1～1μm、

フェライト相と低温変態相の平均ナノ硬さの比が1.5～3.0、

低温変態相のナノ硬さは測定点の80%以上でフェライト相の平均ナノ硬さの1～5倍に入ることとを特徴とする高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項2】

請求項1に記載の鋼成分を有するスラブを1000～1350 に加熱した後に仕上げ圧延温度Ar3以上で熱間圧延後、600 以下で捲取り、酸洗を施し、圧延率30～70%、1パス当たりの圧下率30%以下で冷間圧延し、その後720 以上で、かつ850 もしくはAc3温度のどちらか低い温度以下の温度を焼鈍温度とする熱処理を行うにあたって、少なくとも600 から焼鈍温度までの温度範囲を0.5 /秒以上6 /秒以下の加熱速度で加熱し、焼鈍温度で10秒以上保持したのち、少なくとも焼鈍温度から650 までの温度範囲を5 /秒以上の冷却速度で冷却し、さらに少なくとも600 から500 までの温度範囲を3 /秒以下の冷却速度で冷却したのち、溶融亜鉛めっきまたは合金化溶融亜鉛めっきを施すことを特徴とする高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

10

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

20

本発明は、主に自動車部品用に適する成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板及びその製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

自動車のクロスメンバーやサイドメンバー等の部材は、近年の燃費軽量化の動向に対応すべく軽量化が検討されている。材料面では、薄肉化しても強度及び衝突安全性が確保されるという観点から、鋼板の高強度化が進められている。しかし、材料の成形性は、強度が上昇するのに伴って劣化するので、上記部材の軽量化を実現するには、成形性と高強度の両方を満足する鋼板を製造する必要がある。

【0003】

30

成形性と高強度を両立する鋼板としては特許文献1に残留オーステナイトを活用し、変態誘起塑性を用いて延性を向上させる技術、いわゆる残留オーステナイト鋼が開示されている。しかし残留オーステナイトを残存させるためには2相域焼鈍後の冷却速度を大きくして、フェライト変態やパーライト変態を防止し、SiやAlを添加してセメンタイトの析出を抑制する必要がある。冷却速度を大きくするには冷却速度が高い連続焼鈍ラインが必要となり、高Si添加はめっき性を損ない、高Alは铸造性を損なう場合が多い。

【0004】

特許文献2、特許文献3には、フェライトとマルテンサイトを含有する低温変態相の複合組織を有するいわゆるDual Phase鋼(以下DP鋼)が開示され、広く用いられている。DP鋼は残留オーステナイト鋼には及ばないものの、十分な強度延性バランスを示すため、比較的複雑形状の車体部品に用いられている。そしてDP鋼の強度は、近年の車体軽量化の動向に対応して、増加している。

40

【0005】

例えば特許文献4や特許文献5には、炭化物形成元素であるNb、Tiなどの元素を添加して焼鈍中の再結晶抑制や析出強化を活用し、引張強度780MPa以上を確保する技術が開示されている。

【0006】

また、特許文献6、特許文献7には、複合組織鋼であるため伸びフランジ成形性は一般的に低位であるが、母相であるフェライトと低温変態相の硬さの差を制御して伸びフランジ成形性を改善する技術が示されている。これらの発明では、硬さはビッカース硬さにて

50

測定されている。

【 0 0 0 7 】

しかし、引張強度が 7 8 0 M P a 以上の D P 鋼板の場合、ミクロ組織の粒径が小さくビッカース硬さでは評価ができない。

そこで、近年開発されたナノインデンテーションという技術を用いて測定したナノ硬さで特性を評価する技術が特許文献 8 に開示されている。この技術ではフェライトと低温変態相の硬さの比をフェライト分率に応じて規定しており、これより曲げ特性が改善されるとしている。

【 先行技術文献 】

【 特許文献 】

10

【 0 0 0 8 】

【 特許文献 1 】 特開平 6 - 1 4 5 7 8 8 号公報

【 特許文献 2 】 特開平 1 0 - 1 4 7 8 3 8 号公報

【 特許文献 3 】 特開 2 0 0 2 - 3 6 3 6 9 5 号公報

【 特許文献 4 】 特開 2 0 0 9 - 1 4 4 2 2 5 号公報

【 特許文献 5 】 特開 2 0 0 2 - 3 6 3 6 8 5 号公報

【 特許文献 6 】 特開 2 0 0 9 - 1 9 1 3 6 0 号公報

【 特許文献 7 】 特開 2 0 0 9 - 1 6 7 4 7 5 号公報

【 特許文献 8 】 特開 2 0 0 9 - 1 6 7 4 6 7 号公報

【 特許文献 9 】 特開 2 0 1 0 - 6 5 3 1 6 号公報

20

【 発明の概要 】

【 発明が解決しようとする課題 】

【 0 0 0 9 】

マイクロアロイ元素を活用した D P 鋼を製造する場合、T i や N b などのマイクロアロイ炭化物の析出挙動が材質に影響を及ぼす。すなわち、鋼板製造条件、特に焼鈍条件の影響を受け、材質が変動することがある。この場合の材質変動は主に降伏強度と伸びフランジ成形性に現れる。

【 0 0 1 0 】

降伏強度が変動した場合には、プレス成形後のスプリングバック発生挙動が変化して、車体部品の寸法精度が低下するという課題がある。このため、部品不良が発生し、オフラインでの矯正が必要になる。

30

伸びフランジ成形性が変動した場合には、プレス成形時にブランクングにより生じた剪断加工部で割れが発生するという課題がある。

【 0 0 1 1 】

従来、マイクロアロイとして多く用いられている元素は N b である。N b は固溶状態でも S o l u t e d r a g g i n g 効果によりフェライトの粒成長や再結晶を遅延させて、未再結晶フェライトや細粒化により強度強化に寄与する。さらに炭化物として析出した場合には、析出強化により強度上昇効果がある。これらの理由により強度向上のために N b は用いられてきた。

また、これに B 添加すると、N b の S o l u t e d r a g g i n g 効果が向上し、強度上昇効果が大きくなる。

40

【 0 0 1 2 】

しかし、N b 添加、さらには N b 及び B の添加では再結晶遅延効果や粒成長抑制効果が大きいため、高い焼鈍温度が必要となる。そのため連続焼鈍での一般的な温度範囲である 7 2 0 ~ 8 0 0 の範囲では再結晶は完了せず、引張強度などの材質の焼鈍温度依存性が大きくなってしまう。

【 0 0 1 3 】

また、特許文献 8 に開示されたフェライト相と低温変態相のナノ硬さの比を制限して曲げ性を改善する技術は、平均硬さの比が規定されているだけである。そのため、低温変態相の中に硬さが高いものが存在していた場合でも、周囲との平均値に含まれてしまう場合

50

がある。このような硬さが高い低温変態相が存在する場合には、伸びフランジ成形性の変動要因となり、さらには引張特性の変動の原因にもなり問題となる。

【 0 0 1 4 】

特許文献 9 には、フェライトを主相とし、ベイナイトおよびマルテンサイトの低温変態相を第二相とする複合組織鋼板であって、 $TS - EL$ 、 $TS - \lambda$ （伸びフランジ成形性の評価尺度）バランスのよい鋼板が開示されている。これは、 Ti 、 Nb を積極的に添加し、第二相の構成比率を制御し、母相組織の硬さ制御を適切に行うことが開示されている。しかし、この場合 $Ac3$ 温度以上の焼鈍温度が必要となるため、焼鈍温度依存性は大きい。

【 0 0 1 5 】

以上のように、製造条件によって材質変動がないことは DP 鋼にとって重要な要件となっている。特に、生産性の高い焼鈍条件、例えば連続焼鈍での一般的な温度範囲である $720 \sim 800$ の範囲や高くても $Ac3$ 温度以下の焼鈍においても材質変動のない DP 鋼が求められている。

【課題を解決するための手段】

【 0 0 1 6 】

上記課題を解決するために発明者らは鋭意検討を行った結果、再結晶・粒成長遅延効果は Nb に比べて小さく、連続焼鈍での一般的な温度範囲である $720 \sim 800$ の範囲での再結晶が可能であるように Ti を添加し、 Nb や B の添加量を制限することにより材質変動を抑制できることを見出した。

【 0 0 1 7 】

つまり、 $Ac3$ 温度まで加熱することなく、 720 以上かつ 850 もしくは $Ac3$ 温度のどちらか低い方の温度以下の温度範囲（以下、易焼鈍温度域という）で焼鈍しても、材質変動を抑制しつつ、所定の特性を得ることができることを知見した。

【 0 0 1 8 】

また、さらに、焼鈍時の加熱速度と冷却パターンを最適化することにより、フェライト相率、低温変態相の粒径、フェライト相と低温変態相のナノ硬さの平均値の比と低温変態相の硬さの変動を制御できることも見出した。

【 0 0 1 9 】

これらの知見により、材質変動が少ない高強度溶融亜鉛めっき鋼板が製造できることを見出し、本発明を成すに至った。本発明の要旨とするところは下記のとおりである。

【 0 0 2 0 】

[1] 鋼の成分として、質量%で、 $C: 0.05 \sim 0.1\%$ 、 $Si: 0.1 \sim 1.0\%$ 、 $Mn: 2.0\% \sim 2.5\%$ 、 $Al: 0.02 \sim 0.1\%$ 、 $Ti: 0.01 \sim 0.05\%$ 、 $Cr: 0.1 \sim 1.0\%$ 、 $Sn: 0.0010 \sim 0.1\%$ 、残部 Fe 及び不可避免的不純物を含有し、ミクロ組織としてフェライト相分率 $70 \sim 90\%$ 、残部がマルテンサイトを含む低温変態相であり、低温変態相の平均粒径が $0.1 \sim 1 \mu m$ 、フェライト相と低温変態相の平均ナノ硬さの比が $1.5 \sim 3.0$ 、低温変態相のナノ硬さは測定点の 80% 以上でフェライト相の平均ナノ硬さの $1 \sim 5$ 倍に入ること特徴とする高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

【 0 0 2 1 】

[2] [1] に記載の鋼成分を有するスラブを $1000 \sim 1350$ に加熱した後に仕上げ圧延温度 $Ar3$ 以上で熱間圧延後、 600 以下で捲取り、酸洗を施し、圧延率 $30 \sim 70\%$ 、1 パス当たりの圧下率 30% 以下で冷間圧延し、その後 720 以上で、かつ 850 もしくは $Ac3$ 温度のどちらか低い温度以下の温度を焼鈍温度とする熱処理を行うにあたって、少なくとも 600 から焼鈍温度までの温度範囲を 0.5 / 秒以上 6 / 秒以下の加熱速度で加熱し、焼鈍温度で $10s$ 以上保持したのち、少なくとも焼鈍温度から 650 までの温度範囲を冷却速度 5 / 秒以上で冷却し、さらに少なくとも 600 から 500 までの温度範囲を冷却速度 3 / 秒以下で冷却したのち、溶融亜鉛めっきまたは合金化溶融亜鉛めっきを施すことを特徴とする高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方

10

20

30

40

50

法。焼鈍温度を850 もしくはAc3温度以下としたのは、これらの温度を超えて加熱すると、鋼板強度が急激に低下し、焼鈍工程での通板性が悪くなるからである。

【発明の効果】

【0022】

本発明により、連続焼鈍工程で一般的な焼鈍温度である720 以上で、かつ850 もしくはAc3温度のどちらか低い方の温度以下の温度範囲（易焼鈍温度域）で焼鈍しても材質変動が小さく、成形性が良好で所定の特性を有する高強度溶融亜鉛めっき鋼板を提供することができる。特に780MPa以上の高強度溶融亜鉛めっき鋼板において、顕著な効果を奏する。

【図面の簡単な説明】

10

【0023】

【図1】図1は、Ti添加鋼、Nb添加鋼及びNb・B添加鋼の再結晶率と焼鈍温度との関係を示すグラフである。

【図2】図2は、実施例において低温変態相の面積率を求める際に用いた鋼板の組織を示す顕微鏡写真である。

【発明を実施するための形態】

【0024】

本発明の基本的考え方について説明する。

本発明に係る鋼板は、炭化物形成元素の添加をTiに限定し、従来多用されたNbを無添加とし、さらに再結晶に大きく影響を及ぼすBの添加量を制限したことを特徴している。

20

【0025】

また本発明に係る鋼板の製造方法は、焼鈍時の加熱速度と焼鈍後の冷却速度を最適化することにより、フェライト相率、低温変態相の粒径、フェライト相と低温変態相のナノ硬さの平均値の比と低温変態相の硬さの変動を制御することを特徴としている。

これらのことにより、材質変動が少ない高強度溶融亜鉛めっき鋼板が製造できることを見出した。

【0026】

まず、フェライトの再結晶や析出強化に寄与する炭化物形成元素をTiに限定するとともに、他の炭化物形成元素の含有を制限した理由を以下に示す。

30

【0027】

Nbは再結晶抑制と析出強化に有効な元素である。熱延時の析出挙動は捲取温度に大きく依存する。また、焼鈍工程の加熱時に微細析出する場合でも再結晶を遅延させる効果が大きいため、焼鈍された鋼板の材質が焼鈍温度に大きく依存すると考えられる。

