

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第6007881号
(P6007881)

(45) 発行日 平成28年10月12日 (2016. 10. 12)

(24) 登録日 平成28年9月23日 (2016. 9. 23)

(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 38/06	(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	
C 2 3 C 2/28	(2006. 01)	C 2 3 C 2/28	

請求項の数 4 (全 21 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願2013-214777 (P2013-214777)	(73) 特許権者	000006655
(22) 出願日	平成25年10月15日 (2013. 10. 15)		新日鐵住金株式会社
(65) 公開番号	特開2015-78394 (P2015-78394A)		東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
(43) 公開日	平成27年4月23日 (2015. 4. 23)	(74) 代理人	100099759
審査請求日	平成27年9月16日 (2015. 9. 16)		弁理士 青木 篤
早期審査対象出願		(74) 代理人	100077517
前置審査			弁理士 石田 敬
		(74) 代理人	100087413
			弁理士 古賀 哲次
		(74) 代理人	100113918
			弁理士 亀松 宏
		(74) 代理人	100187702
			弁理士 福地 律生
		(74) 代理人	100172269
			弁理士 ▲徳▼永 英男

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 引張最大強度780MPa以上を有する衝突特性に優れた高強度鋼板、高強度溶融亜鉛めっき鋼板及び高強度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%で、

C : 0.05 ~ 0.40 %、

Si : 0.01 ~ 3.0 %、

Mn : 1.5 ~ 3.5 %未満、

P : 0.04 %以下、

S : 0.01 %以下、

Al : 2.0 %以下、

N : 0.01 %以下、

O : 0.006 %以下、

を含有し、残部鉄及び不可避免的不純物からなり、

ミクロ組織が、フェライトと、マルテンサイト及びベイナイトの1種又は2種と、残留オーステナイト(含有しない場合を含む)からなり、その割合が、体積分率でフェライトを20%以上含有し、マルテンサイト及びベイナイトの1種又は2種を合計で5~80%以下含有し、残留オーステナイト体積分率を10%未満に制限する鋼板であって、三次元組織観察により測定された、一個以上の貫通フェライトを持つマルテンサイト粒、あるいは、ベイナイト粒の割合が、全マルテンサイト粒及びベイナイト粒の20%以上であることを特徴とする引張最大強度780MPa以上を有する衝突特性に優れた高強度鋼板。

【請求項2】

さらに、鋼中に質量%で
 Cr : 0.05 ~ 1.0 %、
 Mo : 0.01 ~ 1.0 %、
 Ni : 0.05 ~ 1.0 %、
 Cu : 0.05 ~ 1.0 %、
 Nb : 0.005 ~ 0.3 %、
 Ti : 0.005 ~ 0.3 %、
 V : 0.005 ~ 0.5 %、
 B : 0.0001 ~ 0.01 %、
 Ca : 0.0005 ~ 0.04 %、
 Mg : 0.0005 ~ 0.04 %、
 REM : 0.0005 ~ 0.04 %、

の1種又は2種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の引張最大強度780 MPa以上を有する衝突特性に優れた高強度鋼板。

【請求項3】

請求項1又は2のいずれかに記載の高強度鋼板の表面に、Fe7質量%未満を含有し、残部がZn, Alおよび不可避免的不純物からなる溶融亜鉛めっき層を有する引張最大強度780 MPa以上を有する衝突特性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項4】

請求項1又は2のいずれかに記載の高強度鋼板の表面に、Fe7質量%以上15質量%以下を含有し、残部がZn, Alおよび不可避免的不純物からなる合金化溶融亜鉛めっき層を有する引張最大強度780 MPa以上を有する衝突特性に優れた高強度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、最大引張強度(TS)が780 MPa以上で、衝突時の衝撃吸収能に優れた自動車用の構造用部材、補強用部材、足廻り用部材に特に適した高強度鋼板、高強度溶融亜鉛めっき鋼板、並びに、高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板に関するものである。本発明におけるめっき鋼板とは、亜鉛めっき鋼板及び合金化溶融亜鉛めっき鋼板であり、めっき層中には、純亜鉛に加え、Fe、Al、Mg、Mn、Si、Cr、Ni、Cuなどを含有しても構わない。

【背景技術】

【0002】

自動車のフロントサイドメンバー、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おり、材料面では、薄肉化しても強度およ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。一口に、自動車の構造部材と言っても、部材によって機能が異なることからそれぞれの性能に合わせた高強度鋼板の開発が望まれている。

【0003】

例えば、キャビン周りの部材は、衝突時の部材変形抑制による運転者や同乗者の安全空間の確保を目的とすることから、キャビン周りの部材は、変形しないことが求められる。このことから、鋼板に求められる性能としては、高強度や優れたプレス成形性が求められる。このような背景から、590 ~ 980 MPa以上の高強度鋼板の開発が行われてきた。

【0004】

一方、フロントサイドメンバーやリアサイドメンバーなどの衝撃吸収部材は、部材の塑性変形により衝突時のエネルギーを吸収させるために、大変形しても延性破壊しないことが求められる。即ち、非特許文献1乃至3に示すように、衝突時にフロントサイドメンバー等の部材は、蛇腹状に折りたたまれる。これら折りたたまれた部分の塑性変形は、密着

10

20

30

40

50

曲げに近い状態となり、一般的な高強度鋼板の曲げ性の指標である90°V曲げに比較し、かなり大きな変形となる。この結果、プレス成形は可能であっても、衝突時に蛇腹状に折りたたまれた曲げ部にて延性破壊することから、高強度鋼板の衝撃吸収部材への適用が難しいという問題を有していた。特に、衝突時、蛇腹状に折り曲げられた曲げ部が大変形となることから、この曲げで割れが生じないことが求められる。このような衝突時の割れ抑制には、優れた曲げ性を具備することが求められる。

【0005】

一口に、曲げ性と言っても、様々な特性が曲げ性に影響を及ぼすことが知られている。例えば、非特許文献4や5において、引張試験により測定される均一伸びが小さな場合、曲げ部にネッキングが生じ、曲げ性を劣化させることが知られている。一方では、穴広げ性や絞りに代表される鋼板の局部延性が低いと、形成した亀裂が伝播し易いと、曲げ性が劣化することが知られている。このことから、曲げ性に優れた鋼板の開発が進められてきた。

10

【0006】

これらの課題を解決する鋼板として、特許文献1に記載の鋼板は、主相をマルテンサイト組織とすることで、優れた曲げ性を得ているものの、想定する部品がキャビン周りの構造部材であり、衝突時に大変形を伴わない。この結果、部材への成形は可能なものの、衝突時のような成形時の歪を大きく超える部材への適用は難しいという課題を有していた。

【0007】

一方、延性に優れた鋼板として、特許文献2に記載の残留オーステナイトを含有するTRIP鋼が存在する。この鋼板は、鋼中に存在する残留オーステナイトを、成形時にマルテンサイトへと変態させることで、優れた高伸びを得ている。しかしながら、鋼板中に含まれる残留オーステナイトは、成形時にマルテンサイトへと変態することから、衝突時の曲げ向上に活用し難い。一方、成形時にマルテンサイトへと変態しない残留オーステナイトを鋼板中に分散させることで、衝突時の変形性向上に活用する方法も考えられるが、成形時に残留オーステナイトからマルテンサイトへの変態誘起塑性が起こらないため、変形性向上の効果が得難い。

20

【0008】

更には、成形性の改善と衝突特性の改善を行った鋼板として、特許文献3に記載の衝突時の曲げ性に優れた鋼板が存在する。これは、鋼板中の主相であるフェライトの粒径を1μm以下にすることと、残留オーステナイト体積率を10%以上とすることで優れた曲げ性を具備し、衝突時の大変形下でも割れを抑制している。しかしながら、体積率10%以上の残留オーステナイト体積率を確保するために、Mnを3.5%以上添加する必要があり、合金コストが高いという問題を有していた。加えて、高合金となることから、スラブや熱延板が割れやすいという製造工程上の課題が存在した。

30

このように耐食性、高強度並びに延性を同時に具備することは、極めて難しい。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0009】

【特許文献1】特公平7-74412号公報

40

【特許文献2】特開2001-130444号公報

【特許文献3】特開2012-251239号公報

【非特許文献】

【0010】

【非特許文献1】「衝突安全車体設計のための材料・構造最適化技術」上西ら：新日鐵技報 第393号(2012) p32-38.

【非特許文献2】「衝撃荷重下における薄肉円筒部材の塑性座屈屈挙動とその制御」日下ら、日本機械学会M&M材料力学カンファレンス Vol.2008

【非特許文献3】「高強度鋼板による衝撃エネルギー吸収能の向上(第2報)鋼材の高速変形特性を利用した部材形状の最適化技術」吉田ら：自動車技術学術講演会前刷集(200

50

2), P5 - 83.

【非特許文献4】「超高強度鋼板の曲げ性に及ぼす金属組織の影響 超高強度鋼板の曲げ性に及ぼす影響」山崎ら：塑性と加工, 36 - 416 (1995), 973.

【非特許文献5】「980MPa級超高強度鋼板の曲げ加工性に及ぼす金属組織の影響」長谷川ら：CAMP - ISIJ Vol. 20 (2007), P437.

【非特許文献6】「超ハイテンの材料因子に及ぼす材料因子の影響」村上ら：第62回塑性加工連合講演会, (2011) P365.

