

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第4902026号  
(P4902026)

(45) 発行日 平成24年3月21日(2012.3.21)

(24) 登録日 平成24年1月13日(2012.1.13)

(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 2 C 38/60 (2006.01)** C 2 2 C 38/60  
**C 2 1 D 9/46 (2006.01)** C 2 1 D 9/46 J

請求項の数 12 (全 22 頁)

(21) 出願番号 特願2011-525765 (P2011-525765)  
 (86) (22) 出願日 平成23年1月31日(2011.1.31)  
 (86) 国際出願番号 PCT/JP2011/051896  
 (87) 国際公開番号 W02011/093490  
 (87) 国際公開日 平成23年8月4日(2011.8.4)  
 審査請求日 平成23年8月1日(2011.8.1)  
 (31) 優先権主張番号 特願2010-19193 (P2010-19193)  
 (32) 優先日 平成22年1月29日(2010.1.29)  
 (33) 優先権主張国 日本国(JP)  
 (31) 優先権主張番号 特願2010-32667 (P2010-32667)  
 (32) 優先日 平成22年2月17日(2010.2.17)  
 (33) 優先権主張国 日本国(JP)

早期審査対象出願

(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  
 (74) 代理人 100064908  
 弁理士 志賀 正武  
 (74) 代理人 100108578  
 弁理士 高橋 詔男  
 (74) 代理人 100106909  
 弁理士 棚井 澄雄  
 (74) 代理人 100129403  
 弁理士 増井 裕士  
 (72) 発明者 岡本 力  
 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

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 鋼板及び鋼板製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

化学成分が、質量%で：

C : 0 . 0 5 % ~ 0 . 3 5 % ;

S i : 0 . 0 5 % ~ 2 . 0 % ;

M n : 0 . 8 % ~ 3 . 0 % ;

A l : 0 . 0 1 % ~ 2 . 0 % ;

を含有し、

P : 0 . 1 % 以下 ;

S : 0 . 0 5 % 以下 ;

N : 0 . 0 1 % 以下 ;

に制限し、

残部が鉄及び不可避免的不純物からなり、

フェライト相、ベイナイト相、及び焼き戻しマルテンサイト相を面積率で合計50%以上含有し、

残留オーステナイト相を面積率で3%以上含有し、

個数比で50%以上の前記残留オーステナイト相の結晶粒が、重心位置での炭素濃度をC<sub>gc</sub>、粒界位置での炭素濃度をC<sub>gb</sub>として、式1を満たすことを特徴とする鋼板。

$$C_{gb} / C_{gc} \geq 1.2 \quad \dots \quad (式1)$$

## 【請求項 2】

前記化学成分が質量%で、更に

Mo : 0.01% ~ 0.5% ;  
 Nb : 0.005% ~ 0.1% ;  
 Ti : 0.005% ~ 0.2% ;  
 V : 0.005% ~ 0.5% ;  
 Cr : 0.05% ~ 5.0% ;  
 W : 0.05% ~ 5.0% ;  
 Ca : 0.0005% ~ 0.05% ;  
 Mg : 0.0005% ~ 0.05% ;  
 Zr : 0.0005% ~ 0.05% ;  
 REM : 0.0005% ~ 0.05% ;  
 Cu : 0.02% ~ 2.0% ;  
 Ni : 0.02% ~ 1.0% ;  
 B : 0.0003% ~ 0.007% ;

の少なくとも1種を含有することを特徴とする請求項1に記載の鋼板。

10

## 【請求項 3】

前記残留オーステナイト相は、前記結晶粒の平均粒径が10 μm以下であり、かつ、個数比で50%以上の前記結晶粒が、重心位置での炭素濃度をCgc、粒界位置での炭素濃度をCgbとして、前記式1を満たしており、

20

前記残留オーステナイト相中の平均炭素濃度が0.7%以上、1.5%以下であることを特徴とする請求項1に記載の鋼板。

## 【請求項 4】

前記残留オーステナイト相は、個数比で40%以上の前記結晶粒が、1 μm以上、2 μm未満の平均粒径を有する小径結晶粒であるとともに、個数比で20%以上の前記結晶粒が、2 μm以上の平均粒径を有する大径結晶粒であり、さらに、個数比で50%以上の前記結晶粒が、重心位置での炭素濃度をCgc、粒界位置での炭素濃度をCgbとして、前記式1を満たしている