【0028】

その他の炭化物形成元素として使用されるV、W、Mo、Zrも同様であり、しかも炭化物析出の熱間圧延での捲取り温度依存性、焼鈍工程の加熱速度依存性および焼鈍温度依存性がそれぞれに異なるため、材質変動の要因となる。

【0029】

Tiは、Nbと比較すると、そのSolute dragging効果による再結晶・粒成長遅延効果や炭化物による析出強化の効果が小さい。このため、一般的な連続焼鈍で製造が容易な温度範囲である720 ~ 800 の範囲においては引張強度などの材質の焼鈍温度依存性が小さくなる。概念図を図1に示す。

40

【0030】

図1に示すように、Ti添加鋼は、再結晶がフェライト域の温度で開始し、フェライトとオーステナイトの2相域になると変態したオーステナイトにより再結晶が遅延すると考えられる。その後温度を上げると、再結晶が完了する。これよりTi添加鋼は、Nb添加鋼やNb・B添加鋼に比べて、比較的低温で安定した再結晶状態を得ることができる。すなわち、材質変動を小さくすることが可能となると考えられる。上記の理由から炭化物形成元素をTiのみに限定した。

50

【 0 0 3 1 】

また、Bは焼鈍後の冷却時にフェライト変態やパーライト変態を遅延させる。そのため、複合組織を得るためには効果的な元素である。しかし、変態抑制効果が大きいため熱延後の鋼板が硬く、冷間圧延が困難になる場合がある。また、図1のNb・B添加鋼の例で示されるように、易焼鈍温度域中の再結晶が抑制されることから、焼鈍温度を高くする必要がある。このため、Bの添加量を制限した。Nb・B添加鋼の再結晶遅延の概念図を図1にあわせて示している。

【 0 0 3 2 】

Tiの焼鈍工程の加熱中での微細析出を制御するためには、Tiの添加量と熱延条件、特に捲取温度の制限が有効である。さらに焼鈍工程中での加熱にて加熱速度を制限することにより、再結晶の遅延が抑制されて材質変動を小さくできる。

10

【 0 0 3 3 】

Tiは熱延加熱時に主にN添加量に相当する量のTiNとして析出する。残存したTiは捲取時にTiCとして析出するので、微細析出を抑制するため捲取温度を制限する。熱延時に析出物を形成しなかったTi、つまり固溶Tiは焼鈍工程の加熱時にTiCとして微細析出するか、もしくは固溶Tiのまま存在して再結晶・粒成長を抑制するものと考えられる。

【 0 0 3 4 】

次に低温変態相の制御について説明する。低温変態相の粒径、および低温変態相とフェライト相とのナノ硬さの比、およびそれらの変動範囲を制御した。DP鋼では引張強度は低温変態相の強度に大きな影響を受ける。すなわち、低温変態相の硬さが高い場合には引張強度が高くなる。そのため、低温変態相の硬さの変動は、引張強度変動の要因となる。低温変態相の硬さは焼鈍時のオーステナイト中の炭素濃度に依存している。また炭素量が変わると、変態膨張率が変動し、近接したフェライトに導入される可動転位量に影響を及ぼす。そのため低温変態相とフェライト相との硬さの比とその変動範囲を制限することで、降伏強度の変動を抑制することができる。

20

【 0 0 3 5 】

低温変態相とフェライト相との硬さの比は伸びフランジ成形性にも影響を及ぼす。DP鋼では低温変態相の近傍からボイドが発生して割れの起点となる。低温変態相とフェライト相との硬さの比が大きい場合には、歪みが小さくてもボイドが発生し易い。この伸びフランジ成形性の観点では硬さの比は小さい方が望ましい。

30

【 0 0 3 6 】

ただし、硬さの比が過度に小さい場合には、低温変態相が変態するときの体積膨張が小さいため、フェライト中に導入される可動転位量が少なくなる。その場合にはDP鋼の特徴である低降伏比が実現されなくなる。

【 0 0 3 7 】

低温変態相の硬さはオーステナイト中の炭素濃度に依存する。オーステナイトへの炭素の分配が過度に不均一であると低温変態相の硬さの変動は大きくなり、それに伴い降伏強度や伸びフランジ成形性の変動が大きくなる。このため、低温変態相の硬さの変動幅を制御するが材質変動を制御する上で、重要である。

40

【 0 0 3 8 】

低温変態相は粒径が微細で、多く分散している方が望ましい。その理由は伸びフランジ成形時のボイド発生が局所的にならないため有利であることと、微細に分散することによりフェライト中への可動転位の導入が均一となることである。

【 0 0 3 9 】

低温変態相の硬さの比とその変動範囲、粒径は焼鈍工程での加熱速度及び冷却速度にて制御できる。その考え方を下記に示す。

【 0 0 4 0 】

まず加熱速度について説明する。焼鈍の加熱工程では鉄炭化物の溶解とフェライトの回復、再結晶が600 近傍以上で起こり、700 近傍のAc1変態点以上ではフェライ

50

トからオーステナイトへの変態が起こる。鉄炭化物の溶解は加熱速度を低くすることにより促進され、炭素分布の均一化が図られる。フェライトからオーステナイトへの変態が起こると、フェライトの再結晶が抑制される。このため、600 から焼鈍温度までの温度領域での加熱速度を制限することにより再結晶率を制御することができる。

【0041】

焼鈍温度によりフェライトとオーステナイトの分率が決まり、オーステナイトに炭素などが濃化する。また加熱速度とTi添加量および熱延圧延での捲取り温度の制限によりフェライトの再結晶が制御され、フェライトと低温変態相の硬さの比は適当な範囲に保たれる。

【0042】

次に焼鈍後の冷却では、焼鈍温度から650 までの温度範囲を比較的早く冷却して、変態の核生成サイトを多くし、低温変態相を微細化させる。そして、600 から500 の温度範囲を比較的遅く冷却することにより、フェライト変態にて分配されるオーステナイト中の炭素量の変動を小さくすることができる。

【0043】

次に、具体的な条件の制限理由を説明する。

まず化学成分の制限について説明する。なお、特に断りの無い限り「%」は質量%を意味する。

【0044】

C：Cは、鋼板の強度を上昇できる元素である。しかし、0.05%未満であるとマルテンサイトを主相とする低温変態相の硬さが低くなるため、780MPa以上の引張強度を確保することが困難となる。一方、0.1%を超えるとスポット溶接性の確保が困難となる。このため、その範囲を0.05～0.1%に限定した。その効果を確実にするために、下限値は0.06%とすることが好ましく、0.07%とするとより好ましく、できれば0.075%とすることが望ましい。また、上限値は0.095%とすることが好ましく、できれば0.09%とすることが望ましい。

【0045】

Si：Siは、強化元素であり、鋼板の強度を上昇させることに有効である。しかしながら、0.1%未満であると伸びの劣化による成形性の低下が顕著になり、また1%を超えるとめっきの濡れ性が低下する。従って、Si含有量は0.1～1.0%の範囲に制限した。その効果を確実にするために、下限値は0.25%とすることが好ましく、0.3%とするとより好ましく、できれば0.4%とすることが望ましい。また、上限値は0.8%とすることが好ましく、できれば0.6%、さらには0.5%とすることが望ましい。オールラジアントチューブ式加熱炉を持つ連続溶融亜鉛めっきラインには、0.4～0.5%とすることが最も適する。

【0046】

Mn：Mnは、強化元素であり、鋼板の強度を上昇させることに有効である。しかしながら、2.0%未満であると780MPa以上の引張強度を得ることが困難である。逆に多いとP、Sとの共偏析を助長し、曲げ性や伸び穴拡げ性の著しい劣化を招くことから、2.5%を上限とする。その効果を確実にするために、下限値は、2.1%とすることが好ましく、2.2%とするとより好ましい。上限値は、2.4%とすることが好ましく、2.3%とするとより好ましい。

【0047】

Ti：Tiは、フェライト結晶粒の成長抑制による細粒強化および転位強化にて、鋼板の強度上昇に寄与する重要な元素である。主相であるフェライトを硬質化し、強化相であるマルテンサイトを主体とする低温変態相とフェライト相の硬さの差を低下させ曲げ性及び穴拡げ性を向上させる。これらの効果は、0.01%未満では得られないため、下限値を0.01%とした。

一方、0.05%超含有すると、炭窒化物の析出が多くなり成形性が劣化するため、上限値を0.05%とした。その効果を確実にするために、下限値は、0.015%とする

10

20

30

40

50

ことが好ましく、0.02%とするとより好ましい。上限値は、0.04%とすることが好ましく、0.03%とするとより好ましい。引張強度を780MPa以上として、降伏強度の変動を小さくする場合には下限値を0.02%、上限値を0.03%と制限すると良い。

【0048】

Cr: Crは、強化元素であるとともに焼入れ性の向上に重要であり、オーステナイトフォーマーであるため、低温にてオーステナイト分率を確保するために必須な元素である。0.1%未満ではこれらの効果が得られないため下限値を0.1%とした。逆に、1%超含有すると過度に強度が増加するため、上限値を1%とした。好ましくは、0.2~0.8%、更に好ましくは0.3~0.7%である。

10

【0049】

Al: Alは、フェライト形成を促進し、延性を向上させるので添加しても良い。また、脱酸材としても活用可能である。その効果は0.02%未満では発揮されないため、下限を0.02%とした。しかしながら、過剰な添加はAl系の粗大介在物を形成し、表面傷や穴抜け性の劣化の原因になる。このことから、Al添加の上限を0.1%とした。好ましくは、0.04~0.09%、更に好ましくは0.05~0.08%である。

【0050】

P: Pは鋼板の板厚中央部に偏析する傾向があり、溶接部を脆化させる。そのため少ないほうがよく、むしろ無いほうがよい。0.03%を超えると溶接部の脆化が顕著になるため、その適正範囲を0.03%以下に限定した。Pの下限値は特に定めないが、0.0001質量%未満とすることは、経済的に不利であることからこの値を下限値とすることが好ましい。即ち、不可避的不純物として許容される含有量は0.03%以下とする。

20

【0051】

S: Sは、溶接性ならびに casting 時の製造性に悪影響を及ぼす。そのため少ないほうがよく、むしろ無いほうがよい。このことから、その上限値を0.01質量%以下とした。Sの下限値は特に定めないが、0.0001%未満とすることは、経済的に不利であることからこの値を下限値とすることが好ましい。即ち、不可避的不純物として許容される含有量は0.01%以下とする。

【0052】

N: Nは、粗大な窒化物を形成し、曲げ性や穴抜け性を劣化させることから、添加量を抑える必要があり、むしろ無いほうがよい。これは、Nが0.01%を超えると、この傾向が顕著となることから、N含有量の範囲を0.01%以下とした。加えて、溶接時のブローホール発生の原因になることから少ない方がよい。下限は、特に定めることなく本発明の効果は発揮されるが、N含有量を0.0005%未満とすることは、製造コストの大幅な増加を招くことから、これが実質的な下限である。即ち、不可避的不純物として許容される含有量は0.01%以下とする。

30

【0053】

Nb: Nbは再結晶抑制効果、フェライト細粒化ならびに析出強化によりフェライト相の強化に効果的が元素である。しかし熱間圧延時の圧延中ならびに捲取工程や焼鈍工程の加熱中にNbCとして析出して析出強化や再結晶の抑制に影響し、固溶Nbのままだでも solute dragging 効果により再結晶抑制に影響するため強度に大きく影響を及ぼし、そのため製造工程の影響を受けやすく材質変動要因になり、添加は望ましくない。そこで本発明では、積極的に添加しない。存在しても、その含有量を0.0010%以下に制限することが望ましい。この制限は本来無添加とした場合においても、スクラップの利用により当該元素を含有してしまう場合を考え、含有量を制限以下に管理することが望ましいためである。即ち、不可避的不純物として許容される含有量は0.0010%以下とする。

40

【0054】

V、W、Mo、Zr: これらの炭化物形成元素はTi、Nbと比較して析出物を形成しにくいという特徴がある。これらの元素が添加されていると元素毎の析出挙動が異なり、

50

炭化物析出の捲取温度依存性、焼鈍工程での加熱速度依存性や焼鈍温度依存性が変化するため、材質の変動要因になる。そのため添加は望ましくない。そこで本発明ではV、W、Mo、Zrを積極的には添加しない。存在しても、それぞれの含有量を0.0010%以下に制限することが望ましい。この制限は本来無添加とした場合においても、スクラップの利用により当該元素を含有してしまう場合を考え、含有量を制限以下に管理することが望ましいためである。即ち、それぞれの元素が不可避的不純物として許容される含有量は0.0010%以下とする。

【0055】

B：Bは焼き入れ性を増加させるとともに再結晶抑制にも効果がある元素である。しかし、B添加により熱延鋼板の強度が高くなり、冷間圧延性が低下する。またフェライトの再結晶を抑制するために、焼鈍温度を上げる必要があり、無添加が望ましい。そこで本発明では、積極的には添加しない。存在しても、その含有量を0.0001%以下に制限することが望ましい。この制限は本来無添加とした場合においても、スクラップの利用により当該元素を含有してしまう場合を考え、含有量を制限以下に管理することが望ましいためである。即ち、不可避的不純物として許容される含有量は0.0001%以下とする。