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0011】

本発明は、最大引張強度(TS)780MPa以上で衝突時の衝撃吸収部材に適用可能な高強度鋼板、高強度溶融亜鉛めっき鋼板、並びに、高強度合金化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】

【0012】

本発明者らは、鋭意検討を進めた結果、自動車の衝突変形部材に使用する780MPa以上の引張強度を有する鋼板の特性としては、軸圧潰時に割れなく変形できることが重要であり、特定の成分組成を有する鋼板において、鋼板のミクロ組織が、フェライトと、マルテンサイト及びベイナイトの1種又は2種と、残留オーステナイト(含有しない場合を含む)からなり、その割合が、体積分率でフェライトを20%以上含有し、マルテンサイト及びベイナイトの1種又は2種を合計で5~80%以下含有し、残留オーステナイト体積率を10%未満に制限する鋼板であって、三次元組織観察により測定された、一個以上の貫通フェライトを持つマルテンサイト粒又はベイナイト粒の割合が、全マルテンサイト又はベイナイト粒の20%以上とすることで、優れた衝突変形特性を具備することが可能であることを見出した。

【0013】

すなわち、本発明は、最大引張強度(TS)780MPa以上で、衝突特性に優れる高強度冷延鋼板、高強度溶融亜鉛めっき鋼板及び高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板に関する発明であって、その要旨は以下のとおりである。

【0014】

(1) 質量%で、

C: 0.05~0.40%、

Si: 0.01~3.0%、

Mn: 1.5~3.5%未満、

P: 0.04%以下、

S: 0.01%以下、

Al: 2.0%以下、

N: 0.01%以下、

O: 0.006%以下、

を含有し、残部鉄及び不可避的不純物からなり、

ミクロ組織が、フェライトと、マルテンサイト及びベイナイトの1種又は2種と、残留オーステナイト(含有しない場合を含む)からなり、その割合が、体積分率でフェライトを20%以上含有し、マルテンサイト及びベイナイトの1種又は2種を合計で5~80%以下含有し、残留オーステナイト体積率を10%未満に制限する鋼板であって、三次元組織観察により測定された、一個以上の貫通フェライトを持つマルテンサイト粒、あるいは、ベイナイト粒の割合が、全マルテンサイト粒及びベイナイト粒の20%以上であることを特徴とする引張最大強度780MPa以上を有する衝突特性に優れた高強度鋼板。

【0016】

(2) さらに、鋼中に質量%で

Cr: 0.05~1.0%、

10

20

30

40

50

Mo : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 %、
 Ni : 0 . 0 5 ~ 1 . 0 %、
 Cu : 0 . 0 5 ~ 1 . 0 %、
 Nb : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 3 %、
 Ti : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 3 %、
 V : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 5 %、
 B : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 1 %、
 Ca : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 4 %、
 Mg : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 4 %、
 REM : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 4 %、

10

の1種又は2種以上を含有することを特徴とする(1)に記載の引張最大強度780MPa以上を有する衝突特性に優れた高強度鋼板。

【0017】

(3)(1)又は(2)のいずれかに記載の高強度鋼板の表面に、Fe7質量%未満を含有し、残部がZn, Alおよび不可避免的不純物からなる熔融亜鉛めっき層を有する引張最大強度780MPa以上を有する衝突特性に優れた高強度熔融亜鉛めっき鋼板。

【0018】

(4)(1)又は(2)のいずれかに記載の高強度鋼板の表面に、Fe7質量%以上15質量%以下を含有し、残部がZn, Alおよび不可避免的不純物からなる合金化熔融亜鉛めっき層を有する引張最大強度780MPa以上を有する衝突特性に優れた高強度合金化熔融亜鉛めっき鋼板。

20

【発明の効果】

【0025】

本発明は、自動車用の衝突部材、構造用部材、補強用部材、足廻り用部材に好適な引張強度で、引張最大強度780MPa以上を有する衝突特性に優れた高強度冷延鋼板、高強度熔融亜鉛めっき鋼板及び高強度合金化熔融亜鉛めっき鋼板を安価に提供することができる。

【発明を実施するための形態】

【0026】

本発明者らは、上記課題を解決すべく鋭意検討を行った結果、鋼板のミクロ組織に含まれる一個以上の貫通フェライトを持つマルテンサイト粒および/又はベイナイト粒の割合が、全体の20%以上となることで、優れた曲げ性を確保できることを発見した。

30

【0027】

以下に本発明の内容を詳細に説明する。

初めに、衝突性能と機械特性の関係について説明する。本発明者等は、自動車の衝撃吸収部材であるフロントサイドメンバーやリアサイドメンバーの高強度化と薄肉化のために必要な材料特性を見積もるため、各種強度と材料特性を有する鋼板を用いて、角R5で60mm×60mmの断面を有する長さ300mmの角筒試験体をアーク溶接により作成し、軸圧潰部材とし、軸圧潰試験を実施した。この結果、軸圧潰時の吸収エネルギーは、鋼板の塑性変形により確保されるとともに、280~590MPa級の鋼板であれば、高強度化は吸収エネルギーの増加をもたらすことを明らかにした。しかしながら、780MPa以上の鋼板を衝撃吸収部材に適用した場合、軸圧潰時に鋼板が延性破壊するとともに、発生した延性亀裂が原因で角筒が蛇腹状の変形をすることなく、折れる場合があることを見出した。この結果、鋼板強度を上昇させたとしても、吸収エネルギーが増加しない場合がある。

40

【0028】

更に詳細な解析を進めたところ、軸圧潰試験における蛇腹状に折り畳まれる曲げ変形部位での延性亀裂の形成が、その原因となることを見出した。一般的に、折り畳まれる部位の曲げRは、構造部材の成形性の目安として用いられる90°V曲げ試験における曲げRよりかなり小さく、180°U曲げに近い状態で変形を受けている。このことから、衝突

50

部材の特性確保のためには、 180° U曲げ性に優れることが必要となる。

【0029】

次に、曲げ性と衝突時の割れの関係に関して更なる検討を進めたところ、鋼板のミクロ組織に含まれる一個以上の貫通フェライトを持つマルテンサイト粒および/又はベイナイト粒の割合が、全体の20%以上となることで、優れた曲げ性を確保できることを明らかにした。

【0030】

加えて、本発明に係る鋼板は、衝突部材へ好適であることは言うに及ばず、高強度かつ成形性にも優れるため、キャビン周りへの構造部材としても好適である。即ち、キャビン周りに用いられる構造部材は、搭乗者の安全空間の確保が最優先されることから、大変形しないことが求められる。即ち、衝撃吸収部材に比較し、軽微な変形となる。この結果、本発明の鋼板は、曲げ性に代表される成形性に優れるとともに、キャビン周りの構造用部材としての性能にも優れる。

【0031】

次に、本発明の鋼板のミクロ組織について説明する。

本発明者らは、鋼板のミクロ組織に含まれる一個以上の貫通フェライトを持つマルテンサイト粒および/又はベイナイト粒の割合が、全体の20%以上となることで、優れた曲げ性を確保できることを明らかにした。

【0032】

軟質なフェライトと硬質なマルテンサイト、ベイナイトは、変形能が異なるため、マルテンサイト/フェライト界面、ベイナイト/フェライト界面への局所的な変形の集中を伴う。特に、軸圧潰のような大きな曲げ変形を伴う場合、ポイドの形成、成長及び合体が起こり延性破壊へと至る。

【0033】

本発明において、一個以上の貫通フェライトを持つマルテンサイト粒、あるいは、ベイナイト粒の割合が、全マルテンサイト粒及びベイナイト粒の20%以上となることを規定するのは、マルテンサイトあるいはベイナイトを複雑形状とし、破壊の起点となる箇所を低減するためである。また、延性破壊起点となる変形の集中箇所の分散は、一旦形成したポイドの連結を妨げる観点からも効果的である。一方、このような、一個以上の貫通フェライトを持つマルテンサイト粒、あるいは、ベイナイト粒の割合が、全マルテンサイト粒及びベイナイト粒の20%未満である場合は、マルテンサイト粒あるいはベイナイト粒端部に変形の集中を招くため、ポイドが形成し易く、かつ、互いに連結し易い。この結果、 180° U曲げでは割れが生じて破壊に至る。このことから、衝突変形特性に劣る。

【0034】

マルテンサイト粒やベイナイト粒の3次元的な幾何学形状の測定は、マルテンサイトやベイナイトの三次元形状が測定出来ればどのような方法でも良い。例えば、FIB (Field Emission Ion Beam) を用いたSEM (Scanning Electron Microscope) 内での研磨や、機械研磨とエッチングを用いたシリアルセクション法により、鋼板のミクロ組織を三次元的に観察しても良い。

【0035】

あるいは、放射光を用いることで、鋼板を破壊することなくマルテンサイトやベイナイトの三次元形状を観察しても良い。本研究では、簡便性と大きな体積の組織形状評価のため、機械研磨、エッチングならびに光学顕微鏡組織観察を組み合わせたシリアルセクション法を実施した。観察に当たっては、鋼板を圧延方向に平行に切り出し、研磨、エッチングを行い、組織を光学顕微鏡にて観察した後、 $0.5\ \mu\text{m}$ 毎に研磨、エッチング及び光学顕微鏡による組織観察を繰り返した。この際の組織観察位置は、板厚方向厚さの $1/4$ 位置とし、得られた画像を重ね合わせることで、三次元組織を再構築した。

【0036】

観察面積は、 $100\ \mu\text{m} \times 100\ \mu\text{m} \times 100\ \mu\text{m}$ の領域のマルテンサイト粒やベイナイト粒の三次元形態を評価した。本鋼板は、 $780\ \text{MPa}$ 以上となることから、圧延方向

10

20

30

40

50

に平行な二次元断面におけるマルテンサイトやフェライトの平均粒径は、 $5\ \mu\text{m}$ 以下とかなり小さく、本測定体積の中には多数のマルテンサイト粒やフェライト粒が含まれていた。このことから、鋼板の組織の三次元形態を評価するのに十分な代表体積であると考えられた。

【0037】

次に、本発明における各組織の体積率限定理由に関して述べる。

フェライト体積率を20%以上とするのは、良好な伸びを確保するためである。フェライト体積率が20%未満では、加工硬化が低くなりすぎてしまい、曲げ成形時にネッキングが生じることから、割れを生じる懸念がある。一方、フェライト体積率が95%超となると、780MPa以上の強度確保が難しい。このことから、フェライト体積率は、20