ことを特徴とする請求項1に記載の鋼板。

30

## 【請求項 5】

個数比で50%以上の前記小径結晶粒が、重心位置での炭素濃度をCgcS、粒界位置での炭素濃度をCgbSとして、式2を満たし、

個数比で50%以上の前記大径結晶粒が、重心位置での炭素濃度をCgcL、粒界位置での炭素濃度をCgbLとして、式3を満たす

ことを特徴とする請求項4に記載の鋼板。

$$CgbS / CgcS > 1.3 \quad (\text{式 2})$$

$$1.3 > CgbL / CgcL > 1.1 \quad (\text{式 3})$$

## 【請求項 6】

前記鋼板が、少なくとも片面に付与された亜鉛めっき皮膜を有することを特徴とする請求項1~5のいずれか1項に記載の鋼板。

40

## 【請求項 7】

前記鋼板が、少なくとも片面に付与された亜鉛合金めっき皮膜を有することを特徴とする請求項1~5のいずれか1項に記載の鋼板。

## 【請求項 8】

請求項1~請求項7のいずれか1項に記載の鋼板を製造する方法であって、

請求項1又は2に記載の化学成分を有する鋳片を、850 以上、970 以下の仕上げ温度で熱間圧延を施して熱延鋼板を製造する熱間圧延工程と；

前記熱延鋼板に対し、1秒以上、10秒以下の空冷を行う空冷工程と；

空冷された前記熱延鋼板を、650 以下の温度域まで平均で10 /秒以上、200

50

／秒以下で冷却した後650以下の温度範囲で巻取る巻取り工程と；  
 巻取られた前記熱延鋼板を、酸洗後、40%以上の压下率で冷間圧延を施して冷延鋼板を製造する冷間圧延工程と；  
 前記冷延鋼板に対し、700以上、900以下の最高温度で焼鈍を施す焼鈍工程と；  
 ；  
 焼鈍された前記冷延鋼板を、0.1／秒以上、200／秒以下の平均冷却速度で350以上、480以下の温度域に冷却し、この温度域で1秒以上、1000秒以下保持する保持工程と；  
 前記冷延鋼板に対し、350から220までの温度域を5／秒以上25／秒以下の平均冷却速度で一次冷却し、さらに120から常温近傍までの温度域を100／秒以上または5／秒以下の平均冷却速度で二次冷却する最終冷却工程と；  
 を備えることを特徴とする鋼板製造方法。

10

## 【請求項9】

前記熱間圧延工程では、最終の2パスを各々20%以下のひずみ量にて圧延することを特徴とする請求項8に記載の鋼板製造方法。

## 【請求項10】

前記熱間圧延工程では、1100以下まで冷却された後に1100以上に再加熱された鑄片を用いることを特徴とする請求項8に記載の鋼板製造方法。

## 【請求項11】

前記保持工程の後に前記鋼板を溶融亜鉛めっき浴に浸漬する浸漬工程を更に備えることを特徴とする請求項8に記載の鋼板製造方法。

20

## 【請求項12】

前記浸漬工程の後に500以上、580以下の範囲で合金化処理を行う合金化処理工程を備えることを特徴とする請求項11に記載の鋼板製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【技術分野】

## 【0001】

本発明は、鋼板及び鋼板製造方法に関する。この鋼板は、主としてプレス加工されて使用される自動車等の構造材料に好適な、伸び及びV曲げ性、更にはプレス成型安定性に優れた高強度鋼板である。

30

本願は、2010年1月29日に、日本に出願された特願2010-019193号、及び、2010年2月17日に、日本に出願された特願2010-032667号に基づき優先権を主張し、その内容をここに援用する。

## 【背景技術】

## 【0002】

自動車の車体構造に使用される鋼板には、高い強度に加え、優れた伸び及びV曲げ性が求められる。

## 【0003】

残留オーステナイト相を含むTRIP(Transformation Induced Plasticity)鋼板によれば、TRIP効果により高い強度と高い伸びとを発揮することが知られている。

40

## 【0004】

特許文献1では、残留オーステナイト鋼の伸びを更に高める目的で、残留オーステナイト相の分率を高く確保し、2種類のフェライト相(ベイニティックフェライト相、ポリゴナルフェライト相)を制御する技術が開示されている。

## 【0005】

特許文献2では、伸びと形状凍結性とを確保する目的で、オーステナイト相の形状をアスペクト比で規定する技術が開示されている。

50

## 【 0 0 0 6 】

特許文献 3 では、伸びをより高める目的で、オーステナイト相の分布を最適化する技術が開示されている。

## 【 0 0 0 7 】

また、特許文献 4 及び特許文献 5 では、組織の均一化により、局部延性を高める技術が開示されている。

## 【 先行技術文献 】

## 【 特許文献 】

## 【 0 0 0 8 】

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

10

【 特許文献 2 】 日本国特開 2 0 0 7 - 1 5 4 2 8 3 号公報

【 特許文献 3 】 日本国特開 2 0 0 8 - 5 6 9 9 3 号公報

【 特許文献 4 】 日本国特開 2 0 0 3 - 3 0 6 7 4 6 号公報

【 特許文献 5 】 日本国特開平 4 - 8 8 1 2 5 号公報

## 【 非特許文献 】

## 【 0 0 0 9 】

【 非特許文献 1 】 M . T a k a h a s h i : I S 3 - 2 0 0 7 , ( 2 0 0 7 ) , 4 7 - 5 0 .