【0056】

Sn：Snは溶融亜鉛めっきをした場合にめっき密着性を向上し、さらに合金化を促進する効果がある。その効果は0.0010%未満では発揮されないため、下限を0.0010%とした。また過度に添加するとスラブの熱間加工性が低下するためその上限を0.1%以下とした。その効果を確実に得るために、下限値を0.002%とすることが、上限値は0.03%とすることが好ましい。さらには、下限値を0.005%、上限値を0.01%とするとより好ましい。

【0057】

その他の元素として硫化物形態制御のためCaやREMを添加しても良い。また不可避的不純物としてNi、Cuなどの元素が含有する場合があるが、その含有は本発明の特性に影響を及ぼさない限りは含有してもよい。それら元素の含有量は、目安としてそれぞれの元素につき0.05%以下であることが望ましい。

【0058】

次にミクロ組織の限定理由を説明する。

フェライト相分率70～90%とし、残部はマルテンサイトを含む低温変態相とする。この比率にすることにより引張強度780MPa以上と所定の延性が確保される。フェライト相分率が70%未満ではフェライトによる延性を確保できない。フェライト相分率が90%を超えると低温変態相が少ないために引張強度が780MPaを下回る。フェライト相分率は、好ましくは、75～88%、更に好ましくは80～85%とするとよい。

【0059】

低温変態相にマルテンサイトを含むとしたのは、マルテンサイト変態によりフェライト相中に可動転位が導入されて降伏点が低下し、降伏比0.7以下が確保できるためである。

【0060】

低温変態相は微細で多く分散している方が望ましい。それにより伸びフランジ成形性が良好となるためだけでなく、フェライト相中への可動転位の導入が均一となるためである。しかし低温変態相の平均粒径が0.1μm未満であると、フェライト中への可動転位の導入量が少なく、降伏比が0.7を超えるようになる。このため低温変態相の平均粒径の下限を0.1μmとした。また低温変態相の平均粒径が過大である場合には伸びフランジ成形性が劣化するため、その上限を1μmとした。上記効果を確実にするため、低温変態相の平均粒径は0.4～0.8μmの範囲がより好ましい。更に好ましくは、0.5～0.7μmとするとよい。

なお、フェライト相分率や低温変態相の粒径を測定する方法は、後述する実施例中の「低温変態相の平均粒径」項に記載するレベラー法に基づいて測定することができる。

【0061】

フェライト相と低温変態相の平均ナノ硬さの比（低温変態相の平均ナノ硬さ／フェライト相の平均ナノ硬さで定義する。ナノ硬さは、鋼板表面から板厚の1／4程度の深さ位置で測定する。）を1．5～3．0にするとよい。硬さの比が3．0を超えると、伸びフランジ成形性が劣化する。また硬さの比が1．5未満の場合には、低温変態相への炭素の濃縮が不十分となり、マルテンサイト変態の体積膨張によるフェライト中への可動転位の導入が不十分となる。そのため、DP鋼としての特徴である低降伏比が確保できなくなる。平均ナノ硬さの比の下限は1．7がより好ましく、1．9が更に好ましい。また、平均ナノ硬さの比の上限は2．8がより好ましく、2．5が更に好ましい。

【0062】

ナノ硬さとはJIS Z 2255に規定された三角錐型圧子を用いた超微小負荷硬さであり、その測定荷重は1mNとした。ナノ硬さは測定加重により変動することがある。本発明鋼の場合には測定加重は低温変態相の粒径と圧痕の関係にて1mNが最適であり、この荷重で測定した値により規定する。平均ナノ硬さは最低30点以上の測定結果から求め、望ましくは100点程度がよい。

【0063】

従来の複合組織鋼については前述の特許文献6、特許文献7にビッカース硬さによる硬さの比の結果が開示されている。しかし、本発明のように、微細組織間のナノ硬さの比が伸びフランジ成形性に及ぼす影響については、何ら開示されていない。ビッカース硬さでは圧子を除荷したのちにその圧痕のサイズにより測定されるが、ナノ硬さでは負荷状態での圧子の侵入深さにて硬さを求める。そのため、ビッカース硬さの測定で生じる弾性回復による変形が見られないことが特徴である。つまり、ナノ硬さとビッカース硬さは測定方法が明確に異なる。そのため、微細組織の複合組織鋼で、伸びフランジ成形性に及ぼすフェライト相と低温変態相のナノ硬さの比の影響が初めて明らかになったと言える。

【0064】

ここで、低温変態相のナノ硬さ測定点の80％以上で、そのナノ硬さがフェライト相の平均ナノ硬さの1～5倍の範囲内であると、伸びフランジ成形性が劣化しないことがわかった。言い換えると、低温変態相のナノ硬さ測定点の20％以上で、そのナノ硬さがフェライト相の平均ナノ硬さの5倍超となると、その低温変態相近傍のフェライトに導入される可動転位密度が高くなり、降伏強度の変動が大きくなるからである。そこで低温変態相のナノ硬さ測定点の80％以上で、そのナノ硬さがフェライト相の平均ナノ硬さの5倍以下とした。また低温変態相のナノ硬さ測定点の20％以上がフェライト相の平均ナノ硬さの1倍未満の場合にはその低温変態相近傍にてマルテンサイト変態での体積膨張が少なく、フェライト中に導入される可動転位が小さくなる。この場合においても降伏強度の変動が大きくなる。そこで、低温変態相のナノ硬さの測定点の80％以上で、そのナノ硬さがフェライト相の平均ナノ硬さの1倍以上とした。引張強度を780MPa以上として、降伏強度の変動を小さくする場合は90％以上とするとよい。好ましくは92％以上とすることが望ましい。なお、低温変態相のナノ硬さ測定は、少なくとも10点以上、できれば20点以上で行うことが望ましい。

【0065】

次に引張特性の制限について説明する。

降伏比を0．7以下としたのは、上記の成分とミクロ組織が形成されている場合にはDP鋼となっており、DP鋼としての特徴である低降伏比を示す条件であるためである。

【0066】

同一成分にて鑄造した10本のスラブを、易焼鈍温度域で焼鈍を行う上記〔2〕の条件で溶融亜鉛めっき鋼板を製造し、10本の鋼板の降伏強度の最大値と最小値の差を、降伏強度の変動と定義する。上記〔1〕の化学成分とミクロ組織を用いた場合はこの値は60MPa以下となるとよい。

【0067】

引張強度は上記〔1〕に示した化学成分と上記のミクロ組織とすることで780MPa以上の引張強度を得ることができる。

【 0 0 6 8 】

溶融亜鉛めっきは、通常の溶融亜鉛めっきでもよく、合金化溶融亜鉛めっきでもよい。

上記 [1] に示す溶融亜鉛めっき鋼板はその化学成分とミクロ組織の特徴が上記 [1] に示す範囲であればいかなる製造方法によって製造されてもよい。しかし、上記 [2] に示す製造方法を用いると容易に製造が可能となる。これよりその製造方法について説明する。

【 0 0 6 9 】

まず、熱間圧延の条件について説明する。

スラブ加熱温度は 1 0 0 0 ~ 1 3 5 0 とした。1 0 0 0 未満では圧延荷重が高くなることと、仕上げ圧延までの温度低下により規定の仕上げ温度を確保できないためである。また 1 3 5 0 超の場合には、スケールが多量に発生してスケール疵の原因となるためである。

10

【 0 0 7 0 】

仕上げ圧延温度を A r 3 以上としたのは、仕上げ温度をこれよりも低い温度とした場合には圧延中に変態が生じて圧延荷重が大きく変動してミスロールの原因となるためである。また、変態が生じた箇所では粒径が粗大となり、冷延焼鈍後のミクロ組織が不均一となり、材質変動の原因になるためである。

【 0 0 7 1 】

捲取温度を 6 0 0 以下としたのは、この温度以下とすることで炭化物形成元素である T i が固溶状態のまま残存し、組織微細化および転位強化に寄与するためである。また熱延板強度のコイル長手方向の材質変動も小さくなり、冷間圧延時の板厚変動が小さくなる効果もある。更に、6 0 0 を超える捲取温度では粗大な炭化物が生成し、焼鈍中にオーステナイトへ炭化物が溶けにくくなるため、ナノ硬さの比が低下し、本発明鋼の低降伏比が実現できなくなる。

20

【 0 0 7 2 】

冷間圧延のトータル圧延率（以下、冷間圧延のトータル圧延率を、単に圧延率という。）は 3 0 ~ 7 0 % とし、1 パス当たりの圧下率を 3 0 % 以下とした。圧延率が 3 0 % 未満である場合は焼鈍後の組織が粗大となり、上記 [1] に示した低温変態相の粒径の制限を確保できないため、下限を 3 0 % とした。また、圧延率が 7 0 % 超の場合には再結晶の駆動力が大きくなって再結晶が促進するため、未再結晶フェライトの確保が困難となって強度が低下するため、上限を 7 0 % とした。

30

【 0 0 7 3 】

また、1 パス当たりの圧下率が 3 0 % を超える場合、強固な剪断帯がまばらにでき、剪断帯付近の歪が大きくなるため、鋼板内での歪分布が不均一となる。焼鈍時には歪の高い領域のフェライト粒径は小さくなるため、鋼板内部の組織の均一性が低下する。

【 0 0 7 4 】

更に、粒径の小さなフェライトは粒成長の駆動力が高いため、その大きさは焼鈍温度の影響を強く受け、製造時の降伏強度の変動が大きくなる。

【 0 0 7 5 】

そこで、1 パス当たりの圧下率を 3 0 % 以下とすれば、強固な剪断帯の生成を抑えることができ、鋼板内の歪の蓄積を均一にすることが可能となる。1 パス当たりの圧下率を好ましくは 2 5 % 以下、更に好ましくは 2 0 % 以下、最も好ましくは 1 5 % 以下とすることで更に歪の蓄積を均一にすることが可能となる。

40

【 0 0 7 6 】

焼鈍は連続溶融亜鉛めっきラインにて行うことが好ましい。その際の温度制御の制限について説明する。

【 0 0 7 7 】

加熱速度については、少なくとも 6 0 0 から後述する焼鈍温度までの温度範囲を平均加熱速度 0 . 5 ~ 6 / 秒、望ましくは 0 . 5 ~ 4 / 秒とするとよい。平均加熱速度は焼鈍温度から 6 0 0 を引いた値を 6 0 0 から焼鈍温度まで達した時間で割った値（ =

50

(焼鈍温度 - 600) / (600 から焼鈍温度までの所要時間))を用いる。平均加熱速度が高い場合には鉄炭化物の溶解の時間が不足して、鋼板中の炭素の分布が不均一になる。またフェライトの再結晶も不十分となるため強度が過大となり、強度延性バランスが低下する。そこで、その上限の加熱速度を6 / 秒、望ましくは4 / 秒とした。また加熱速度が0.5 / 秒未満となった場合には、フェライトの粒成長が進むために細粒強化の効果が期待できず、強度が不足し、また焼鈍ライン長も過度に必要となることから経済的ではなくなるため、下限を0.5 / 秒とした。

【0078】

焼鈍は、焼鈍温度720 以上でかつ850 もしくはAc3温度の低い方の温度以下の温度範囲、望ましくは740 以上でかつ800 もしくはAc3温度の低い方の温度以下の温度範囲で10 s以上保持することとした。焼鈍温度が720 未満の場合にはオーステナイト量が不十分となり引張強度が780 MPa未満となり、またマルテンサイトを主相とする低温変態相の硬さも高くなり、上記[1]の範囲を満足しない。

そのため、下限を720 とした。また焼鈍温度の下限を740 とすることで十分なオーステナイト分率が確保され、強度延性バランス及び伸びフランジ成形性が良好となる。

【0079】

一方、過度の高温加熱は、コストの上昇を招くことから経済的に好ましくないばかりでなく、高温通板時の板形状が劣悪になったり、ロールの寿命を低下させたりとトラブルを誘発することから、最高加熱温度の上限を850 もしくはAc3温度の低い方の温度とする。また焼鈍温度が850 超では鋼板表面に生じた酸化物がハースロールにピックアップし、それらが鋼板に押し疵を生じるピット疵が発生する場合がある。また、本発明では、Ti添加によりAc3温度より低温でも再結晶できるため、Ac3以上の温度に上げる必要がないからである(図1参照)。

【0080】

そこで、焼鈍温度の上限は850 もしくはAc3温度の低い方の温度とすることが望ましく、800 もしくはAc3温度の低い方の温度とすることがより望ましい。この温度域での熱処理時間は、鉄炭化物の溶解のために、10秒以上の熱処理が必要となる。この時間より短い場合には低温変態相の硬さの変動が大きくなるばかりでなく、その粒径も過度に微細になる。一方、熱処理時間が600秒超となると、コストの上昇を招くことから経済的に好ましくない。

【0081】

冷却条件については、少なくとも焼鈍温度から650 までの温度範囲を冷却速度5 / 秒以上、望ましくは7 / 秒以上で冷却し、少なくとも600 から500 までの温度範囲を冷却速度3 / 秒以下、望ましくは2 / 秒以下で冷却することとした。

【0082】

まず、焼鈍温度から650 までの温度範囲の冷却速度を早くすることにより650 以上でのフェライト変態を抑制する。フェライトが過冷却されることより、フェライト変態の核生成サイトが多くなってフェライトが微細化し、その粒界に残存するオーステナイトの粒径も微細化されると推察される。この冷却速度を5 / 秒未満とすると高温でフェライト変態が生じ、その結果として上記[1]に示した低温変態相の平均粒径の制限が満足されず、伸びフランジ性が劣化する。そのため下限を5 / 秒とした。この冷却速度を7 / 秒とすることで安定的に微細化した低温変態相を得ることができるので、望ましくは7 / 秒以上の冷却速度とした。