【0038】

強化組織であるマルテンサイトあるいはベイナイトの体積率を5~80%とするのは、780MPa以上の引張最大強度を確保するためである。体積率が5%未満では、引張最大強度が780MPa未満となり、十分な変形能を有することで、軸圧潰時の割れ発生を引き起こさないことから5%以上とした。980MPa以上の引張最大強度を確保するのであれば、マルテンサイトあるいはベイナイト組織の体積率を30%以上とすることが望ましい。一方、体積率が80%超では、マルテンサイト体積率が大きすぎてしまい、均一伸びが低くなりすぎてしまう。この結果、曲げ部にネッキングが生じ、曲げ性が劣化してしまう。このことから、マルテンサイト体積率は、80%以下とする必要がある。

【0039】

マルテンサイトは、その内部に鉄基炭化物（セメンタイトや炭化物など）を含む焼き戻しマルテンサイト、あるいは、炭化物を含まないフレッシュマルテンサイトのいずれであっても、本発明の条件である三次元形状や体積率を満たすのであれば、本発明の効果を

【0040】

得ることが出来る。ベイナイトは、ベイナイト組織を構成するラス状のフェライト間にセメンタイトを有する上部ベイナイト、ラス内に鉄基炭化物を有する下部ベイナイト、あるいは、ラス状のフェライトとオーステナイトの混合組織のいずれであっても、本発明の条件である三次元形状や体積率を満たすのであれば、本発明の効果を

【0041】

得ることが出来る。残留オーステナイト体積率は、10%未満に制限する必要がある。残留オーステナイトは、プレス成形時にマルテンサイトへと変態することで、優れた加工硬化と高い均一伸びを齎す。しかしながら、成形時にマルテンサイトへと変態することから、衝突時には加工硬化の向上に寄与し難い。加えて、残留オーステナイトから変態したマルテンサイトは、極めて硬質であり、変形の集中により、ポイドや割れの発生起点になりやすい。そこで、残留オーステナイト体積率を10%未満に制限する必要がある。

【0042】

フェライト、マルテンサイト、あるいは、残留オーステナイト以外の組織として、パーライトやセメンタイトなどの鉄基炭化物を含有しても良い。

【0043】

なお、上記ミクロ組織の各相、フェライト、マルテンサイト、ベイナイト、オーステナイト、パーライトおよび残部組織の同定、存在位置の観察および面積率の測定は、ナイター試薬および特開昭59-219473号公報に開示された試薬により鋼板圧延方向断面または圧延方向直角方向断面を腐食して、1000倍の光学顕微鏡観察及び1000~100000倍の走査型および透過型電子顕微鏡により定量化が可能である。

【0044】

また、シリアルセクションによるマルテンサイト粒やベイナイト粒の三次元組織観察の際に、 $100\ \mu\text{m} \times 100\ \mu\text{m} \times 100\ \mu\text{m}$ の代表体積内に含まれる各組織の体積率を本発明の鋼板に含まれる各組織の体積率としても良い。本発明では、シリアルセクショ

10

20

30

40

50

ニングによって観察した代表体積に含まれる各組織の体積率を、本発明の鋼板に含まれる各組織の体積率とした。

【0045】

粒径については、本発明の形状を満たすのであれば、特に制限しない。特に、二次元断面における組織観察では、マルテンサイト粒やベイナイト粒の一部を観察しているに過ぎず、実際の粒径と一致しない場合が多い。特に、本発明の鋼板に含まれるマルテンサイト粒やベイナイト粒は、製造条件を制御することで、三次元的に複雑な形状に制御している。

【0046】

この結果、ある二次元断面では、微細で等軸であったとしても、三次元では複雑な形状をしている場合が多い。この結果、三次元的な粒としては、長径が大きい。このことから、マルテンサイトやベイナイトの平均粒径を規定するよりも、一個以上の貫通フェライトを持つマルテンサイト粒、あるいは、ベイナイト粒が、全マルテンサイト粒およびベイナイト粒の数に対して、どの程度の割合であるかを表す指標が重要であるため、請求項1に記載する定義を採用した。

10

【0047】

鋼板強度は、引張最大強度が780MPa以上である必要がある。これは、引張最大強度が780MPa未満の鋼板であれば十分な変形能を有し、衝突時に蛇腹状に変形したとしても割れを生じず、優れた衝突変形特性を有する事から問題を生じない。このことから、引張最大強度780MPa以上とした。しかしながら、引張最大強度780MPa未満であっても、本発明のマルテンサイト粒やベイナイト粒の形状とすることで、更なる特性向上が引き起こされることから、特性向上のためには望ましい。

20

【0048】

次にめっき層について説明する。

鋼板にめっき層を有することで耐食性が高まるため、めっきをしても良い。

スポット溶接性や塗装性が望まれる場合には、合金化処理によってこれらの特性を高めることができる。具体的には、Znめっき浴に浸漬した後、合金化処理を施すことで、めっき層中にFeが取り込まれ、塗装性やスポット溶接性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板を得ることができる。合金化処理後のFe量が7質量%未満ではスポット溶接性が不十分となる。一方、Fe量が15質量%を超えるとめっき層自体の密着性を損ない、加工の際、めっき層が破壊・脱落し金型に付着することで、成形時の疵の原因となる。したがって、合金化処理を行う場合のめっき層中のFe量の範囲は7~15質量%とする。

30

【0049】

また、合金化処理を行わない場合、めっき層中のFe量が7質量%以下未満でも、合金化により得られるスポット溶接を除く効果である耐食性と成形性や穴拡げ性は良好である。

【0050】

めっき付着量については、特に制約は設けないが、耐食性の観点から片面付着量で5g/m²以上であることが望ましい。本発明の溶融Znめっき鋼板上に塗装性、溶接性を改善する目的で上層めっきを施すことや、各種の処理、例えば、クロメート処理、りん酸塩処理、潤滑性向上処理、溶接性向上処理等を施しても、本発明を逸脱するものではない。

40

【0051】

また、めっき密着性をさらに向上させるために、焼鈍前に鋼板に、Ni、Cu、Co、Feの単独あるいは複数より成るめっきを施しても本発明を逸脱するものではない。

【0052】

さらには、めっき前の焼鈍については、「脱脂酸洗後、非酸化雰囲気にて加熱し、H₂及びN₂を含む還元雰囲気にて焼鈍後、めっき浴温度近傍まで冷却し、めっき浴に浸漬」というゼンジマー法、「焼鈍時の雰囲気を調節し、最初、鋼板表面を酸化させた後、その後還元することによりめっき前の清浄化を行った後にめっき浴に浸漬」という全還元炉方式、あるいは、「鋼板を脱脂酸洗した後、塩化アンモニウムなどを用いてフラックス処理

50

を行って、めっき浴に浸漬」というフラックス法等があるが、いずれの条件で処理を行ったとしても本発明の効果は発揮できる。

【0053】

また、めっき浴は、純亜鉛に加え、Fe、Al、Mg、Mn、Si、Crなどを含有しても構わない。また、めっき層の合金化を行う場合には、460以上で行う。合金化処理温度が460未満であると合金化の進行が遅く、生産性が悪い。上限は特に限定しないが、600を超えると、炭化物が形成し硬質組織（マルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイト）体積率を減少させ、優れた延性の確保が難しくなるので、これが実質的な上限である。

【0054】

また、合金化熔融亜鉛めっき鋼板を製造する場合、めっき層の特性を制御するため、めっき浴中の有効Al濃度を0.05～0.500質量%の範囲に制御することが望ましい。ここでめっき浴中の有効Al濃度とは、浴中のAl濃度から、浴中のFe濃度を引いた値である。

【0055】

有効Al濃度を0.05～0.500質量%に限定する理由は、有効Al濃度が0.05質量%よりも低い場合にはドロス発生が顕著で良好な外観が得られない。一方、有効Al濃度が0.500質量%よりも高い場合には、合金化が遅く、生産性に劣る。このことから、浴中の有効Al濃度の上限は、0.500質量%とすることが望ましい。

【0056】

めっき層中のFe及びAlの含有量を測定するには、めっき層を酸で溶解し、溶解液を化学分析する方法を用いればよい。例えば、30mm×40mmに切断した合金化熔融亜鉛めっき鋼板について、インヒビタを添加した5% HCl水溶液で、鋼板母材の溶出を抑制しながらめっき層のみを溶解し、溶解液をICP発光分析して得られた信号強度と、濃度既知溶液から作成した検量線からFe及びAlの含有量を定量する方法を用いればよい。また、各試料間の測定ばらつきを考慮して、同じ合金化熔融亜鉛めっき鋼板から切出した、少なくとも3つの試料を測定した平均値を採用すればよい。

【0057】

次に、成分の限定理由について説明する。なお、%は質量%を意味する。
C：Cは、鋼板の強度を上昇できる元素である。しかしながら、0.05%未満であると780MPa以上の引張強度と加工性を両立することが難しくなる。一方、0.40%超とな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0.05～0.40%以下に限定した。

【0058】

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。また、セメントの析出や粗大化の抑制を通じて、高強度化や曲げ性の向上に寄与する。しかしながら、0.01%未満であると高強度化の効果が小さく、また3.0%を超えると加工性が低下する。従って、Si含有量は0.01～3.0%の範囲に制限した。

【0059】

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、1.5%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、加工性の著しい劣化を招くことから、3.5%未満とする。より好ましい範囲は、1.8～3.2%である。

【0060】

O：Oは、酸化物を形成し、伸び、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る。特に、酸化物は介在物として存在する 경우가多く、打抜き端面、あるいは、切断面に存在すると、端面に切り欠き状の傷や粗大なディンプルを形成することから、穴抜け時や強加工時に、応力集中を招き、亀裂形成の起点となり大幅な穴抜け性あるいは曲げ性の劣化をもたらす。これは、Oが0.006%を超えると、この傾向が顕著となることから、O含有量の上限を0.006%以下とした。0.0001%と未満とする

10

20

30

40

50

ことは、過度のコスト高を招き経済的に好ましくないことから、これが実質的な下限である。

【0061】

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。0.04%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0.04%以下に限定した。P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。

【0062】

S : Sは、溶接性ならびに鑄造時および熱延時の製造性に悪影響を及ぼす。このことから、その上限値を0.01%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。また、SはMnと結びついて粗大なMnSを形成することから、曲げ性や穴拡げ性を劣化するため、出来るだけ少なくする必要がある。