## 【 発明の概要 】

## 【 発明が解決しようとする課題 】

20

## 【 0 0 1 0 】

残留オーステナイト鋼は、焼鈍中のフェライト変態及びベイナイト変態の制御によりオーステナイトの C 濃度を高めることで、鋼組織に残留オーステナイト相を含有させた鋼であるが、残留オーステナイト鋼は混合組織であるため、高い V 曲げ性（局部曲げ性）を発揮することはできなかった。このため、上述の技術では、現在の高強度鋼板に要求されている更に高い伸びと V 曲げ性とを両立することはできていない。

## 【 0 0 1 1 】

また、T R I P 効果は温度依存性があるが、実際のプレス成型では、プレス成型中に金型の温度が変化する。このため、T R I P 鋼板をプレス成型する場合、例えば約 2 5 0 のプレス成型初期及び例えば約 1 5 0 のプレス成形後期に割れなどの欠陥が生じることがあり、プレス成型安定性に問題があった。

30

従って、高い伸びと V 曲げ性に加え、プレス成型中の温度変化に依存しない優れたプレス成型安定性を実現することが実用上の課題となっていた。

## 【 0 0 1 2 】

本発明は、従来と比較して伸び及び V 曲げ性が高く、更にはプレス成型安定性に優れた鋼板及びその製造方法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 】

## 【 0 0 1 3 】

本発明は、上述の課題を解決するために以下の方策を採用する。

( 1 ) 本願発明の第 1 の態様は、化学成分が、質量%で：C : 0 . 0 5 % ~ 0 . 3 5 % ; Si : 0 . 0 5 % ~ 2 . 0 % ; Mn : 0 . 8 % ~ 3 . 0 % ; Al : 0 . 0 1 % ~ 2 . 0 % ; を含有し、P : 0 . 1 % 以下 ; S : 0 . 0 5 % 以下 ; N : 0 . 0 1 % 以下 ; に制限し、残部が鉄及び不可避免的不純物からなり、フェライト相、ベイナイト相、及び焼き戻しマルテンサイト相を面積率で合計 5 0 % 以上含有し、残留オーステナイト相を面積率で 3 % 以上含有し、個数比で 5 0 % 以上の前記残留オーステナイト相の結晶粒が、重心位置での炭素濃度を  $C_{g c}$ 、粒界位置での炭素濃度を  $C_{g b}$  として、式 1 を満たす鋼板である。

40

$$C_{g b} / C_{g c} \quad 1 . 2 \quad \dots \quad ( 式 1 )$$

( 2 ) 上記 ( 1 ) に記載の鋼板では、前記化学成分が質量%で、更に Mo : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 %、Nb : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 1 %、Ti : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 2 %、V : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 5 %、Cr : 0 . 0 5 ~ 5 . 0 %、W : 0 . 0 5 ~ 5 . 0 %、Ca : 0 . 0 0 0 5 ~

50

0.05%、Mg：0.0005～0.05%、Zr：0.0005～0.05%、REM：0.0005～0.05%、Cu：0.02～2.0%、Ni：0.02～1.0%、B：0.0003～0.007%の少なくとも1種を含有してもよい。

(3) 上記(1)に記載の鋼板では、前記残留オーステナイト相は、前記結晶粒の平均粒径が10μm以下であり、かつ、個数比で50%以上の前記結晶粒が、重心位置での炭素濃度をCgc、粒界位置での炭素濃度をCgbとして、前記式1を満たしており、前記残留オーステナイト相中の平均炭素濃度が0.7%以上、1.5%以下であってもよい。

(4) 上記(1)に記載の鋼板では、前記残留オーステナイト相は、個数比で40%以上の前記結晶粒が、1μm以上、2μm未満の平均粒径を有する小径結晶粒であるとともに、個数比で20%以上の前記結晶粒が、2μm以上の平均粒径を有する大径結晶粒であり、さらに、個数比で50%以上の前記結晶粒が、重心位置での炭素濃度をCgc、粒界位置での炭素濃度をCgbとして、前記式1を満たしているともよい。