【0083】

また、600 から500 までの温度範囲における冷却速度を相対的に低速としたのは、この温度域で生じるフェライト変態を進め、オーステナイトに濃縮する炭素量を均一化させるためである。この温度範囲の平均冷却速度が3 / 秒超である場合には、低温変態相のナノ硬さのフェライトの平均ナノ硬さに対する割合が上記[1]で制限する範囲を満足しないため、その上限を3 / 秒とした。望ましくは2 / 秒とした場合には低温変

10

20

30

40

50

態相のナノ硬さの変動は小さくなり、降伏強度の変動が小さくなる。

【 0 0 8 4 】

上記の条件で冷却されたのち、溶融亜鉛めっき浴を通過し、ガスワイピングを通過して目付け量を調整する。場合によってはその後合金化炉を通過させて、地鉄を亜鉛めっき層に拡散させる合金化処理を行なう。合金化炉の温度はライン速度により調整し、合金化が完了する温度を選択すればよく、その温度は通常は460～600の範囲になる。460以下の場合には合金化が遅くて生産性が悪い。また600を超えるとフェライト-パーライト変態が生じ、特性が悪化するためである。

【 0 0 8 5 】

その後、スキンプス圧延およびテンションレベラーなどの形状矯正工程を経て製品が完成する。スキンプス圧延の圧下率は、0.1～1.5%の範囲が好ましい。0.1%未満では効果が小さく、制御も困難であることから、これが下限となる。1.5%を超えると生産性が著しく低下するのでこれを上限とする。スキンプスは、インラインで行っても良いし、オフラインで行っても良い。また、一度に目的の圧下率のスキンプスを行っても良いし、数回に分けて行っても構わない。また、トリミングなどを行っても良い。

10

【 0 0 8 6 】

焼鈍炉の形式はNOF-RF形式やオールライアントチューブ炉形式などどの形式を用いても良い。また、めっき性を制御するために露点や雰囲気成分などを調整してもよい。また、連続溶融亜鉛めっきライン前にめっき性を改善する目的でNiなどの電気めっきを施しても良い。また、めっき後に耐食性などの特性を付与するために各種後処理を施しても良い。

20

【実施例】

【 0 0 8 7 】

次に、本発明を実施例により詳細に説明する。

【 0 0 8 8 】

(実施例1)

表1に示す化学成分を有するスラブとして符号A～AQを、表2に示すスラブ加熱温度、仕上げ圧延温度にて熱間圧延を行い、水冷帯にて水冷の後、表2に示す温度で捲取り処理を行った。仕上げ圧延温度はいずれもAr3点以上であった。熱延板を酸洗した後、冷延を行い、冷延板とした。熱延板厚、冷延率及び冷延板厚を表2に示す。

30

【 0 0 8 9 】

その後、連続合金化溶融亜鉛めっき設備にて、熱処理と溶融亜鉛めっき処理を施した。溶融亜鉛めっきを施す鋼板については、表2に示す600から焼鈍温度までの平均加熱速度、焼鈍温度と保持時間、焼鈍温度から650までの平均冷却速度、600から500までの平均冷却速度で通板した。亜鉛めっき浴に通板した後に室温まで10/秒の冷却速度で室温まで冷却したのち、0.3%の圧下率でスキンプス圧延を行った。

【 0 0 9 0 】

また、同一条件で製造した冷延鋼板を同一条件で焼鈍して亜鉛めっき浴に通板したのち合金化炉に通板することにより合金化処理を行った。合金化処理温度はライン速度に応じて460～600の範囲の温度を選択した。合金化処理後、室温まで10/秒の冷却速度で室温まで冷却したのち、0.3%の圧下率でスキンプス圧延を行った。目付け量としては、両面とも約50g/m²とした。

40

【 0 0 9 1 】

得られた溶融亜鉛めっき鋼板について、引張試験を行い、YS(降伏強度)、TS(引張強度)、El(伸び率)を測定した。なお、降伏強度は0.2%オフセット法により測定した。引張試験は、1.4mm厚の板から圧延方向に直角方向にJIS5号試験片を採取し、引張特性を評価した。それら測定値から、以下の各特性について評価し、その結果を表2に示す。

【 0 0 9 2 】

[引張強度(応力)(TS)]

50

引張強度は 780 MPa 以上の場合には○、780 MPa 未満の場合には×として表 2 に示した。

【0093】

[降伏比]

降伏比は 0.7 以下である場合を○、0.7 を超える場合を×として表 2 に示した。0.7 以上あればよい。

【0094】

[強度延性バランス]

強度延性バランス ($TS \times El$ [MPa・%]) を求めてプレス成形性の指標とし、表 2 に示した。以下に凡例を示す。14000 以上あればよい。

：16000 以上、

○15000 以上、16000 未満、

：14000 以上、15000 未満、

×：14000 未満。

【0095】

[降伏強度の変動]

つぎに、降伏強度の変動を評価するために、焼鈍温度を変化させ、溶融亜鉛めっき鋼板と合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造した。すなわち、同一成分で鑄造したスラブを同一熱延条件、冷延条件で原板を作成し、焼鈍工程では加熱と冷却条件は同一にして、焼鈍温度を 720 ~ 800 の範囲に変動させて、めっき浴を通板後に室温まで 10 / 秒の冷却速度で室温まで冷却したのち、0.3 % の圧下率でスキンプス圧延を行う場合と、合金化処理を施してから室温まで 10 / 秒の冷却速度で室温まで冷却したのち、0.3 % の圧下率でスキンプス圧延を行う場合の双方について試験した。これらの鋼板の引張特性を評価した。その際、720 ~ 730、730 ~ 740、740 ~ 750、750 ~ 760、760 ~ 770、770 ~ 780、780 ~ 790、790 ~ 800 のそれぞれの範囲について 2 点以上測定した。望ましくは 3 点以上の測定データがあるとよい。本実施例では、複数のコイルを用いて各々焼鈍温度を変化させて測定した。一本のコイルを用いて焼鈍温度を変化させて測定してもかまわない。降伏強度の変動の凡例を以下に示す。60 MPa 以下であればよい。

：焼鈍温度の範囲を 720 ~ 800 とした場合の降伏強度の最大値と最小値の差が 40 MPa 以下、

○：焼鈍温度の範囲を 720 ~ 800 とした場合の降伏強度の最大値と最小値の差が 40 MPa を超え、60 MPa 以下、

×：焼鈍温度の範囲を 720 ~ 800 とした場合の降伏強度の最大値と最小値の差が 60 MPa を超える場合。

この結果を表 2 に示す。

【0096】

[低温変態相の平均粒径]

ミクロ組織は板厚断面を研磨したのち、レペラー法により腐食を行い、1000 倍の倍率で金属顕微鏡にて観察した。レペラー腐食では軟質なフェライト相が着色され、硬質な低温変態相が白色のまま残存する。これによりフェライト相の分率及び低温変態相の平均粒径を求めた。平均粒径は長さ 1.5 μm の正方形のグリッドを用いてポイントカウントにより低温変態相の面積率を求めた。この組織写真とグリッドを図 2 に示す。カウントしたポイントの数は 200 点である。また、ポイントカウントで面積率を求めた領域に含まれる低温変態相の個数を数え、面積率と個数から結晶粒を円形とした場合の平均直径を計算した。この結果を表 2 に示した。

【0097】

[強度穴拡げバランス]

強度穴拡げバランスは、伸びフランジ成形性にて評価した。伸びフランジ成形性については鉄鋼連盟規格 JFST1001 - 1996 に示される穴拡げ試験により穴拡げ値 λ を

用いて評価した。この場合も強度 - 穴拡げ値バランス ($TS \times \lambda$ [MPa・%]) を求めて、伸びフランジ成形性の指標とし、結果を表 2 に示した。以下に凡例を示す。20000 以上あればよい。

- : 24000 以上、
- : 22000 以上、24000 未満、
- : 20000 以上、22000 未満、
- × : 20000 未満。

【0098】

[ナノ硬さの変動]

ナノ硬さは JIS Z 2255 に規定された超微小負荷硬さ方法に従い測定し、その測定荷重は 1 mN とした。平均ナノ硬さは 100 点の測定を行なった。フェライト硬さ、低温変態相硬さとも鋼板を切断してその板厚断面を研磨した後、電解腐食を行なうことによりミクロ組織を出現させ、SPM 像の観察からフェライト相と低温変態相を判別してナノ硬さを測定した。低温変態相のナノ硬さの変動については、低温変態相がフェライト相の平均硬さの 1 ~ 5 倍の範囲に含まれる割合により判定し、その結果を表 2 に示した。凡例を以下に示す。80% 以上あればよい。

- : 100%、
- : 90% 以上 100% 未満、
- : 80% 以上 90% 未満、
- × : 80% 未満。

【0099】

[スポット溶接性]

スポット溶接性は次の条件で評価した。電極 (ドーム型) : 先端径 6 mm φ、加圧力 4 . 3 kN、溶接電流 : 散り発生直前の電流 (CE) kA 及び (CE + 1 . 5) kA、溶接時間 : 15 サイクル、保持時間 : 10 サイクル。溶接後、JIS Z 3137 に従って、十字引張試験を行った。溶接電流を (CE) kA とする溶接を 10 回行い、その中の最低値を CTS (CE) とした。これに対し、溶接電流を散り発生領域である (CE + 1 . 5) kA とする溶接を 10 回行った時の CTS の最低値を CTS (CE + 1 . 5) とした。これら値の比 ($= CTS (CE + 1 . 5) / CTS (CE)$) により以下のように評価した。0 . 7 以上あればよい。

- : 0 . 8 以上
- : 0 . 7 以上 0 . 8 未満
- × : 0 . 7 未満

【0100】

[めっき性] [合金化反応性]

めっき性、合金化反応はそれぞれ下記のように評価した。めっき性を示す凡例を下記に示す。

- : 不めっきなし、
- : 不めっき若干あり、
- × : 不めっき多数あり。

合金化反応性を示す凡例を下記に示す。

- : 表面外観に合金化ムラなし、
- : 表面外観に合金化ムラ若干あり、
- × : 表面外観に合金化ムラ多い。

上記の結果を表 2 に示した。どちらも × でなければ問題は無い。

【0101】

結果をまとめた表 2 から、本発明の鋼板はいずれも成形性、溶接性、めっき性に優れており、材質変動が小さいことがわかる。

【0102】

(実施例 2)

表 1 に示す化学成分を有するスラブとして符号 A R ~ B A を、実施例 1 と同様に表 2 に示す製造条件にて合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造した。なお、熱間圧延時の仕上げ温度はいずれも A r 3 点以上であった。この実験により亜鉛めっきの合金化に及ぼす S n 添加の影響を検討した。

【 0 1 0 3 】

評価方法としては連続溶融亜鉛めっきラインを用いて、表 2 に示す焼鈍条件で通板したのち、亜鉛めっき浴を通板し、合金化が充分生じる最低温度を S n 添加がされていない実験番号 4 4、4 9 により求めた。その後、実験番号 4 5 ~ 4 8、5 0 ~ 5 3 を行い、合金化が充分生じる最低温度を探索し、実験番号 4 4、4 9 で求めた最低温度との差を求めた。

10

【 0 1 0 4 】

その結果を表 2 に合わせて示す。これより S n 添加により合金化が促進されることが分かった。ただし、S n の添加量を制限以上とした実験番号 4 8、5 3 では熱延板に疵が発生した。また実施例 1 で行なったその他の評価も行い、表 2 に示した。これらより、本発明の鋼板はいずれも成形性、溶接性、めっき性に優れており、材質変動が小さいことがわかる。

【 0 1 0 5 】

(実施例 3)

表 1 に示す化学成分を有するスラブとして符号 A、C、H を用いて、実施例 1 と同様に表 2 に示す製造条件にて溶融亜鉛めっき鋼板及び合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造して実施例 1 と同様の評価を行った。なお、熱間圧延時の仕上げ温度はいずれも A r 3 点以上であった。この実験により鋼板の製造条件の影響を検討した。評価結果を表 2 に示す。これより本発明の鋼板はいずれも成形性、溶接性、めっき性に優れており、材質変動が小さいことがわかる。