10

【0063】

Al : Alはあるいはベイナイト、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、脱酸剤としても活用可能である。しかしながら、過剰な添加はAl系の粗大介在物の個数を増大させ、穴拡げ性の劣化や表面傷の原因になる。このことから、Al添加の上限を2.0%とした。下限は、特に限定しないが、0.0005%以下とするのは困難であるので、これが実質的な下限である。

【0064】

N : Nは、粗大な窒化物を形成し、曲げ性や穴拡げ性を劣化させることから、添加量を抑える必要がある。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良い。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。

20

【0065】

Mo : Moは、強化元素であるとともに焼入れ性の向上に重要である。しかし、0.01%未満ではこれらの効果が得られないため下限値を0.01%とした。逆に、1%超含有すると製造時および熱延時の製造性に悪影響を及ぼすため、上限値を1%とした。

30

【0066】

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る。しかし、0.05%未満ではこれらの効果が得られないため下限値を0.05%とした。逆に、1%超含有すると製造時および熱延時の製造性に悪影響を及ぼすため、上限値を1%とした。

【0067】

Ni : Niは、強化元素であるとともに焼入れ性の向上に重要である。しかし、0.05%未満ではこれらの効果が得られないため下限値を0.05%とした。逆に、1%超含有すると製造時および熱延時の製造性に悪影響を及ぼすため、上限値を1%とした。加えて、濡れ性の向上や合金化反応の促進をもたらすことから添加しても良い。

【0068】

Cu : Cuは、強化元素であるとともに焼入れ性の向上に重要である。しかし、0.05%未満ではこれらの効果が得られないため下限値を0.05%とした。逆に、1%超含有すると製造時および熱延時の製造性に悪影響を及ぼすため、上限値を1%とした。加えて、濡れ性の向上や合金化反応の促進をもたらすことから添加しても良い。

40

【0069】

Bは、0.0001%以上の添加で粒界の強化や鋼材の強度化に有効であるが、その添加量が0.01%を超えると、その効果が飽和するばかりでなく、熱延時の製造製を低下させることから、その上限を0.01%とした。

【0070】

Ti : Tiは、強化元素である。析出物強化、フェライト結晶粒の成長抑制による細粒

50

強化および再結晶の抑制を通じた転位強化にて、鋼板の強度上昇に寄与する。添加量が0.005%未満ではこれらの効果が得られないため、下限値を0.005%とした。0.3%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0.3%とした。

【0071】

Nb：Nbは、強化元素である。析出物強化、フェライト結晶粒の成長抑制による細粒強化および再結晶の抑制を通じた転位強化にて、鋼板の強度上昇に寄与する。添加量が0.005%未満ではこれらの効果が得られないため、下限値を0.005%とした。0.3%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0.3%とした。

10

【0072】

V：Vは、強化元素である。析出物強化、フェライト結晶粒の成長抑制による細粒強化および再結晶の抑制を通じた転位強化にて、鋼板の強度上昇に寄与する。添加量が0.005%未満ではこれらの効果が得られないため、下限値を0.005%とした。0.5%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0.5%とした。

【0073】

Ca、Mg、REMから選ばれる1種または2種以上を合計で0.0005~0.04%添加できる。Ca、MgおよびREMは脱酸に用いる元素であり、1種または2種以上を合計で0.0005%以上含有することが好ましい。REMとは、Rare Earth Metalである。しかしながら、含有量が合計で0.04%を超えると、成形加工性の悪化の原因となる。そのため、含有量を合計で0.0005~0.04%とした。なお、本発明において、REMはミッシュメタルにて添加されることが多く、LaやCeの他にランタノイド系列の元素を複合で含有する場合がある。不可避不純物として、これらLaやCe以外のランタノイド系列の元素を含んだとしても本発明の効果は発揮される。

20

ただし、金属LaやCeを添加したとしても本発明の効果は発揮される。

【0074】

鑄造に先行する製造方法は特に限定するものではない。すなわち、高炉や電炉等による溶製に引き続いて、各種の二次製錬を行っても良い。次いで、鑄造時のスラブ表面の平均冷却速度は、200 /秒以下にする必要がある。鑄造時のスラブ表面の平均冷却速度は、本発明の鋼板において最も重要な条件の一つである。即ち、マルテンサイトやベイナイトを(1)で定義された形状に制御するには、鑄造時のMnのミクロ偏析を制御し、これを用いてマルテンサイトやベイナイトの形状を制御する必要がある。

30

【0075】

ただし、780MPa以上の高強度鋼板は、多量の合金元素を含むため、ブレイクアウトと呼ばれる連続鑄造時のスラブ割れを抑制する目的で、鑄造時のスラブ表面の平均冷却速度を200 /秒以上とし、速やかに凝固させる必要があった。しかしながら、大きな冷却速度での製造は、連続鑄造時のブレイクアウトのリスクを小さくするものの、凝固時に形成するデンドライト組織の一次樹間を縮小してしまう。この結果、マルテンサイトやベイナイトは、単純な形態となり、(1)式を満たさず、曲げ性が劣化する。このことから、鑄造時の1400~1200 /秒でのスラブ表面での冷却速度は、200 /秒以下にする必要がある。

40

【0076】

鑄造したスラブは、一度低温まで冷却したのち、再度加熱してから熱間圧延しても良いし、鑄造スラブを連続的に熱延しても良い。原料にはスクラップを使用しても構わない。

【0077】

また、圧延後の冷却については特に規定はせず、それぞれの目的にあった組織制御を行うための冷却パターンをとっても本発明の効果は得られる。巻き取り温度は700 以下にする必要がある。700 を超えると熱延組織中に粗大なフェライトやパーライト組織が存在するため、焼鈍後の組織不均一性が大きくなり、最終製品の材質異方性が大きくな

50

る。焼鈍後の組織を微細にして強度延性バランスを向上させる。

【0078】

また、700 を超える温度で巻き取ることは、鋼板表面に形成する酸化物の厚さを過度に増大させるため、酸洗性が劣るので好ましくない。下限については特に定めることなく本発明の効果は発揮されるが、室温以下の温度で巻き取ることは技術的に難しいので、これが実質の下限となる。なお、熱延時に粗圧延板同士を接合して連続的に仕上げ圧延を行っても良い。また、粗圧延板を一旦巻き取っても構わない。

【0079】

このようにして製造した熱延鋼板に、酸洗を行う。酸洗は鋼板表面の酸化物の除去が可能であることから、めっき性向上のためには重要である。また、一回の酸洗を行っても良いし、複数回に分けて酸洗を行っても良い。

10

【0080】

酸洗した熱延鋼板を圧下率30～80%で冷間圧延して、連続溶融亜鉛めっきラインを通板する。圧下率が30%未満では、形状を平坦に保つことが困難である。また、最終製品の延性が劣悪となるのでこれを下限とする。一方、80%を越える冷延は、冷延荷重が大きくなりすぎてしまい冷延が困難となることから、これを上限とする。40～70%がより好ましい範囲である。圧延パスの回数、各パス毎の圧下率については特に規定することなく本発明の効果は発揮される。

【0081】

連続焼鈍ラインやめっきラインを通板する場合の加熱速度は、特に定めることなく本発明の効果は発揮される。0.5 /秒未満の加熱速度は、生産性が大きく損なわれることから好ましくないことから、これが下限となる。一方、加熱速度を100 /秒超とすることは、過度の設備投資を招き、経済的に好ましくないことから、これが実質的な上限である。

20

【0082】

最高加熱温度は、750～900 の範囲である。最高加熱温度が750 未満になると、熱延時に形成した炭化物が再固溶するのに時間がかかりすぎてしまい炭化物、あるいは、その一部が残存することから、780MPa以上の強度が確保し難い。このことから、750 が最高加熱温度の下限である。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900 とする。この温度域での熱処理時間は特に限定しないが、炭化物の溶解のために、10秒以上の熱処理が望ましい。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。熱処理についても、最高加熱温度にて等温保持を行っても良いし、傾斜加熱を行い最高加熱温度に到達した後、直ちに、冷却を開始したとしても、本発明の効果は発揮される。

30

【0083】

上記焼鈍終了後、500～750 まで冷却する。最高加熱温度から500～750 までの平均冷却速度は、0.5～200 /秒とすることが望ましい。冷却速度を、0.5 /秒未満とすることは、冷却過程においてオーステナイトがパーライト組織へと変態する、あるいは、多量のフェライトが形成し引張最大強度が780MPa未満となることから、マルテンサイト、あるいは、ベイナイト体積率を30%以上とすることが困難となるので、下限を0.5 /秒以上とした。冷却速度を大きくしたとしても、材質上なら問題は無いが、過度に冷却速度を上げることは、製造コスト高を招くこととなるので、上限を200 /秒とすることが好ましい。冷却方法については、ロール冷却、空冷、水冷およびこれらを併用したいずれの方法でも構わない。

40

【0084】

その後、500 ～室温まで冷却を行うことで、マルテンサイトやベイナイトを形成させる。冷却停止温度を500 超とした場合、オーステナイトがパーライトへと変態するため、マルテンサイトやベイナイトの体積率の合計を30%以上とすることが出来ず78

50

0 MPa以上の強度確保が難しい。このことから、冷却停止温度の上限を500とする。室温以下の温度域への冷却は、その効果が飽和するばかりでなく、過度の設備投資を必要とすることから好ましくない。あるいは、マルテンサイトの特性向上のため、焼き戻しを行う場合、250～500の温度域に再加熱せねばならず、経済性に劣る。このことから、冷却停止温度は、500～150の温度範囲とすることが望ましい。

引き続き、500～250間にて10～1000秒間で保持することで、マルテンサイトの特性向上を行うための焼き戻しを行う。本熱処理により、マルテンサイトの焼き戻しによる穴広げ性、曲げ性の向上や耐遅れ破壊特性の更なる向上が図られることから実施する必要がある。保持温度の上限を500とするのは、この温度以上での焼き戻しは、マルテンサイトの強度低下が顕著になり、780 MPa以上の強度が確保し難いためである。一方、250未満の温度での保持は、マルテンサイトの特性改善に長時間を要することから、設備が過大となり、生産性に劣る。このことから、保持温度は、500～250とする必要がある。下限を10秒としたのは、10秒未満の保持では、焼き戻しによるマルテンサイトの特性改善が十分でなく、優れた成形性を得ることが出来ない。一方、1000秒を超える保持は、生産性が低下することから好ましくない。なお、保持とは、等温保持のみを指すのではなく、この温度域での徐冷や加熱も含む。