20

【 0 1 0 6 】

【表 1】

表 1

鋼種	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Cr	N	Nb	V	W	Mo	Zr	B	Sn	区分
A	0.032	0.44	2.21	0.012	0.002	0.03	0.025	0.49	0.0025	0.0002	0.0003		0.0004	0.0002	0.00003	0.0013	比較例
B	0.061	0.44	2.21	0.012	0.002	0.03	0.025	0.49	0.0025	0.0002	0.0003		0.0004	0.0002	0.00003	0.0013	実施例
C	0.078	0.44	2.21	0.012	0.002	0.03	0.025	0.49	0.0025	0.0002	0.0003		0.0004	0.0002	0.00003	0.0013	実施例
D	0.093	0.44	2.21	0.012	0.002	0.03	0.025	0.49	0.0025	0.0002	0.0003		0.0004	0.0002	0.00003	0.0013	実施例
E	0.123	0.44	2.21	0.012	0.002	0.03	0.025	0.49	0.0025	0.0002	0.0003		0.0004	0.0002	0.00003	0.0013	比較例
F	0.154	0.44	2.21	0.012	0.002	0.03	0.025	0.49	0.0025	0.0002	0.0003		0.0004	0.0002	0.00003	0.0013	比較例
G	0.079	0.08	2.18	0.014	0.003	0.03	0.023	0.53	0.0038	0.0001	0.0001		0.0001	0.0001	0.00003	0.0012	比較例
H	0.079	0.25	2.18	0.014	0.003	0.03	0.023	0.53	0.0038	0.0001	0.0001		0.0001	0.0001	0.00003	0.0012	実施例
I	0.078	0.45	2.18	0.014	0.003	0.03	0.023	0.53	0.0038	0.0001	0.0001		0.0001	0.0001	0.00003	0.0012	実施例
J	0.081	0.54	2.18	0.014	0.003	0.03	0.023	0.53	0.0038	0.0001	0.0001		0.0001	0.0001	0.00003	0.0004	比較例
K	0.08	0.82	2.18	0.014	0.003	0.03	0.023	0.53	0.0038	0.0001	0.0001		0.0001	0.0001	0.00003	0.0012	実施例
L	0.079	1.25	2.18	0.014	0.003	0.03	0.023	0.53	0.0038	0.0001	0.0001		0.0001	0.0001	0.00003	0.0012	比較例
M	0.085	0.48	1.8	0.01	0.002	0.04	0.028	0.55	0.0031	0.0002	0.0002	0.0001	0.0001	0.0001	0.00003	0.0012	比較例
N	0.085	0.48	2.2	0.01	0.002	0.04	0.028	0.55	0.0031	0.0002	0.0002	0.0001	0.0001	0.0001	0.00003	0.0012	実施例
O	0.084	0.48	2.3	0.01	0.002	0.04	0.028	0.55	0.0031	0.0002	0.0002	0.0001	0.0001	0.0001	0.00003	0.0012	実施例
P	0.085	0.48	2.8	0.01	0.002	0.04	0.028	0.55	0.0031	0.0002	0.0002	0.0001	0.0001	0.0001	0.00003	0.0012	比較例
Q	0.076	0.43	2.22	0.013	0.003	0.04	0.008	0.48	0.0028	0.0001	0.0001	0.0001	0.0002		0.00003	0.0012	比較例
R	0.077	0.43	2.22	0.013	0.003	0.04	0.018	0.48	0.0028	0.0001	0.0001	0.0001	0.0002		0.00003	0.0012	実施例
S	0.078	0.43	2.22	0.013	0.003	0.04	0.021	0.48	0.0028	0.0001	0.0001	0.0001	0.0002		0.00003	0.0012	実施例
T	0.077	0.43	2.22	0.013	0.003	0.04	0.028	0.48	0.0028	0.0001	0.0001	0.0001	0.0002		0.00003	0.0012	実施例
U	0.076	0.43	2.22	0.013	0.003	0.04	0.042	0.48	0.0028	0.0001	0.0001	0.0001	0.0002		0.00003	0.0012	実施例
V	0.078	0.43	2.22	0.013	0.003	0.04	0.068	0.48	0.0028	0.0001	0.0001	0.0001	0.0002		0.00003	0.0012	比較例
W	0.083	0.47	2.1	0.005	0.002	0.04	0.024	0.52	0.0033		0.0003	0.0002	0.0002		0.00003	0.0011	実施例
X	0.082	0.47	2.1	0.012	0.002	0.04	0.024	0.52	0.0033		0.0003	0.0002	0.0002		0.00003	0.0003	比較例
Y	0.083	0.47	2.1	0.021	0.002	0.04	0.024	0.52	0.0033		0.0003	0.0002	0.0002		0.00003	0.0011	実施例
Z	0.084	0.47	2.1	0.035	0.002	0.04	0.024	0.52	0.0033		0.0003	0.0002	0.0002		0.00003	0.0011	比較例

10

20

30

40

鋼種	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Cr	N	Nb	V	W	Mo	Zr	B	Sn	区分
AA	0.074	0.44	2.18	0.011	0.002	0.04	0.025	0.52	0.0038	0.0003		0.0002	0.0003	0.0002	0.00003	0.0011	実施例
AB	0.074	0.44	2.18	0.011	0.008	0.04	0.025	0.52	0.0038	0.0003		0.0002	0.0003	0.0002	0.00003	0.0011	実施例
AC	0.074	0.44	2.18	0.011	0.015	0.04	0.025	0.52	0.0038	0.0003		0.0002	0.0003	0.0002	0.00003	0.0011	比較例
AD	0.081	0.48	2.23	0.012	0.002	0.04	0.028	0.08	0.0038	0.0002	0.0001	0.0002	0.0003	0.0002	0.00003	0.0011	比較例
AE	0.081	0.48	2.23	0.012	0.002	0.04	0.028	0.15	0.0038	0.0002	0.0001	0.0002	0.0003	0.0002	0.00003	0.0011	実施例
AF	0.081	0.48	2.23	0.012	0.002	0.04	0.028	0.45	0.0038	0.0002	0.0001	0.0002	0.0003	0.0002	0.00003	0.0011	実施例
AG	0.081	0.48	2.23	0.012	0.002	0.04	0.028	0.73	0.0038	0.0002	0.0001	0.0002	0.0003	0.0002	0.00003	0.0011	実施例
AH	0.081	0.48	2.23	0.012	0.002	0.04	0.028	1.32	0.0038	0.0002	0.0001	0.0002	0.0003	0.0002	0.00003	0.0011	比較例
AI	0.081	0.42	2.23	0.014	0.002	0.04	0.027	0.48	0.0025	0.005	0.0003	0.0002	0.0003	0.0001	0.00003	0.0011	比較例
AJ	0.081	0.42	2.23	0.014	0.002	0.04	0.027	0.48	0.0025	0.013	0.0003	0.0002	0.0003	0.0002	0.00003	0.0011	比較例
AK	0.081	0.42	2.23	0.014	0.002	0.04	0.027	0.48	0.0025	0.0023	0.0003	0.0002	0.0003	0.0002	0.00003	0.0011	比較例
AL	0.079	0.42	2.23	0.014	0.002	0.04	0.027	0.48	0.0025	0.0002	0.0032	0.0002	0.0045	0.0002	0.00003	0.0011	比較例
AM	0.093	0.42	2.23	0.014	0.002	0.04	0.027	0.48	0.0025	0.0002	0.0003	0.0002	0.0003	0.0032	0.00003	0.0011	比較例
AN	0.089	0.42	2.23	0.014	0.002	0.04	0.027	0.48	0.0025	0.0002	0.0003	0.0034	0.0003	0.0032	0.00003	0.0011	比較例
AO	0.077	0.42	2.23	0.014	0.002	0.04	0.027	0.48	0.0025	0.021	0.032	0.0002	0.0003	0.0002	0.00003	0.0011	比較例
AP	0.078	0.45	2.18	0.014	0.002	0.04	0.027	0.48	0.0025	0.0002	0.0003	0.0002	0.0003	0.0002	0.0005	0.0011	比較例
AQ	0.081	0.45	2.19	0.014	0.002	0.04	0.027	0.48	0.0025	0.0002	0.0003	0.0002	0.0003	0.0002	0.0015	0.0011	比較例
AR	0.078	0.25	2.3	0.012	0.002	0.03	0.035	0.49	0.0025	0.0002	0.0003		0.0004	0.0002	0.00003	0.0013	実施例
AS	0.078	0.25	2.3	0.012	0.002	0.03	0.035	0.49	0.0025	0.0002	0.0003		0.0004	0.0002	0.00003	0.028	実施例
AT	0.078	0.25	2.3	0.012	0.002	0.03	0.035	0.49	0.0025	0.0002	0.0003		0.0004	0.0002	0.00003	0.0081	実施例
AU	0.078	0.25	2.3	0.012	0.002	0.03	0.035	0.49	0.0025	0.0002	0.0003		0.0004	0.0002	0.00003	0.025	実施例
AV	0.082	0.25	2.3	0.012	0.002	0.04	0.035	0.5	0.0033		0.0001		0.0001	0.0002	0.00003	0.153	比較例
AW	0.078	0.44	2.21	0.012	0.002	0.03	0.025	0.49	0.0025	0.0002	0.0003		0.0004	0.0002	0.00003	0.0015	実施例
AX	0.078	0.44	2.21	0.012	0.002	0.03	0.025	0.49	0.0025	0.0002	0.0003		0.0004	0.0002	0.00003	0.0024	実施例
AY	0.078	0.44	2.21	0.012	0.002	0.03	0.025	0.49	0.0025	0.0002	0.0003		0.0004	0.0002	0.00003	0.0078	実施例
AZ	0.078	0.44	2.21	0.012	0.002	0.03	0.025	0.49	0.0025	0.0002	0.0003		0.0004	0.0002	0.00003	0.023	実施例
BA	0.082	0.44	2.2	0.012	0.002	0.04	0.024	0.5	0.0033		0.0001		0.0001	0.0002	0.00003	0.132	比較例

【表 2】

表 2

実験 番号	鋼 種	鋼種 区分 (表1)	スラブ 加熱 温度 (°C)	仕上げ 温度 (°C)	捲取 温度 (°C)	熱延 板厚 (mm)	冷延率 Total (%)	1パス 目の 冷延率 (%)	2パス 目の 冷延率 (%)	3パス 目の 冷延率 (%)	4パス 目の 冷延率 (%)	5パス 目の 冷延率 (%)	冷延 板厚 (mm)	600°Cから 焼鈍温度 までの 加熱速度 (°C/s)	焼鈍 温度 (°C)	Ac3 温度	保持 時間 (s)	焼鈍温度 から550°C までの 冷却速度 (°C/s)
1	A	比較例	1250	900	550	2.8	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.4	1.9	780	864	120	11.0
2	B	実施例	1250	900	550	2.8	50.0	15.0	13.5	11.0	10.0	15.0	1.4	1.9	780	850	120	11.0
3	C	実施例	1250	900	550	2.8	50.0	20.0	15.0	14.5	14.0		1.4	1.9	780	843	120	11.0
4	D	実施例	1250	900	550	2.8	50.0	20.0	12.8	11.0	10.5	10.0	1.4	1.9	780	838	120	11.0
5	E	比較例	1250	900	550	2.8	50.0	20.0	15.0	14.5	14.0		1.4	1.9	780	829	120	11.0
6	F	比較例	1250	900	550	2.8	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.4	1.9	780	820	120	11.0
7	G	比較例	1150	880	520	2.8	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.4	1.9	775	828	120	11.0
8	H	実施例	1150	880	520	2.8	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.4	1.9	775	835	120	11.0
9	I	実施例	1150	880	520	2.8	50.0	15.0	13.5	11.0	10.0	15.0	1.4	1.9	775	845	120	11.0
10	J	比較例	1150	880	520	2.8	50.0	20.0	12.8	11.0	10.5	10.0	1.4	1.9	775	848	120	11.0
11	K	実施例	1150	880	520	2.8	50.0	20.0	15.0	14.5	14.0		1.4	1.9	850	860	120	11.0
12	L	比較例	1150	880	520	2.8	50.0	20.0	15.0	14.5	14.0		1.4	1.9	775	880	120	11.0
13	M	比較例	1200	900	570	2.8	50.0	15.0	13.5	11.0	10.0	15.0	1.4	1.9	760	854	120	11.0
14	N	実施例	1200	900	570	2.8	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.4	1.9	760	846	120	11.0
15	O	実施例	1200	900	570	2.8	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.4	1.9	760	834	120	11.0
16	P	比較例	1200	900	570	2.8	50.0	15.0	13.5	11.0	10.0	15.0	1.4	1.9	780	844	120	11.0
17	Q	比較例	1250	900	570	2.8	50.0	15.0	13.5	11.0	10.0	15.0	1.4	1.9	780	843	120	11.0
18	R	実施例	1250	900	570	2.8	50.0	20.0	12.8	11.0	10.5	10.0	1.4	1.9	780	843	120	11.0
19	S	実施例	1250	900	570	2.8	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.4	1.9	780	843	120	11.0
20	T	実施例	1250	900	570	2.8	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.4	1.9	780	843	120	11.0
21	U	実施例	1250	900	570	2.8	50.0	20.0	12.8	11.0	10.5	10.0	1.4	1.9	780	844	120	11.0
22	V	比較例	1250	900	570	2.8	50.0	50.0					1.4	1.9	780	843	120	11.0
23	W	実施例	1100	880	500	4.0	50.0	15.0	13.5	11.0	10.0	15.0	2.0	1.5	770	848	145	7.6
24	X	比較例	1100	880	500	4.0	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	2.0	1.5	770	848	145	7.6
25	Y	実施例	1100	880	500	4.0	50.0	20.0	15.0	14.5	14.0		2.0	1.5	770	848	145	7.6
26	Z	比較例	1100	880	500	4.0	50.0	20.0	12.8	11.0	10.5	10.0	2.0	1.5	770	847	145	7.6
27	AA	実施例	1200	880	500	4.0	50.0	20.0	12.8	11.0	10.5	10.0	2.0	1.5	770	848	145	7.6
28	AB	実施例	1200	880	500	4.0	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	2.0	1.5	770	848	145	7.6

10

20

30

40

実験番号	鋼種	鋼種区分(表1)	スラブ加熱温度(°C)	仕上げ温度(°C)	捲取温度(°C)	熱延板厚(mm)	冷延率Total(%)	1パス目の冷延率(%)	2パス目の冷延率(%)	3パス目の冷延率(%)	4パス目の冷延率(%)	5パス目の冷延率(%)	冷延板厚(mm)	600°Cから焼鈍温度までの加熱速度(°C/s)	焼鈍温度(°C)	Ac3温度	保持時間(s)	焼鈍温度から650°Cまでの冷却速度(°C/s)
29	AC	比較例	1200	880	500	4.0	50.0	15.0	13.5	11.0	10.0	15.0	2.0	1.5	770	848	145	7.6
30	AD	比較例	1150	880	550	4.0	50.0	50.0					2.0	1.5	770	837	145	7.6
31	AE	実施例	1150	880	550	4.0	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	2.0	1.5	770	839	145	7.6
32	AF	実施例	1150	880	550	4.0	50.0	15.0	13.5	11.0	10.0	15.0	2.0	1.5	770	845	145	7.6
33	AG	実施例	1150	880	550	4.0	50.0	20.0	12.8	11.0	10.5	10.0	2.0	1.5	770	850	145	7.6
34	AH	比較例	1150	880	550	4.0	50.0	20.0	12.8	11.0	10.5	10.0	2.0	1.5	770	862	145	7.6
35	AI	比較例	1200	900	550	2.4	50.0	50.0					1.2	2.1	760	842	105	13.0
36	AJ	比較例	1200	900	550	2.4	50.0	50.0					1.2	2.1	760	842	105	13.0
37	AK	比較例	1200	900	550	2.4	50.0	50.0					1.2	2.1	760	842	105	13.0
38	AL	比較例	1200	900	550	2.4	50.0	50.0					1.2	2.1	760	843	105	13.0
39	AM	比較例	1200	900	550	2.4	50.0	50.0					1.2	2.1	760	838	105	13.0
40	AN	比較例	1200	900	550	2.4	50.0	50.0					1.2	2.1	760	839	105	13.0
41	AO	比較例	1200	900	550	2.4	50.0	50.0					1.2	2.1	760	846	105	13.0
42	AP	比較例	1200	900	550	2.4	50.0	50.0					1.2	2.1	760	845	105	13.0
43	AQ	比較例	1200	900	550	2.4	50.0	50.0					1.2	2.1	760	844	105	13.0
44	AR	実施例	1200	900	550	2.4	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.2	2.1	760	833	105	13.0
45	AS	実施例	1200	900	550	2.4	50.0	20.0	12.8	11.0	10.5	10.0	1.2	2.1	760	833	105	13.0
46	AT	実施例	1200	900	550	2.4	50.0	15.0	13.5	11.0	10.0	15.0	1.2	2.1	760	833	105	13.0
47	AU	実施例	1200	900	550	2.4	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.2	2.1	760	833	105	13.0
48	AV	比較例	1200	900	550	2.4	50.0	20.0	12.8	11.0	10.5	10.0	1.2	2.1	760	832	105	13.0
49	AW	実施例	1200	900	550	2.4	50.0	20.0	15.0	14.5	14.0		1.2	2.1	760	843	105	13.0
50	AX	実施例	1200	900	550	2.4	50.0	20.0	12.8	11.0	10.5	10.0	1.2	2.1	760	843	105	13.0
51	AY	実施例	1200	900	550	2.4	50.0	15.0	13.5	11.0	10.0	15.0	1.2	2.1	760	843	105	13.0
52	AZ	実施例	1200	900	550	2.4	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.2	2.1	760	843	105	13.0
53	BA	比較例	1200	900	550	2.4	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.2	2.1	760	843	105	13.0
54	C	実施例	1250	900	680	2.8	50.0	20.0	15.0	14.5	14.0		1.4	1.9	780	843	120	11.0
55	C	実施例	1250	900	630	2.8	50.0	26.0	24.0	11.0			1.4	1.9	780	843	120	11.0
56	C	実施例	1250	900	550	2.8	50.0	20.0	12.8	11.0	10.5	10.0	1.4	1.9	780	843	120	11.0
57	C	実施例	1250	900	550	1.8	20.0	11.1	10.0				1.4	1.9	780	843	120	11.0

10

20

30

40

実験番号	鋼種	鋼種区分(表1)	スラブ加熱温度(℃)	仕上げ温度(℃)	捲取温度(℃)	熱延板厚(mm)	冷延率Total(%)	1パス目の冷延率(%)	2パス目の冷延率(%)	3パス目の冷延率(%)	4パス目の冷延率(%)	5パス目の冷延率(%)	冷延板厚(mm)	600℃から焼鈍温度までの加熱速度(℃/s)	焼鈍温度(℃)	Ac3温度	保持時間(s)	焼鈍温度から650℃までの冷却速度(℃/s)
58	C	実施例	1250	900	550	2.4	41.0	17.0	16.9	14.5			1.4	1.9	780	843	120	11.0
59	C	実施例	1250	900	550	4.0	65.0	21.0	20.0	20.0	18.5	15.0	1.4	1.9	780	843	120	11.0
60	C	実施例	1250	900	550	4.0	80.0	44.0	43.0	37.5			0.8	3.9	780	843	60	19.0
61	C	実施例	1250	900	550	2.8	50.0	15.0	13.5	11.0	10.0	15.0	1.4	0.3	780	843	120	11.0
62	C	実施例	1250	900	550	2.8	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.4	1.9	780	843	120	11.0
63	C	実施例	1250	900	550	2.8	50.0	20.0	12.8	11.0	10.5	10.0	1.4	3.5	780	843	120	11.0
64	C	実施例	1250	900	550	2.8	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.4	5.2	780	843	120	11.0
65	C	実施例	1250	900	550	2.8	50.0	15.0	13.5	11.0	10.0	15.0	1.4	7.1	780	843	120	11.0
66	C	実施例	1250	900	550	2.8	50.0	20.0	15.0	14.5	14.0		1.4	1.9	710	843	120	11.0
67	C	実施例	1250	900	550	2.8	50.0	15.0	13.5	11.0	10.0	15.0	1.4	1.9	720	843	120	11.0
68	C	実施例	1250	900	550	2.8	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.4	1.9	745	843	120	11.0
69	C	実施例	1250	900	550	2.8	50.0	15.0	13.5	11.0	10.0	15.0	1.4	1.9	780	843	120	11.0
70	C	実施例	1250	900	550	2.8	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.4	1.9	795	843	120	11.0
71	C	実施例	1250	900	550	2.8	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.4	1.9	830	843	120	11.0
72	C	実施例	1250	900	550	2.8	50.0	15.0	13.5	11.0	10.0	15.0	1.4	1.9	862	843	120	11.0
73	C	実施例	1250	900	550	2.8	50.0	50.0					1.4	1.9	780	843	5	11.0
74	C	実施例	1250	900	550	2.8	50.0	20.0	15.0	14.5	14.0		1.4	1.9	780	843	25	11.0
75	C	実施例	1250	900	550	2.8	50.0	20.0	12.8	11.0	10.5	10.0	1.4	1.9	780	843	120	11.0
76	C	実施例	1250	900	550	2.8	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.4	1.9	780	843	300	11.0
77	C	実施例	1250	900	550	2.8	50.0	50.0					1.4	1.9	780	843	120	3.2
78	C	実施例	1250	900	550	2.8	50.0	20.0	12.8	11.0	10.5	10.0	1.4	1.9	780	843	120	5.8
79	C	実施例	1250	900	550	2.8	50.0	20.0	15.0	14.5	14.0		1.4	1.9	780	843	120	8.2
80	C	実施例	1250	900	550	2.8	50.0	20.0	12.8	11.0	10.5	10.0	1.4	1.9	780	843	120	11.0
81	C	実施例	1250	900	550	2.8	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.4	1.9	780	843	120	23.0
82	C	実施例	1250	900	550	2.8	50.0	50.0					1.4	1.9	780	843	120	11.0
83	C	実施例	1250	900	550	2.8	50.0	15.0	13.5	11.0	10.0	15.0	1.4	1.9	780	843	120	11.0
84	C	実施例	1250	900	550	2.8	50.0	20.0	12.8	11.0	10.5	10.0	1.4	1.9	780	843	120	11.0
85	C	実施例	1250	900	550	2.8	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.4	1.9	780	843	120	11.0
86	C	実施例	1250	900	550	2.8	50.0	20.0	12.8	11.0	10.5	10.0	1.4	1.9	780	843	120	11.0

10

20

30

40

実験番号	鋼種	鋼種区分(表1)	スラブ加熱温度(℃)	仕上げ温度(℃)	捲取温度(℃)	熱延板厚(mm)	冷延率Total(%)	1パス目の冷延率(%)	2パス目の冷延率(%)	3パス目の冷延率(%)	4パス目の冷延率(%)	5パス目の冷延率(%)	冷延板厚(mm)	600℃から焼鈍温度までの加熱速度(℃/s)	焼鈍温度(℃)	Ac3温度	保持時間(s)	焼鈍温度から550℃までの冷却速度(℃/s)
87	H	実施例	1150	880	680	2.8	50.0	20.0	15.0	14.5	14.0		1.4	1.9	780	835	120	11.0
88	H	実施例	1150	880	630	2.8	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.4	1.9	780	835	120	11.0
89	H	実施例	1150	880	550	2.8	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.4	1.9	780	835	10	11.0
90	H	実施例	1150	880	550	1.8	20.0	11.0	10.0				1.4	1.9	780	835	120	11.0
91	H	実施例	1150	880	550	2.4	41.0	24.0	22.4				1.4	1.9	780	835	120	11.0
92	H	実施例	1150	880	550	4.0	65.0	25.0	24.0	24.0	19.0		1.4	1.9	780	835	120	11.0
93	H	実施例	1150	880	550	4.0	80.0	35.0	35.0	25.0	21.0	20.0	0.8	3.9	780	835	60	19.0
94	H	実施例	1150	880	550	2.8	50.0	20.0	12.8	11.0	10.5	10.0	1.4	0.3	780	835	120	11.0
95	H	実施例	1150	880	550	2.8	50.0	15.0	13.5	11.0	10.0	15.0	1.4	1.9	780	835	120	11.0
96	H	実施例	1150	880	550	2.8	70.0	24.0	22.0	21.0	20.0	20.0	0.84	3.5	780	835	120	11.0
97	H	実施例	1150	880	550	2.8	50.0	20.0	15.0	14.5	14.0		1.4	5.2	780	835	120	11.0
98	H	実施例	1150	880	550	2.8	50.0	20.0	12.8	11.0	10.5	10.0	1.4	7.1	780	835	120	11.0
99	H	実施例	1150	880	550	2.8	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.4	1.9	710	835	120	11.0
100	H	実施例	1150	880	550	2.8	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.4	1.9	720	835	120	11.0
101	H	実施例	1150	880	550	2.8	50.0	20.0	15.0	14.5	14.0		1.4	1.9	745	835	120	11.0
102	H	実施例	1150	880	550	2.8	50.0	20.0	12.8	11.0	10.5	10.0	1.4	1.9	780	835	120	11.0
103	H	実施例	1150	880	550	2.8	50.0	20.0	15.0	14.5	14.0		1.4	1.9	795	835	120	11.0
104	H	実施例	1150	880	550	2.8	50.0	15.0	13.5	11.0	10.0	15.0	1.4	1.9	830	835	120	11.0
105	H	実施例	1150	880	550	2.8	50.0	20.0	12.8	11.0	10.5	10.0	1.4	1.9	862	835	120	11.0
106	H	実施例	1150	880	550	2.8	50.0	50.0					1.4	1.9	780	835	5	11.0
107	H	実施例	1150	880	550	2.8	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.4	1.9	780	835	25	11.0
108	H	実施例	1000	880	550	2.8	50.0	20.0	12.8	11.0	10.5	10.0	1.4	1.9	780	835	120	11.0
109	H	実施例	1150	880	550	2.8	50.0	50.0					1.4	1.9	780	835	300	11.0
110	H	実施例	1150	880	550	2.8	50.0	50.0					1.4	1.9	780	835	120	3.2
111	H	実施例	1150	880	550	2.8	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.4	1.9	780	835	120	5.8
112	H	実施例	1150	880	550	2.8	50.0	20.0	15.0	14.5	14.0		1.4	1.9	780	835	120	8.2
113	H	実施例	1350	880	550	2.8	50.0	15.0	13.5	11.0	10.0	15.0	1.4	1.9	780	835	120	11.0
114	H	実施例	1150	880	550	2.8	50.0	20.0	12.8	11.0	10.5	10.0	1.4	1.9	780	835	120	23.0
115	H	実施例	1150	880	550	2.8	50.0	50.0					1.4	1.9	780	835	120	11.0