また、焼き戻し後に、めっき浴への浸漬やめっきの合金化処理を行う場合、これらの処理をマルテンサイトの焼き戻しやベイナイト変態の促進に活用できる。めっき浴浸漬板温度は、溶融亜鉛めっき浴温度より40低い温度から溶融亜鉛めっき浴温度より50高い温度までの温度範囲とすることが望ましい。

【0085】

浴浸漬板温度が(溶融亜鉛めっき浴温度 - 40)を下回ると、めっき浴浸漬進入時の抜熱が大きく、溶融亜鉛の一部が凝固してしまいめっき外観を劣化させる場合があることから、下限を(溶融亜鉛めっき浴温度 - 40)とする。ただし、浸漬前の板温度が(溶融亜鉛めっき浴温度 - 40)を下回っても、めっき浴浸漬前に再加熱を行い、板温度を(溶融亜鉛めっき浴温度 - 40)以上としてめっき浴に浸漬させても良い。

【0086】

また、めっき浴浸漬温度が(溶融亜鉛めっき浴温度 + 50)を超えると、めっき浴温度上昇に伴う作業上の問題を誘発する。また、めっき浴は、純亜鉛に加え、Fe、Al、Mg、Mn、Si、Crなどを含有しても構わない。

【0087】

また、めっき層の合金化を行う場合には、460以上で行う。合金化処理温度が460未満であると合金化の進行が遅く、生産性が悪い。600を超えると、粗大な炭化物が形成し、成形性が劣化するとともに、強度低下も顕著となることから、780 MPa以上の引張最大強度と優れた延性の確保が難しくなるので、これが上限である。

【0088】

上記、焼鈍後やめっき処理後に、一旦、100以下まで冷却し、再加熱を行い150～500で熱処理を行っても良い。150～500での熱処理は、マルテンサイトの焼き戻しによる成形性の向上が可能である。150未満では、その効果が小さいことから、150以上で行うことが望ましい。一方、500超での焼き戻しは、マルテンサイトを過度に焼き戻してしまい780 MPa以上の強度が確保し難いため好ましくない。

【0089】

熱処理時間は、1～1000000秒行う必要がある。1秒未満では効果が得難いため、1秒以上とした。1000000秒を超える熱処理は、効果が飽和するばかりでなく、経済性に劣ることから、その上限を1000000秒とした。加えて、1000秒以下の短時間熱処理を行う場合は、熱処理温度は250以上とすることが望ましい。一方、1000秒超となる熱処理であれば、150～250の低温での熱処理であっても同様の効果を得ることができる。

上記熱処理が可能であれば、熱処理はどのような熱処理であっても構わない。例えば、一旦巻き取ったコイルを箱型炉に入れることでの熱処理、インラインでの加熱炉やインダ

10

20

30

40

50

クッションヒーターを用いた熱処理を行っても良い。

【0090】

熱処理後のスキンプラス圧延の圧下率は、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。スキンプラスは、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ラスを行っても良いし、数回に分けて行っても構わない。

【0091】

また、本発明の780MPa以上の引張最大強度を有し、材質の異方性が小さく優れた成形性を有する高強度高延性溶融亜鉛めっき鋼板の素材は、通常の製鉄工程である精錬、製鋼、鋳造、熱延、冷延工程を経て製造されることを原則とするが、その一部あるいは全部を省略して製造されるものでも、本発明に係わる条件を満足する限り、本発明の効果を得ることができる。

10

【0092】

(実施例)

次に、本発明を実施例により詳細に説明する。

表1に示す成分を有するスラブを、1240に加熱し、表2に記載の熱延条件にて熱間圧延を行い、水冷帯にて水冷の後、表2に示す温度で巻き取り処理を行った。熱延板の厚みは、2.5～3.0mmの範囲とした。熱延板を酸洗した後、冷間圧延後の板厚が1.2mmとなるように、所定の冷延率で冷延を行い、冷延板とした。

20

【0093】

表1における鋼種A～Sは、本発明で規定する成分の鋼種であり、a～dは、C、Si、Mn含有量が範囲外である比較例である。

【0094】

【 表 1 】

表 1 化学成分 (mass%)

	C	Si	Mn	P	S	N	Al	Mo	Cr	Cu	Ni	Ti	Nb	V	B	Mg	Rem	Ca	備考
A	0.078	0.48	2.38	0.009	0.0021	0.0027	0.016	0	0	—	0	—	—	—	—	—	—	—	発明鋼
B	0.062	0.09	1.87	0.010	0.0023	0.0032	0.241	0.08	0	—	0	0.021	—	—	—	—	—	—	発明鋼
C	0.054	0.78	2.02	0.012	0.0028	0.0041	0.020	0	0.29	—	0	—	0.015	—	—	—	—	—	発明鋼
D	0.088	0.34	2.39	0.009	0.0019	0.0024	0.022	0	0	—	0	0.019	0.009	—	—	—	—	—	発明鋼
E	0.093	0.48	1.87	0.007	0.0024	0.0030	0.023	0	0.42	—	0	0.026	—	—	—	—	—	—	発明鋼
F	0.081	0.42	1.59	0.010	0.0025	0.0025	0.031	0.59	0	—	0	0.017	0.022	—	0.0011	—	—	—	発明鋼
G	0.090	1.78	2.72	0.013	0.0018	0.0026	0.024	0	0	—	0	0.015	0.027	—	0.0029	—	—	—	発明鋼
H	0.093	0.42	1.86	0.014	0.0017	0.0027	0.027	0	0.89	—	0	0.035	0.007	—	0.0017	—	—	—	発明鋼
I	0.088	0.37	2.33	0.009	0.0030	0.0023	0.027	0	0	—	0	0.019	—	0.044	0.0009	—	—	—	発明鋼
J	0.091	0.49	1.67	0.009	0.0026	0.0028	0.019	0	0	0.31	0.75	0.025	0.013	—	0.0022	—	—	—	発明鋼
K	0.093	0.72	1.79	0.011	0.0022	0.0024	0.014	0.34	0	—	0	0.051	—	—	0.0014	—	—	—	発明鋼
L	0.084	0.68	2.09	0.013	0.0064	0.0019	0.009	0.15	0	—	0	0.021	0.019	—	0.0013	—	0.0008	—	発明鋼
M	0.101	0.38	2.19	0.010	0.0052	0.0024	0.013	0	0	—	0	0.020	0.024	—	0.0019	—	0.0005	—	発明鋼
N	0.099	0.49	2.22	0.014	0.0024	0.0025	0.011	0	0.68	—	0	0.023	0.022	—	0.0011	0.0012	—	—	発明鋼
O	0.086	0.72	1.84	0.007	0.0024	0.0024	0.034	0.11	0.37	—	0	0.026	0.011	—	0.0038	—	—	—	発明鋼
P	0.132	0.87	2.24	0.010	0.0014	0.0030	0.042	0.14	0	—	0	0.031	0.009	—	0.0021	—	—	—	発明鋼
Q	0.129	0.34	2.29	0.013	0.0022	0.0017	0.028	0.21	0	—	0	0.021	0.012	—	0.0019	—	—	—	発明鋼
R	0.135	0.29	2.30	0.012	0.0016	0.0019	0.026	0	0.41	—	0	0.024	0.015	—	0.0017	—	—	—	発明鋼
S	0.172	0.59	2.32	0.011	0.0023	0.0022	0.028	0.06	0	—	0	0.025	0.010	—	0.0015	—	—	—	発明鋼
a	0.596	0.75	2.03	0.015	0.0032	0.0021	0.032	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	比較鋼
b	0.039	0.34	2.09	0.011	0.0042	0.0023	0.024	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	比較鋼
c	0.260	4.23	2.42	0.013	0.0009	0.0025	0.019	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	比較鋼
d	0.092	0.49	5.26	0.009	0.0037	0.0022	0.026	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	比較鋼

下線部は、本発明範囲外であることを意味する。
 “—”は、各元素を添加していないことを意味する。

【 0 0 9 5 】

10

20

30

40

【表 2】

表 2

鋼種	鑄造時の平均冷却速度 (°C/s)	仕上げ圧延温度 (°C)	巻き取り温度 (°C)	冷間圧延率 (%)	焼鈍温度 (°C)	焼鈍時保持時間 (s)	焼鈍から500~750°Cまでの冷却速度 (°C/s)	冷却停止温度 (°C)	250~500°Cでの保持温度 (°C)	250~500°Cでの保持時間 (s)	合金化温度 (°C)	100°C以下への再熱処理温度 (°C)	100°C以下への再熱処理時間 (s)	備考
A1	50	920	550	60	810	90	1.4	25	420	450	-	-	-	本発明鋼
B1	60	910	540	60	810	55	1.8	180	350	500	-	-	-	本発明鋼
C1	50	910	570	60	800	65	1.6	190	300	480	-	-	-	本発明鋼
D1	60	950	530	60	810	80	1.4	290	290	500	-	-	-	本発明鋼
D2	300	920	430	60	810	90	1.4	220	350	400	-	-	-	比較鋼
D3	50	940	710	60	820	95	1.4	250	430	420	-	-	-	比較鋼
D4	30	890	640	60	720	34	1.2	270	450	500	-	-	-	比較鋼
D5	40	900	600	60	820	4	5.2	300	370	430	-	-	-	比較鋼
D6	50	880	610	60	810	95	0.3	240	380	320	-	-	-	比較鋼
D7	60	910	530	60	800	85	1.4	250	370	60	-	-	-	本発明鋼
D8	400	930	520	60	810	100	1.5	80	330	35	-	-	-	比較鋼
D9	30	920	730	60	820	70	2.2	160	380	45	-	-	-	比較鋼
D10	50	910	620	60	730	90	1.2	100	400	30	-	-	-	比較鋼
D12	40	900	640	60	820	4	1.4	200	400	45	-	-	-	比較鋼
D13	30	930	590	60	810	90	0.4	210	380	50	-	-	-	比較鋼
D14	60	910	520	60	800	120	1.1	220	380	30	520	-	-	本発明鋼
D15	80	950	540	60	810	105	1.2	160	390	400	510	-	-	本発明鋼
D16	420	900	500	60	820	120	1.4	230	300	25	520	-	-	比較鋼
D17	30	920	730	60	800	85	1.4	260	380	60	530	-	-	比較鋼
D18	20	880	620	60	720	110	1.2	100	410	50	510	-	-	比較鋼
D20	50	920	640	60	800	4	4.9	290	380	40	540	-	-	比較鋼
D21	40	900	590	60	810	95	0.4	240	370	60	530	-	-	比較鋼
E1	30	900	540	60	810	80	1.4	100	400	500	-	-	-	本発明鋼
E2	400	920	450	60	820	100	1.4	240	300	30	-	-	-	比較鋼
E3	30	920	720	60	820	95	1.4	250	430	420	-	-	-	比較鋼
E4	20	890	610	60	720	34	1.2	270	450	500	-	-	-	比較鋼
E5	15	900	620	60	820	4	5.2	300	370	430	-	-	-	比較鋼
E6	20	930	540	60	810	95	0.4	240	380	320	-	-	-	比較鋼
E7	50	920	500	60	800	85	1.4	400	370	60	-	-	-	本発明鋼
E8	40	930	540	60	800	120	1.1	350	380	30	520	-	-	本発明鋼
E9	50	900	520	60	810	105	1.2	160	390	400	510	-	-	本発明鋼
E10	500	920	470	60	800	80	1.4	220	300	20	540	-	-	比較鋼
E11	30	900	710	60	800	85	1.4	260	380	60	530	-	-	比較鋼
E12	40	910	480	60	720	110	1.2	100	410	50	510	-	-	比較鋼
E14	50	880	500	60	800	4	4.9	290	380	40	540	-	-	比較鋼
E15	60	920	620	60	810	95	0.4	240	370	60	530	-	-	比較鋼
F1	40	900	540	52	830	120	1.6	280	300	330	-	-	-	本発明鋼
F2	40	890	560	52	840	100	2.4	240	350	380	-	-	-	本発明鋼
F3	30	880	550	52	830	120	1.6	250	340	300	530	-	-	本発明鋼
G1	50	870	550	52	820	130	2.1	220	330	340	-	-	-	本発明鋼
G2	40	900	560	52	830	120	1.4	250	360	350	-	-	-	本発明鋼
G3	30	930	540	52	840	100	1.3	250	400	400	520	-	-	本発明鋼
H1	30	950	530	52	820	120	1.5	210	300	550	-	-	-	本発明鋼
H2	350	910	480	52	810	100	3.1	160	320	300	-	-	-	比較鋼
H3	30	890	720	52	820	130	1.6	240	330	350	-	-	-	比較鋼
H4	50	920	600	52	720	120	1.2	210	350	380	-	-	-	比較鋼
H5	60	900	580	52	920	220	2.8	180	400	250	-	-	-	比較鋼
H6	80	890	460	52	810	5	1.3	250	320	300	-	-	-	比較鋼
H7	40	920	500	52	830	120	0.2	200	340	380	-	-	-	比較鋼
H8	50	890	600	52	800	120	1.5	620	480	330	-	-	-	比較鋼
H9	50	910	550	52	800	110	1.2	280	540	360	-	-	-	比較鋼
H10	50	920	560	52	810	100	1.2	290	400	2200	-	-	-	比較鋼
H11	80	950	570	52	810	100	1.1	410	360	300	-	290	10	本発明鋼
H12	40	890	540	52	800	110	1.3	380	300	360	-	240	120000	本発明鋼
H13	50	900	550	52	810	120	1.2	230	320	310	-	620	120	比較鋼
H14	20	900	530	52	820	130	1.2	250	360	400	-	-	-	本発明鋼
H15	30	910	530	52	830	120	1.3	230	370	330	520	-	-	本発明鋼
H16	60	920	470	52	810	140	1.4	190	400	30	510	-	-	本発明鋼
H17	400	920	450	52	820	160	2.1	240	350	50	530	-	-	比較鋼
H18	30	930	730	52	790	120	2.2	250	350	120	530	-	-	比較鋼
H19	50	880	540	52	740	130	1.4	230	360	330	510	-	-	比較鋼
H20	40	870	600	52	910	230	1.4	190	350	400	530	-	-	比較鋼
H21	30	900	530	52	830	5	1.1	200	400	60	540	-	-	比較鋼
H22	30	910	520	52	840	130	0.3	230	400	45	530	-	-	比較鋼
H23	60	900	600	52	810	120	1.2	620	480	390	540	-	-	比較鋼
H24	50	890	550	52	800	100	1.3	160	50	320	560	-	-	比較鋼
H25	50	910	600	52	810	160	1.2	270	570	320	550	-	-	比較鋼
H26	40	920	540	52	810	130	1.5	250	360	310	630	-	-	比較鋼
H27	50	970	570	52	800	140	1.2	270	340	2400	560	-	-	比較鋼
H28	50	880	550	52	800	120	1.1	430	400	260	560	290	12	本発明鋼
H29	60	920	570	52	810	110	1.2	360	400	20	540	210	1800	本発明鋼
H30	50	890	620	52	800	100	1.2	290	340	380	550	70	20000	比較鋼
H31	70	920	580	52	800	130	1.1	280	350	360	550	590	240	比較鋼

下線は、本発明の範囲外を示す。

*1:合金化温度欄の一は、合金化処理を実施していないことを意味する。

【 0 0 9 6 】

10

20

30

40

【表 3】

表 3

鋼種	鑄造時の 平均冷却 速度 (°C/s)	仕上げ 圧延 温度 (°C)	巻き取り 温度 (°C)	冷間 圧延率 (%)	焼鈍 温度 (°C)	焼鈍時 保持 時間 (s)	焼鈍から 500~750°C までの 冷却速度 (°C/s)	冷却 停止 温度 (°C)	250~ 500°C での 保持温度 (°C)	250~ 500°C での 保持時間 (s)	合金化 温度 (°C)	100°C 以下への 冷却後の 再熱処理温度 (°C)	100°C 以下への 冷却後の 再熱処理時間 (s)	備考
I1	40	890	540	52	810	130	1.4	180	460	400	-	-	-	本発明鋼
J1	50	900	530	52	810	120	2.4	260	400	330	-	-	-	本発明鋼
K1	30	890	550	52	820	120	1.5	240	350	380	-	-	-	本発明鋼
L1	30	900	540	52	800	90	0.9	230	340	420	-	-	-	本発明鋼
L2	460	930	430	52	810	100	1.2	220	380	500	-	-	-	比較鋼
L3	30	880	710	52	830	120	3.2	260	360	450	-	-	-	比較鋼
L4	30	920	540	52	740	130	1.2	240	380	300	-	-	-	比較鋼
L5	30	930	530	52	920	230	1.4	230	400	350	-	-	-	比較鋼
L6	50	880	610	52	820	5	1.4	250	400	400	-	-	-	比較鋼
L7	40	900	540	52	830	140	0.2	230	390	350	-	-	-	比較鋼
L8	50	900	580	52	810	180	1.5	630	480	330	-	-	-	比較鋼
L9	60	910	570	52	800	120	1.2	300	540	330	-	-	-	比較鋼
L10	50	900	560	52	820	150	1.2	290	400	1800	-	-	-	比較鋼
L11	80	970	600	52	810	120	1.5	410	390	330	-	290	12	本発明鋼
L12	40	900	560	52	800	120	1.2	380	320	360	-	180	120000	本発明鋼
L13	50	930	570	52	810	130	1.2	230	280	340	-	630	100	比較鋼
L14	60	930	530	52	810	120	1.8	230	350	30	-	-	-	本発明鋼
L15	380	920	390	52	820	90	2.0	220	380	25	-	-	-	比較鋼
L16	40	920	730	52	820	130	1.4	250	360	30	-	-	-	比較鋼
L17	50	900	540	52	720	120	1.9	240	350	45	-	-	-	比較鋼
L18	20	910	550	52	910	240	2.2	230	320	60	-	-	-	比較鋼
L19	70	900	560	52	830	5	3.7	260	350	35	-	-	-	比較鋼
L20	30	940	570	52	820	120	0.3	240	330	30	-	-	-	比較鋼
L21	50	900	550	52	820	130	1.4	250	340	425	550	-	-	本発明鋼
L22	40	880	540	52	830	140	1.6	220	330	330	540	-	-	本発明鋼
L23	300	930	540	52	810	100	1.4	170	300	30	550	-	-	比較鋼
L24	30	890	710	52	830	120	1.8	230	350	60	530	-	-	比較鋼
L25	60	920	640	52	730	120	1.9	250	350	400	550	-	-	比較鋼
L26	40	900	570	52	930	220	2.4	270	360	30	540	-	-	比較鋼
L27	50	920	520	52	820	5	2.6	280	330	420	550	-	-	比較鋼
L28	30	910	490	52	830	120	0.3	200	350	30	560	-	-	比較鋼
L29	60	910	590	52	800	160	1.2	620	480	390	550	-	-	比較鋼
L30	50	950	550	52	800	120	1.3	160	70	400	560	-	-	比較鋼
L31	60	920	600	52	800	150	1.2	280	560	350	550	-	-	比較鋼
L32	50	890	620	52	820	160	1.2	240	320	350	620	-	-	比較鋼
L33	40	900	570	52	800	130	1.4	290	330	1800	560	-	-	比較鋼
L34	50	980	550	52	810	180	2.4	440	400	330	550	300	20	本発明鋼
L35	60	900	530	52	800	160	1.2	360	380	30	540	230	60000	本発明鋼
L36	60	930	560	52	800	120	1.6	310	330	440	560	70	12000	比較鋼
L37	50	920	600	52	800	160	1.3	270	350	300	550	590	150	比較鋼
M1	40	940	560	52	810	120	1.4	250	360	480	-	-	-	本発明鋼
N1	50	910	550	52	810	150	0.7	230	330	450	-	-	-	本発明鋼
O1	30	920	550	52	830	130	1.6	210	340	500	-	-	-	本発明鋼
P1	60	930	540	48	820	110	2.4	260	330	430	-	-	-	本発明鋼
P2	60	890	530	48	810	90	2.5	250	340	390	-	-	-	本発明鋼
P3	40	900	520	48	820	130	1.4	230	350	30	550	-	-	本発明鋼
Q1	50	920	500	48	800	120	1.6	220	350	420	-	-	-	本発明鋼
R1	30	890	490	48	820	140	1.8	180	330	400	-	-	-	本発明鋼
S1	40	880	520	48	830	130	2.2	200	360	330	-	-	-	本発明鋼
S2	50	900	510	48	810	120	1.8	250	340	340	-	-	-	本発明鋼
S3	40	920	560	48	810	150	2.4	230	340	30	540	-	-	本発明鋼
a1	50	920	600	48	820	50	1.8	250	390	420	-	-	-	比較鋼
b1	60	900	620	60	800	30	14.8	220	380	350	-	-	-	比較鋼
c1	30	900	550	48	830	60	1.6	400	360	460	-	-	-	比較鋼
d1	50	910	600	48	790	30	1.8	200	400	400	-	-	-	比較鋼