10

20

30

40

実験 番号	鋼 種	鋼種 区分 (表1)	アブ 加熱 温度 (°C)	仕上げ 温度 (°C)	捲取 温度 (°C)	熱延 板厚 (mm)	冷延率 Total (%)	1°ス 目の 冷延率 (%)	2°ス 目の 冷延率 (%)	3°ス 目の 冷延率 (%)	4°ス 目の 冷延率 (%)	5°ス 目の 冷延率 (%)	冷延 板厚 (mm)	600°Cから 焼鈍温度 までの 加熱速度 (°C/s)	焼鈍 温度 (°C)	Ac3 温度	保持 時間 (s)	焼鈍温度 から650°C までの 冷却速度 (°C/s)
116	H	実施例	1150	880	550	2.8	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.4	1.9	780	835	120	11.0
117	H	実施例	1150	880	550	2.8	50.0	20.0	15.0	14.5	14.0		1.4	1.9	780	835	120	11.0
118	H	実施例	1150	880	550	2.8	50.0	20.0	12.8	11.0	10.5	10.0	1.4	1.9	780	835	120	11.0
119	H	実施例	1150	880	550	2.8	50.0	15.0	13.5	11.0	10.0	15.0	1.4	1.9	780	835	120	11.0
120	R	実施例	1250	900	680	2.8	50.0	20.0	12.8	11.0	10.5	10.0	1.4	1.9	780	843	120	11.0
121	R	実施例	1250	900	630	2.8	50.0	20.0	15.0	14.5	14.0		1.4	1.9	780	843	120	11.0
122	R	実施例	1250	900	550	2.8	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.4	1.9	780	843	120	11.0
123	R	実施例	1250	900	570	1.8	20.0	8.0	7.0	6.5			1.4	1.9	780	843	120	11.0
124	R	実施例	1250	900	570	2.4	41.0	17.0	16.0	8.0	8.0		1.4	1.9	780	843	120	11.0
125	R	実施例	1250	900	570	4.0	65.0	24.0	24.0	16.0	16.0	14.0	1.4	1.9	780	843	120	11.0
126	R	実施例	1250	900	570	4.0	80.0	29.0	28.0	28.0	28.0	24.5	0.8	3.9	780	843	60	19.0
127	R	実施例	1250	900	570	2.8	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.4	0.3	780	843	120	11.0
128	R	実施例	1350	900	570	2.8	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.4	1.9	780	843	120	11.0
129	R	実施例	1250	900	570	2.8	50.0	15.0	13.5	11.0	10.0	15.0	1.4	3.5	780	843	120	11.0
130	R	実施例	1250	900	570	2.8	50.0	15.0	13.5	11.0	10.0	15.0	1.4	5.2	780	843	120	11.0
131	R	実施例	1250	900	570	2.8	50.0	20.0	15.0	14.5	14.0		1.4	7.1	780	843	120	11.0
132	R	実施例	1250	900	570	2.8	50.0	20.0	12.8	11.0	10.5	10.0	1.4	1.9	710	843	120	11.0
133	R	実施例	1250	900	570	2.8	50.0	20.0	12.8	11.0	10.5	10.0	1.4	1.9	720	843	120	11.0
134	R	実施例	1250	900	570	2.8	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.4	1.9	745	843	120	11.0
135	R	実施例	1100	900	570	2.8	50.0	20.0	12.8	11.0	10.5	10.0	1.4	1.9	780	843	120	11.0
136	R	実施例	1250	900	570	2.8	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.4	1.9	795	843	120	11.0
137	R	実施例	1250	900	570	2.8	50.0	20.0	15.0	14.5	14.0		1.4	1.9	830	843	120	11.0
138	R	実施例	1250	900	570	2.8	50.0	15.0	13.5	11.0	10.0	15.0	1.4	1.9	862	843	120	11.0
139	R	実施例	1250	900	570	2.8	50.0	50.0					1.4	1.9	780	843	5	11.0
140	R	実施例	1250	900	570	2.8	50.0	20.0	12.8	11.0	10.5	10.0	1.4	1.9	780	843	25	11.0
141	R	実施例	1250	900	570	2.8	50.0	15.0	13.5	11.0	10.0	15.0	1.4	1.9	780	843	10	11.0
142	R	実施例	1250	900	570	2.8	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.4	1.9	780	843	300	11.0
143	R	実施例	1250	900	570	2.8	50.0	50.0					1.4	1.9	780	843	120	3.2
144	R	実施例	1250	900	570	2.8	50.0	20.0	15.0	14.5	14.0		1.4	1.9	780	843	120	5.8

10

20

30

40

実験番号	鋼種	鋼種区分 (表1)	スラブ 加熱 温度 (℃)	仕上げ 温度 (℃)	捲取 温度 (℃)	熱延 板厚 (mm)	冷延率 Total (%)	1パス 目の 冷延率 (%)	2パス 目の 冷延率 (%)	3パス 目の 冷延率 (%)	4パス 目の 冷延率 (%)	5パス 目の 冷延率 (%)	冷延 板厚 (mm)	600℃から 焼鈍温度 までの 加熱速度 (℃/s)	焼鈍 温度 (℃)	Ac3 温度	保持 時間 (s)	焼鈍温度 から650℃ までの 冷却速度 (℃/s)
145	R	実施例	1250	900	570	2.8	50.0	20.0	12.8	11.0	10.5	10.0	1.4	1.9	780	843	120	8.2
146	R	実施例	1250	900	570	2.8	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.4	1.9	780	843	120	11.0
147	R	実施例	1250	900	570	2.8	50.0	15.0	13.5	11.0	10.0	15.0	1.4	1.9	780	843	120	23.0
148	R	実施例	1250	900	570	2.8	50.0	50.0					1.4	1.9	780	843	120	11.0
149	R	実施例	1250	900	570	2.8	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.4	1.9	780	843	120	11.0
150	R	実施例	1250	900	570	2.8	50.0	20.0	12.8	11.0	10.5	10.0	1.4	1.9	780	843	120	11.0
151	R	実施例	1250	900	570	2.8	30.0	14.0	10.0	9.5			2.0	1.9	780	843	120	11.0
152	R	実施例	1250	900	570	2.8	50.0	15.0	15.0	13.5	11.0	10.0	1.4	1.9	780	843	120	11.0

10

20

30

40

実験 番号	鋼 種	600℃から 500℃ までの 冷却速度 (℃/s)	焼鈍板の α粒径 (μm)	フェライト 相分率 (%)	低温 変態相の 平均粒径 (μm)	ナ/硬度 の比	ナ/硬度 の変動	降伏比	引張 強度	強度 延性 バラス	強度 穴拡 バラス	スポット 溶解性	めっき 濡れ性	合金化	降伏 応力の 変動	備考	区分
1	A	1.0	16	73	1.13	1.2	×	×	×	×	×	○	○	○	◎		比較例
2	B	1.0	16	72	0.45	2.3	○	○	○	○	○	○	○	○	◎		実施例
3	C	1.0	16	73	0.52	2.1	◎	○	○	◎	◎	○	○	○	◎		実施例
4	D	1.0	16	74	0.52	2.2	◎	○	○	◎	◎	○	○	○	◎		実施例
5	E	1.0	16	71	0.57	2.1	○	○	○	◎	○	×	○	○	◎		比較例
6	F	1.0	16	73	0.70	2.3	○	○	○	◎	○	×	○	○	◎		比較例
7	G	1.0	14	76	1.32	1.2	×	×	×	×	×	○	○	○	○		比較例
8	H	1.0	14	77	0.42	2.8	△	○	○	△	○	○	○	○	○		実施例
9	I	1.0	13	77	0.67	2.2	◎	○	○	◎	◎	○	○	○	◎		実施例
10	J	1.0	13	76	0.66	2.3	△	○	○	◎	◎	○	○	×	○		比較例
11	K	1.0	12	73	0.67	2.3	△	○	○	◎	△	○	○	○	○		実施例
12	L	1.0	11	77	0.72	1.9	△	○	○	◎	◎	○	×	×	○		比較例
13	M	1.0	16	85	1.13	0.8	×	×	×	×	×	○	○	○	○		比較例
14	N	1.0	16	86	0.52	1.9	○	○	○	◎	◎	○	○	○	◎		実施例
15	O	1.0	16	88	0.55	2.0	◎	○	○	◎	◎	○	○	○	◎		実施例
16	P	1.0	16	86	1.17	1.9	○	○	○	○	×	○	○	○	○		比較例
17	Q	1.0	18	68	0.41	4.2	×	○	×	×	×	○	○	○	×		比較例
18	R	1.0	18	75	0.67	2.8	△	○	○	○	○	○	○	○	○		実施例
19	S	1.0	18	72	0.61	2.3	◎	○	○	◎	◎	○	○	○	◎		実施例
20	T	1.0	18	73	0.58	2.2	○	○	○	◎	◎	○	○	○	◎		実施例
21	U	1.0	17	73	0.57	2.1	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
22	V	1.0	17	64	1.19	2.1	△	○	○	○	×	○	○	○	×		比較例
23	W	0.7	12	81	0.58	2.2	○	○	○	◎	◎	○	○	○	◎		実施例
24	X	0.7	12	83	0.59	2.1	◎	○	○	◎	◎	○	○	×	◎		比較例
25	Y	0.7	12	83	0.59	2.2	◎	○	○	◎	◎	○	○	○	◎		実施例
26	Z	0.7	12	82	0.57	2.2	◎	○	○	◎	◎	×	○	○	◎		比較例
27	AA	0.7	12	81	0.34	2.2	○	○	○	◎	◎	○	○	○	◎		実施例
28	AB	0.7	12	83	0.44	2.1	◎	○	○	◎	◎	○	○	○	◎		実施例
29	AC	0.7	12	82	0.34	2.2	○	○	○	◎	◎	×	○	○	◎		比較例

10

20

30

40

実験番号	鋼種	600℃から500℃までの冷却速度(℃/s)	焼鈍板のα粒径(μm)	フェライト相分率(%)	低温変態相の平均粒径(μm)	ナ/硬度の比	ナ/硬度の変動	降伏比	引張強度	強度延性バランス	強度六拡バランス	スポット溶接性	めっき濡れ性	合金化	降伏応力の変動	備考	区分
30	AD	0.7	16	61	0.55	2.9	○	○	○	×	◎	○	○	○	×		比較例
31	AE	0.7	16	83	0.55	2.5	○	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
32	AF	0.7	16	82	0.54	2.3	◎	○	○	◎	◎	○	○	○	◎		実施例
33	AG	0.7	16	81	0.57	2.2	○	○	○	○	○	○	○	○	◎		実施例
34	AH	0.7	16	83	1.37	1.8	○	○	×	×	×	○	○	○	◎		比較例
35	AI	1.0	14	64	0.55	2.3	○	○	○	×	◎	○	○	○	×		比較例
36	AI	1.0	14	64	0.48	2.3	◎	○	○	×	◎	○	○	○	×		比較例
37	AK	1.0	14	65	0.49	2.2	◎	○	○	×	◎	○	○	○	×		比較例
38	AL	1.0	14	64	0.52	2.2	○	○	○	×	◎	○	○	○	×		比較例
39	AM	1.0	14	65	0.54	2.3	◎	○	○	×	◎	○	○	○	×		比較例
40	AN	1.0	14	64	0.54	2.1	○	○	○	×	◎	○	○	○	×		比較例
41	AO	1.0	14	86	0.53	2.3	◎	○	○	◎	◎	○	○	○	×		比較例
42	AP	1.0	14	84	0.52	2.1	○	○	○	◎	◎	○	○	○	×		比較例
43	AQ	1.0	14	86	0.52	2.2	○	○	○	◎	◎	○	○	○	×		比較例
44	AR	1.0	14	84	0.57	2.3	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
45	AS	1.0	14	83	0.57	2.3	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
46	AT	1.0	14	84	0.58	2.1	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
47	AU	1.0	14	84	0.59	2.3	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
48	AV	1.0	14	83	0.59	2.2	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○	熱延板に疵発生	比較例
49	AW	1.0	14	83	0.55	2.1	◎	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
50	AX	1.0	14	84	0.55	2.1	◎	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
51	AY	1.0	14	83	0.53	1.9	◎	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
52	AZ	1.0	14	82	0.52	2.0	○	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
53	BA	1.0	14	83	0.55	2.0	○	○	○	◎	◎	○	○	○	○	熱延板に疵発生	比較例
54	C	1.0	26	86	0.72	1.3	○	×	×	×	○	○	○	○	○		比較例
55	C	1.0	22	84	0.52	1.1	○	×	×	×	○	○	○	○	○		比較例
56	C	1.0	16	73	0.52	2.1	◎	○	○	◎	◎	○	○	○	◎		実施例
57	C	1.0	23	72	1.40	2.3	○	○	○	◎	×	○	○	○	○		比較例
58	C	1.0	18	73	0.78	2.1	○	○	○	◎	◎	○	○	○	◎		実施例