下線は、本発明の範囲外を示す。

*1:合金化温度欄の-は、合金化処理を実施していないことを意味する。

【 0 0 9 7 】

10

20

30

【表4】

表4

鋼種	鋼種	F/%	B/%	γR/%	M/%	B+M/%	P/%	貫通 フェライト 存在率(%)	TS/MPa	El/%	TS×EL	最小曲げ 半径 Rc	Rc/t	めっき層 中のFe 質量%	備考
A1	CR	85	1	0	14	15	0	55	823	23	18929	1	0.83	-	本発明鋼
B1	CR	84	4	0	12	16	0	52	819	24	19656	1	0.83	-	本発明鋼
C1	CR	87	4	0	9	13	0	67	829	23	19067	1	0.83	-	本発明鋼
D1	CR	84	16	0	0	16	0	73	832	24	19968	1	0.83	-	本発明鋼
D2	CR	83	14	0	3	17	0	13	843	21	17703	6	5.00	-	比較鋼
D3	CR	96	4	0	0	4	0	76	709	21	14889	3	2.50	-	比較鋼
D4	CR	100	0	0	0	0	0	-*2	684	21	14364	4	3.33	-	比較鋼
D5	CR	98	2	0	0	2	0	-*2	699	22	15378	4	3.33	-	比較鋼
D6	CR	96	0	0	0	0	4	-*2	721	20	14420	5	4.17	-	比較鋼
D7	GI	86	10	2	2	12	0	78	819	23	18837	1	0.83	1.1	本発明鋼
D8	GI	85	4	0	11	15	0	0.3	832	21	17472	6	5.00	0.7	比較鋼
D9	GI	92	8	0	0	8	0	52	712	20	14240	3	2.50	1.1	比較鋼
D10	GI	100	0	0	0	0	0	-*2	703	21	14763	4	3.33	0.6	比較鋼
D12	GI	97	3	0	0	3	0	-*2	684	22	15048	4	3.33	1.0	比較鋼
D13	GI	95	0	0	0	0	5	-*2	709	20	14180	5	4.17	0.9	比較鋼
D14	GA	85	10	1	4	14	0	49	822	23	18906	1	0.83	10.4	本発明鋼
D15	GA	86	8	2	4	12	0	51	809	23	18607	1	0.83	10.6	本発明鋼
D16	GA	84	13	1	2	15	0	8	819	23	18837	6	5.00	10.9	比較鋼
D17	GA	93	7	0	0	7	0	86	693	20	13860	3	2.50	9.8	比較鋼
D18	GA	100	0	0	0	0	0	-*2	672	22	14784	4	3.33	10.7	比較鋼
D20	GA	96	4	0	0	4	0	-*2	692	22	15224	4	3.33	10.5	比較鋼
D21	GA	95	0	0	0	0	5	-*2	704	19	13376	4	3.33	10.9	比較鋼
E1	CR	83	3	1	13	16	0	67	824	24	19776	1	0.83	-	本発明鋼
E2	CR	85	13	2	0	13	0	13	804	19	15276	6	5.00	-	比較鋼
E3	CR	94	6	0	0	6	0	70	686	20	13720	1	0.83	-	比較鋼
E4	CR	100	0	0	0	0	0	-*2	663	21	13923	4	3.33	-	比較鋼
E5	CR	96	4	0	0	4	0	-*2	721	18	12978	5	4.17	-	比較鋼
E6	CR	95	0	0	2	2	3	-*2	711	19	13509	4	3.33	-	比較鋼
E7	GI	86	13	1	0	13	0	66	821	23	18883	1	0.83	1.4	本発明鋼
E8	GA	85	13	2	0	13	0	63	817	23	18791	1	0.83	9.8	本発明鋼
E9	GA	81	5	1	13	18	0	54	820	24	19680	1	0.83	11.3	本発明鋼
E10	GA	84	14	1	1	15	0	8	812	20	16240	6	5.00	10.7	比較鋼
E11	GA	93	7	0	0	7	0	59	708	19	13452	4	3.33	10.9	比較鋼
E12	GA	100	0	0	0	0	0	-*2	683	22	15026	4	3.33	11.4	比較鋼
E14	GA	96	4	0	0	4	0	-*2	705	21	14805	4	3.33	9.5	比較鋼
E15	GA	91	0	0	2	2	7	-*2	719	19	13661	4	3.33	10.3	比較鋼
F1	CR	55	9	0	36	45	0	65	1003	18	18054	1	0.83	-	本発明鋼
F2	GI	62	3	2	33	36	0	62	1019	19	19361	1	0.83	1.4	本発明鋼
F3	GA	60	2	2	36	38	0	70	1023	19	19437	1	0.83	10.7	本発明鋼
G1	CR	53	7	1	39	46	0	53	1043	19	19817	1	0.83	-	本発明鋼
G2	GI	59	10	1	30	40	0	55	1036	20	20720	2	1.67	1.5	本発明鋼
G3	GA	60	10	1	29	39	0	78	1029	19	19551	2	1.67	11.7	本発明鋼
H1	CR	54	5	0	41	46	0	67	1024	19	19456	1	0.83	-	本発明鋼
H2	CR	55	3	0	42	45	0	11	1043	17	17731	5	4.17	-	比較鋼
H3	CR	94	6	0	0	6	0	57	733	19	13927	3	2.50	-	比較鋼
H4	CR	100	0	0	0	0	0	-*2	723	20	14460	4	3.33	-	比較鋼
H5	CR	3	4	1	92	96	0	49	1146	11	12606	6	5.00	-	比較鋼
H6	CR	97	3	0	0	3	0	-*2	732	19	13908	5	4.17	-	比較鋼
H7	CR	91	0	0	0	0	9	-*2	718	18	12924	4	3.33	-	比較鋼
H8	CR	62	0	0	0	0	38	-*2	755	21	15855	5	4.17	-	比較鋼
H9	CR	55	5	0	40	45	0	63	745	22	16390	4	3.33	-	比較鋼
H10	CR	55	4	0	41	45	0	65	762	21	16002	3	2.50	-	比較鋼
H11	CR	56	19	2	23	42	0	66	994	20	19880	1	0.83	-	本発明鋼
H12	CR	53	13	2	32	45	0	59	1016	21	21336	1	0.83	-	本発明鋼
H13	CR	54	4	0	42	46	0	60	754	20	15080	3	2.50	-	比較鋼
H14	GI	59	8	0	33	41	0	78	1033	19	19627	1	0.83	10.4	本発明鋼
H15	GA	60	7	0	33	40	0	75	1034	18	18612	2	1.67	10.9	本発明鋼
H16	GA	59	4	0	37	41	0	87	1011	20	20220	1	0.83	11.3	本発明鋼
H17	GA	61	8	0	31	39	0	0	1029	16	16464	5	4.17	10.8	比較鋼
H18	GA	92	8	0	0	8	0	56	712	20	14240	4	3.33	9.9	比較鋼
H19	GA	100	0	0	0	0	0	-*2	734	19	13946	5	4.17	10.8	比較鋼
H20	GA	4	3	2	91	94	0	59	1127	10	11270	6	5.00	11.4	比較鋼
H21	GA	98	2	0	0	2	0	-*2	762	18	13716	5	4.17	12.0	比較鋼
H22	GA	90	0	0	0	0	10	-*2	741	17	12597	5	4.17	11.1	比較鋼
H23	GA	68	0	0	0	0	32	-*2	739	22	16258	4	3.33	10.6	比較鋼
H24	GA	53	8	3	36	44	0	63	1054	13	13702	5	4.17	10.6	比較鋼
H25	GA	53	8	2	37	45	0	65	762	22	16764	3	2.50	9.9	比較鋼
H26	GA	54	7	0	39	46	0	59	758	21	15918	3	2.50	19.2	比較鋼
H27	GA	54	14	0	32	46	0	60	743	20	14860	3	2.50	9.6	比較鋼
H28	GA	54	21	0	25	46	0	60	998	21	20958	1	0.83	9.7	本発明鋼
H29	GA	55	16	0	29	45	0	67	1001	21	21021	1	0.83	10.7	本発明鋼
H30	GA	55	6	3	36	42	0	55	1045	14	14630	5	4.17	9.2	比較鋼
H31	GA	53	7	0	40	47	0	60	746	19	14174	3	2.50	13.8	比較鋼

下線は、本発明の範囲外を示す。

F：フェライト、B：ベイナイト、γR：残留オーステナイト、M：マルテンサイト、P：パーライト
 *2:貫通フェライト存在率の一は、マルテンサイト、又は、ベイナイトの体積率が低すぎた形骸の
 定量化が困難であったことを示す。
 *3:めっき層中のFe質量%欄の一は、めっき層を有していないことを意味する。