10

20

30

40

実験 番号	鋼 種	600℃から 500℃ までの 冷却速度 (℃/s)	焼鈍板の α粒径 (μm)	フェライト 相分率 (%)	低温 変態相の 平均粒径 (μm)	ナ/硬度 の比	ナ/硬度 の変動	降伏比	引張 強度	強度 延性 バランス	強度 穴拡 バランス	スポット 溶接性	めっき 濡れ性	合金化	降伏 応力の 変動	備考	区分
59	C	1.0	12	73	0.43	1.9	◎	○	○	◎	◎	○	○	○	◎		実施例
60	C	1.6	7	72	1.72	1.8	◎	○	×	○	×	○	○	○	×		比較例
61	C	1.0	21	73	1.52	1.7	○	○	○	◎	×	○	○	○	◎		比較例
62	C	1.0	16	73	0.52	2.1	◎	○	○	◎	◎	○	○	○	◎		実施例
63	C	1.0	15	72	0.52	2.1	◎	○	○	◎	◎	○	○	○	◎		実施例
64	C	1.0	15	73	0.52	2.1	○	○	○	○	△	○	○	○	○		実施例
65	C	1.0	15	78	1.12	2.1	○	○	×	×	×	○	○	○	◎		比較例
66	C	1.0	12	95	0.08	3.6	○	×	×	△	×	○	○	○	◎		比較例
67	C	1.0	13	89	0.62	2.5	○	○	○	△	△	○	○	○	○		実施例
68	C	1.0	14	88	0.52	2.1	○	○	○	○	○	○	○	○	◎		実施例
69	C	1.0	16	75	0.52	2.1	◎	○	○	◎	◎	○	○	○	◎		実施例
70	C	1.0	17	73	0.52	2.1	◎	○	○	◎	◎	○	○	○	◎		実施例
71	C	1.0	19	71	0.73	1.8	○	○	○	◎	△	○	○	○	○	どつどつ発生	実施例
72	C	1.0	22	61	0.73	1.8	△	○	○	×	◎	○	○	○	◎	板形状悪化	比較例
73	C	1.0	11	83	0.08	4.0	×	×	○	◎	×	○	○	○	×		比較例
74	C	1.0	13	78	0.52	2.1	◎	○	○	◎	◎	○	○	○	◎		実施例
75	C	1.0	16	75	0.52	2.1	◎	○	○	◎	◎	○	○	○	◎		実施例
76	C	1.0	20	73	0.52	2.1	◎	○	○	◎	◎	○	○	○	◎		実施例
77	C	1.0	16	74	1.80	2.1	×	○	○	◎	×	○	○	○	×		比較例
78	C	1.0	16	73	0.76	2.3	○	○	○	◎	△	○	○	○	○		実施例
79	C	1.0	16	73	0.62	2.0	○	○	○	◎	◎	○	○	○	◎		実施例
80	C	1.0	16	74	0.52	1.9	◎	○	○	◎	◎	○	○	○	◎		実施例
81	C	1.0	16	73	0.42	1.8	◎	○	○	◎	◎	○	○	○	◎		実施例
82	C	3.8	16	74	0.55	2.1	×	○	○	◎	×	○	○	○	×		比較例
83	C	2.5	16	73	0.55	2.2	○	○	○	◎	△	○	○	○	○		実施例
84	C	1.4	16	75	0.53	1.9	○	○	○	◎	◎	○	○	○	◎		実施例
85	C	1.0	16	73	0.57	2.2	◎	○	○	◎	◎	○	○	○	◎		実施例
86	C	0.5	16	74	0.61	2.1	◎	○	○	◎	◎	○	○	○	◎		実施例
87	H	1.0	27	84	0.84	1.4	△	×	×	×	○	○	○	○	○		比較例

10

20

30

40

実験番号	鋼種	600℃から500℃までの冷却速度(℃/s)	焼鈍板のα粒径(μm)	フェライト相分率(%)	低温変態相の平均粒径(μm)	ナ/硬度の比	ナ/硬度の変動	降伏比	引張強度	強度延性ハラス	強度穴損ハラス	スポット溶接性	めっき濡れ性	合金化	降伏応力の変動	備考	区分
88	H	1.0	23	83	0.63	1.3	△	×	×	×	○	○	○	○	○		比較例
89	H	1.0	16	90	0.53	2.1	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
90	H	1.0	24	73	1.50	2.3	○	○	○	◎	×	○	○	○	○		比較例
91	H	1.0	19	74	0.66	2.1	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
92	H	1.0	13	75	0.41	1.9	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
93	H	1.6	7	72	1.22	1.7	△	○	×	○	×	○	○	○	×		比較例
94	H	1.0	21	73	1.44	1.7	△	○	○	◎	×	○	○	○	◎		比較例
95	H	1.0	16	73	0.43	2.1	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
96	H	1.0	16	74	0.44	2.1	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
97	H	1.0	16	75	0.45	2.1	△	○	○	○	△	○	○	○	○		実施例
98	H	1.0	15	77	1.07	2.1	△	○	×	×	×	○	○	○	◎		比較例
99	H	1.0	12	93	0.09	3.7	○	×	×	△	×	○	○	○	◎		比較例
100	H	1.0	13	87	0.62	2.4	△	○	○	△	△	○	○	○	○		実施例
101	H	1.0	14	84	0.49	2.2	△	○	○	○	○	○	○	○	○		実施例
102	H	1.0	16	71	0.50	2.0	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
103	H	1.0	17	74	0.49	2.2	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
104	H	1.0	20	73	0.64	1.9	△	○	○	◎	△	○	○	○	○	ピット発生	実施例
105	H	1.0	22	63	0.71	1.9	△	○	○	×	◎	○	○	○	◎	板形状悪化	比較例
106	H	1.0	12	88	0.09	3.8	×	×	○	◎	×	○	○	○	×		比較例
107	H	1.0	13	83	0.49	2.2	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
108	H	1.0	16	75	0.48	2.2	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
109	H	1.0	20	74	1.27	2.2	△	○	○	◎	×	○	○	○	×		比較例
110	H	1.0	17	75	1.60	2.2	×	○	○	◎	×	○	○	○	×		比較例
111	H	1.0	17	74	0.88	2.1	△	○	○	◎	△	○	○	○	○		実施例
112	H	1.0	17	74	0.62	2.2	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
113	H	1.0	16	75	0.43	2.1	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
114	H	1.0	16	74	1.00	2.1	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
115	H	3.8	16	75	0.52	2.0	×	○	○	◎	×	○	○	○	×		比較例
116	H	2.5	16	74	0.49	2.0	△	○	○	◎	△	○	○	○	○		実施例

10

20

30

40

実験 番号	鋼 種	600℃から 500℃ までの 冷却速度 (℃/s)	焼鈍板の α粒径 (μm)	フェライト 相分率 (%)	低温 変態相の 平均粒径 (μm)	硬度 の比	硬度 の変動	降伏比	引張 強度	強度 延性 バランス	強度 穴拡大 バランス	スポット 溶接性	めっき 濡れ性	合金化	降伏 応力の 変動	備考	区分
117	H	1.4	16	75	0.48	1.9	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
118	H	3.0	16	71	0.44	2.3	△	○	○	◎	△	○	○	○	○		実施例
119	H	0.5	16	74	0.61	3.0	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
120	R	1.0	26	87	0.75	1.2	△	×	×	×	○	○	○	○	○		比較例
121	R	1.0	22	85	0.82	1.0	△	×	×	×	○	○	○	○	○		比較例
122	R	1.0	16	75	0.64	2.3	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
123	R	1.0	26	74	1.50	2.2	○	○	○	◎	×	○	○	○	○		比較例
124	R	1.0	20	73	0.81	2.1	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
125	R	1.0	13	74	0.44	2.0	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
126	R	1.6	8	75	1.49	1.6	△	○	×	○	×	○	○	○	×		比較例
127	R	1.0	23	75	1.55	1.6	△	○	○	◎	×	○	○	○	◎		比較例
128	R	1.0	18	74	0.54	2.3	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
129	R	1.0	17	75	0.55	2.1	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
130	R	1.0	17	74	0.54	2.3	△	○	○	○	△	○	○	○	○		実施例
131	R	1.0	17	73	1.26	2.2	△	○	×	×	×	○	○	○	◎		比較例
132	R	1.0	13	94	0.11	3.7	○	×	×	△	×	○	○	○	◎		比較例
133	R	1.0	14	85	0.61	2.4	△	○	○	△	△	○	○	○	○		実施例
134	R	1.0	15	84	0.55	2.2	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
135	R	1.0	18	74	0.51	2.2	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
136	R	1.0	19	73	0.52	2.3	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
137	R	1.0	21	71	0.82	1.7	△	○	○	◎	△	○	○	○	○		実施例
138	R	1.0	24	63	0.83	1.7	△	○	○	×	◎	○	○	○	◎	板形状悪化	比較例
139	R	1.0	13	88	0.07	3.9	×	×	○	◎	×	○	○	○	×		比較例
140	R	1.0	14	81	0.55	2.3	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
141	R	1.0	13	90	0.52	2.2	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
142	R	1.0	22	73	0.55	2.3	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
143	R	1.0	18	74	1.90	2.3	×	○	○	◎	×	○	○	○	×		比較例
144	R	1.0	18	73	0.82	2.4	△	○	○	◎	△	○	○	○	○		実施例
145	R	1.0	18	74	0.66	2.1	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例

10

20

30

40

実験番号	鋼種	600℃から500℃までの冷却速度(℃/s)	焼鈍板のα粒径(μm)	フェライト相分率(%)	低温変態相の平均粒径(μm)	ナリ硬度の比	ナリ硬度の変動	降伏比	引張強度	強度延性バランス	強度穴拡バランス	スポット溶接性	めっき濡れ性	合金化	降伏応力の変動	備考	区分
146	R	3.0	18	72	0.55	1.8	△	○	○	◎	△	○	○	○	○		実施例
147	R	1.0	17	74	1.00	1.7	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
148	R	3.8	18	73	0.56	2.1	×	○	○	◎	×	○	○	○	×		比較例
149	R	2.5	18	74	0.51	2.1	△	○	○	◎	△	○	○	○	○		実施例
150	R	1.4	18	73	0.57	2.1	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
151	R	1.0	18	74	0.59	2.3	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例
152	R	0.5	18	73	0.63	3.0	△	○	○	◎	◎	○	○	○	○		実施例

【産業上の利用可能性】

【0108】

本発明は、自動車に適用される車体部品に好適な、引張強度で780MPa以上の高強

10

20

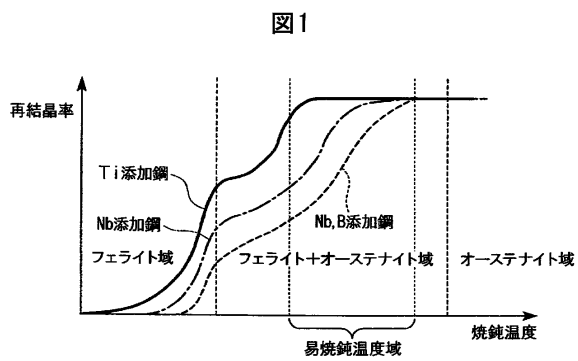
30

40

50

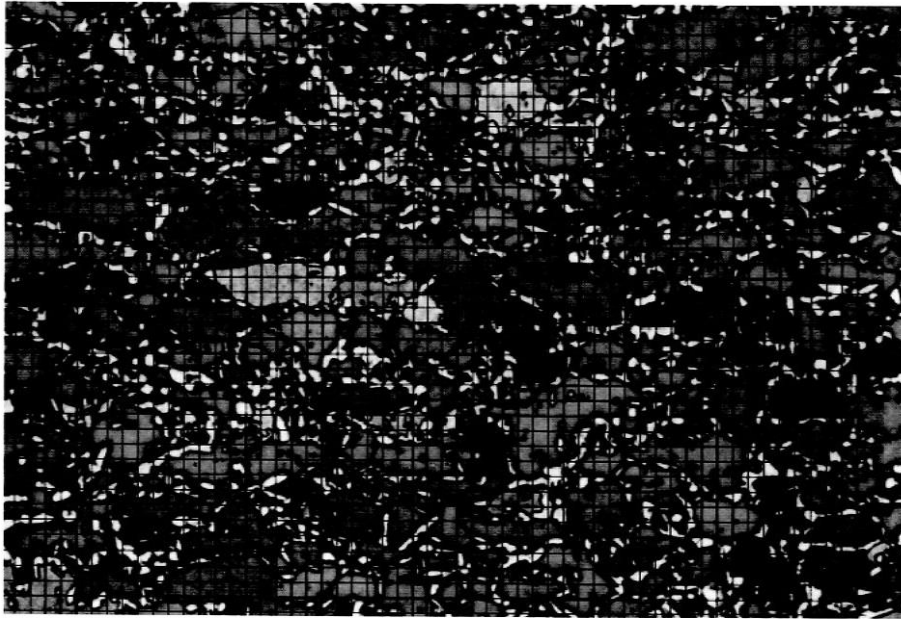
度と優れた成形性を有する鋼板を安定的に安価に提供するものであり、自動車の軽量化に大きく貢献することが期待でき、産業上の効果は極めて高い。

【図 1】



【図 2】

図 2



20 μ m

フロントページの続き

(51)Int.Cl. F I
C 2 2 C 38/58 (2006.01) C 2 2 C 38/58

(74)代理人 100111903
弁理士 永坂 友康
(72)発明者 竹田 健悟
東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号 新日本製鐵株式会社内
(72)発明者 楠見 和久
東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号 新日本製鐵株式会社内
(72)発明者 江口 晴彦
東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号 新日本製鐵株式会社内
(72)発明者 廣渡 淳
東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号 新日本製鐵株式会社内
(72)発明者 藤井 慎太郎
東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号 新日本製鐵株式会社内

審査官 伊藤 真明

(56)参考文献 特開 2 0 0 9 - 1 4 4 2 5 1 (J P , A)
特開 2 0 0 7 - 0 0 9 3 1 7 (J P , A)
特開平 1 1 - 2 7 9 6 9 3 (J P , A)

(58)調査した分野(Int.Cl. , D B 名)
C22C 38/00-38/60
C21D 9/46