【 0 0 9 8 】

10

20

30

40

【表 5】

表 5

鋼種	鋼種	F/%	B/%	γR/%	M/%	B+M/%	P/%	貫通 フェライト 存在率(%)	TS/MPa	El/%	TS×EL	最小曲げ 半径 Rc	Rc/t	めっき層 中の Fe 質量%	備考
I1	CR	57	4	0	39	43	0	72	1019	19	19361	1	0.83	-	本発明鋼
J1	CR	58	7	2	33	40	0	68	1030	18	18540	2	1.67	-	本発明鋼
K1	CR	56	6	1	37	43	0	78	1024	18	18432	2	1.67	-	本発明鋼
L1	CR	52	6	1	41	47	0	80	1014	19	19266	1	0.83	-	本発明鋼
L2	CR	51	6	0	43	49	0	15	1003	14	14042	6	5.00	-	比較鋼
L3	CR	93	7	0	0	7	0	66	759	18	13662	4	3.33	-	比較鋼
L4	CR	100	0	0	0	0	0	-*2	754	16	12064	4	3.33	-	比較鋼
L5	CR	5	6	2	87	93	0	76	1173	10	11730	6	5.00	-	比較鋼
L6	CR	98	2	0	0	2	0	-*2	767	18	13806	3	2.50	-	比較鋼
L7	CR	88	0	0	0	0	12	-*2	770	15	11550	3	2.50	-	比較鋼
L8	CR	63	0	0	0	0	37	-*2	762	21	16002	3	2.50	-	比較鋼
L9	CR	55	5	0	40	45	0	78	755	23	17365	3	2.50	-	比較鋼
L10	CR	55	4	0	41	45	0	56	769	20	15380	3	2.50	-	比較鋼
L11	CR	56	19	2	23	42	0	62	992	21	20832	1	0.83	-	本発明鋼
L12	CR	53	13	2	32	45	0	68	1005	20	20100	1	0.83	-	本発明鋼
L13	CR	54	4	0	42	46	0	71	754	19	14326	3	2.50	-	比較鋼
L14	GI	56	7	0	37	44	0	69	1019	18	18342	2	1.67	0.9	本発明鋼
L15	GI	57	6	0	37	43	0	17	1032	14	14448	6	5.00	1.0	比較鋼
L16	GI	95	5	0	0	5	0	59	752	19	14288	3	2.50	1.7	比較鋼
L17	GI	100	0	0	0	0	0	-*2	742	18	13356	5	4.17	1.0	比較鋼
L18	GI	3	6	3	88	94	0	74	1147	9	10323	6	5.00	0.8	比較鋼
L19	GI	97	3	0	0	3	0	-*2	769	18	13842	5	4.17	1.5	比較鋼
L20	GI	88	0	0	0	0	12	-*2	762	17	12954	5	4.17	1.6	比較鋼
L21	GA	56	6	2	36	42	0	73	998	18	17964	2	1.67	10.8	本発明鋼
L22	GA	58	6	0	36	42	0	77	1009	19	19171	1	0.83	11.5	本発明鋼
L23	GA	57	3	0	40	43	0	16	1024	14	14336	6	5.00	10.6	比較鋼
L24	GA	94	6	0	0	6	0	84	754	19	14326	4	3.33	9.7	比較鋼
L25	GA	100	0	0	0	0	0	-*2	739	17	12563	5	4.17	10.4	比較鋼
L26	GA	5	10	3	82	92	0	72	1176	10	11760	6	5.00	9.9	比較鋼
L27	GA	97	3	0	0	3	0	-*2	765	15	11475	4	3.33	11.6	比較鋼
L28	GA	90	0	0	0	0	10	-*2	742	18	13356	4	3.33	10.6	比較鋼
L29	GA	68	0	0	0	0	32	-*2	739	22	16258	4	3.33	10.6	比較鋼
L30	GA	53	8	3	36	44	0	66	1045	15	15675	5	4.17	11.1	比較鋼
L31	GA	53	8	2	37	45	0	70	756	21	15876	3	2.50	10.2	比較鋼
L32	GA	54	7	0	39	46	0	59	734	22	16148	4	3.33	19.2	比較鋼
L33	GA	54	14	0	32	46	0	62	756	19	14364	3	2.50	9.5	比較鋼
L34	GA	54	21	0	25	46	0	62	1004	21	21084	1	0.83	10.3	本発明鋼
L35	GA	55	16	0	29	45	0	55	999	21	20979	1	0.83	11.4	本発明鋼
L36	GA	55	6	3	36	42	0	65	1036	15	15540	5	4.17	9.6	比較鋼
L37	GA	53	7	0	40	47	0	71	753	20	15060	3	2.50	14.3	比較鋼
M1	CR	53	9	1	37	46	0	69	1024	18	18432	1	0.83	-	本発明鋼
N1	CR	52	8	0	40	48	0	72	997	19	18943	1	0.83	-	本発明鋼
O1	CR	54	4	1	41	45	0	84	1019	18	18342	2	1.67	-	本発明鋼
P1	CR	39	16	0	45	61	0	63	1206	16	19296	2	1.67	-	本発明鋼
P2	GI	43	13	1	43	56	0	67	1224	16	19584	2	1.67	1.1	本発明鋼
P3	GA	44	9	2	45	54	0	71	1219	15	18285	2	1.67	10.6	本発明鋼
Q1	CR	38	9	1	52	61	0	65	1187	16	18992	2	1.67	-	本発明鋼
R1	CR	45	6	1	48	54	0	83	1206	15	18090	2	1.67	-	本発明鋼
S1	CR	28	10	1	61	71	0	80	1342	14	18788	2	1.67	-	本発明鋼
S2	GI	34	17	2	47	64	0	75	1363	14	19082	2	1.67	0.7	本発明鋼
S3	GA	34	16	0	50	66	0	77	1349	13	17537	3	2.50	11.6	本発明鋼
a1	CR	16	34	3	47	81	0	45	1675	4	6700	6	5.00	2.2	比較鋼
b1	CR	96	4	0	0	4	0	-*2	585	34	19890	1	0.83	1.6	比較鋼
c1	CR	52	36	12	0	36	0	63	535	29	15515	5	4.17	1.7	比較鋼
d1	CR	12	0	2	86	86	0	56	525	30	15750	6	5.00	2.0	比較鋼

下線は、本発明の範囲外を示す。

F：フェライト、B：ベイナイト、γR：残留オーステナイト、M：マルテンサイト、P：パーライト
 *2:貫通フェライト存在率の一は、マルテンサイト、又は、ベイナイトの体積率が低すぎてしまい形態の
 定量化が困難であったことを示す。
 *3:めっき層中のFe質量%欄の一は、めっき層を有していないことを意味する。

【 0 0 9 9 】

その後、これらの冷延板に表 2 に示す条件で連続合金化溶解亜鉛めっき設備にて、熱処理と溶解亜鉛めっき処理を施した。焼鈍温度から 5 0 0 ~ 7 5 0 までを表 2 の冷却速度で冷却し、その後、5 0 0 ~ 1 5 0 の温度範囲で 5 ~ 1 0 0 0 秒保持を行った後、所定の条件に制御した亜鉛めっき浴に浸漬し、その後室温まで冷却した。めっき浴中のめっき浴中の有効 A 1 濃度は、0 . 0 9 ~ 0 . 1 7 質量%の範囲とした。一部の鋼板については、亜鉛めっき浴に浸漬後、各条件にて合金化処理を行い、室温まで冷却した。その際の目付け量としては、両面とも約 3 5 g / m²とした。最後に、得られた鋼板について 0 . 4 %の圧下率でスキンパス圧延を行った。

【 0 1 0 0 】

引張試験は、1 . 2 mm厚の板から圧延方向に直角方向及び平行に J I S 5 号試験片を採取し、引張特性を評価した。曲げ性に関しては、圧延方向に平行な軸に曲げ稜線を有する曲げ試験片を採取した後、1 8 0 ° U 曲げ試験を実施した。曲げ R を 1 0 mm から 1 m m ずつ小さくしていき、割れが生じない曲げ半径を限界曲げ半径として定義した。特に、下記 (2) 式を満たす鋼板を衝突時に割れない鋼板と定義した。

10

20

30

40

50

【 0 1 0 1 】

$$R_c / t < 5$$

(2)

 R_c : 180°U曲げの限界曲げ半径 t : 板厚

【 0 1 0 2 】

めっき層中のFe%は下記のように評価した。

まず、30mm×40mmに切断した亜鉛めっき鋼板について、インヒビタを添加した5% HCL水溶液で、鋼板母材の溶出を抑制しながらめっき層のみを溶解し、溶解液をICP発光分析することでめっき層中のFe%を評価した。各試料間の測定ばらつきを考慮して、同じ亜鉛めっき鋼板から、3つの試料を切出し、その測定値を平均したものをFe%とした。

10

測定した引張特性及びめっき層中のFe%を表2に示す。本発明の鋼板はいずれも衝突特性、めっき性に優れていることがわかる。

【 産業上の利用可能性 】

【 0 1 0 3 】

本発明は、自動車用の構造用部材、補強用部材、足廻り用部材に好適な、引張最大強度780MPa以上を有する衝突特性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板を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。

フロントページの続き

(51) Int.Cl.			F I		
C 2 3 C	2/40	(2006.01)	C 2 3 C	2/40	
C 2 1 D	9/46	(2006.01)	C 2 1 D	9/46	J

(74)代理人 100140121

弁理士 中村 朝幸

(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

(72)発明者 戸田 由梨

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 上西 朗弘

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 丸山 直紀

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

(72)発明者 石野 まゆ子

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 鈴木 毅

(56)参考文献 特開2012-219341(JP, A)

特開2007-070660(JP, A)

国際公開第2013/047830(WO, A1)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C 2 2 C 3 8 / 0 0 - 3 8 / 6 0

C 2 1 D 8 / 0 0 - 8 / 0 4

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

C 2 3 C 2 / 0 0 - 2 / 4 0