(5) 上記(4)に記載の鋼板では、個数比で50%以上の前記小径結晶粒が、重心位置での炭素濃度をCgcS、粒界位置での炭素濃度をCgbSとして、式2を満たし、個数比で50%以上の前記大径結晶粒が、重心位置での炭素濃度をCgcL、粒界位置での炭素濃度をCgbLとして、式3を満たしてもよい。

$$CgbS / CgcS > 1.3 \quad (\text{式2})$$

$$1.3 > CgbL / CgcL > 1.1 \quad (\text{式3})$$

(6) 上記(1)～(5)のいずれか1項に記載の鋼板は、少なくとも片面に付与された亜鉛めっき皮膜を有してもよい。

(7) 上記(1)～(5)のいずれか1項に記載の鋼板は、少なくとも片面に付与された亜鉛合金めっき皮膜を有してもよい。

(8) 本願発明の第2の態様は、上記(1)～(7)のいずれか1項に記載の鋼板を製造する方法であって、上記(1)又は(2)に記載の化学成分を有する鋳片を、850以上、970以下の仕上げ温度で熱間圧延を施して熱延鋼板を製造する熱間圧延工程と；前記熱延鋼板に対し、1秒以上、10秒以下の空冷を行う空冷工程と；空冷された前記熱延鋼板を、650以下の温度域まで平均で10/秒以上、200/秒以下で冷却した後650以下の温度範囲で巻取る巻取り工程と；巻取られた前記熱延鋼板を、酸洗後、40%以上の圧下率で冷間圧延を施して冷延鋼板を製造する冷間圧延工程と；前記冷延鋼板に対し、700以上、900以下の最高温度で焼鈍を施す焼鈍工程と；焼鈍された前記冷延鋼板を、0.1/秒以上、200/秒以下の平均冷却速度で350以上、480以下の温度域に冷却し、この温度域で1秒以上、1000秒以下保持する保持工程と；保持された前記冷延鋼板に対し、350から220までの温度域を5/秒以上25/秒以下の平均冷却速度で一次冷却し、さらに120から常温近傍までの温度域を100/秒以上または5/秒以下の平均冷却速度で二次冷却する最終冷却工程と；を備える鋼板製造方法である。

(9) 上記(8)に記載の鋼板製造方法は、前記熱間圧延工程では、最終の2パスを各々20%以下のひずみ量にて圧延してもよい。

(10) 上記(8)に記載の鋼板製造方法は、前記熱間圧延工程において、1100以下まで冷却された後に1100以上に再加熱された鋳片を用いてもよい。

(11) 上記(8)に記載の鋼板製造方法は、前記保持工程の後に前記鋼板を溶融亜鉛めっき浴に浸漬する浸漬工程を更に備えてもよい。

(12) 上記(11)に記載の鋼板製造方法は、前記浸漬工程の後に500以上、580以下の範囲で合金化処理を行う合金化処理工程を更に備えてもよい。

【発明の効果】

【0014】

上記方策によれば、残留オーステナイト相中のC濃度勾配が適切に制御されているため、極めて安定な残留オーステナイト相を得ることができる。その結果、残留オーステナイトのTRIP効果によって、高強度であるにもかかわらず、極めて高い伸びと、高いV曲げ性とを発揮できる。また、小径結晶粒及び大径結晶粒の量が適切に制御された場合、残

10

20

30

40

50

留オーステナイトのTRIP機能安定性を分散させることができ、プレス成型中の温度変化に依存しない優れたプレス成型安定性を発揮することができる。また、小径結晶粒のC濃度勾配と大径結晶粒のC濃度勾配とが適切に制御された場合、より優れたプレス成形安定性を発揮することができる。

【図面の簡単な説明】

【0015】

【図1】実施例及び比較例に係る鋼板の、引張強度と250伸びとの関係を示す図である。

【図2】実施例及び比較例に係る鋼板の、引張強度とV曲げ最小半径（V曲げ性）との関係を示す図である。

【図3】実施例及び比較例に係る鋼板の、引張強度と1500伸びとの関係を示す図である。

【発明を実施するための形態】

【0016】

本発明者らは、残留オーステナイトのTRIP効果を伸びだけではなくV曲げ性にも効果的に作用させるためには残留オーステナイト相の安定性をこれまで以上に高めることが有効であること、及び、TRIP効果を広いプレス成型温度範囲で作用させるためには安定性の異なる残留オーステナイト相を均一に分散させることが有効であることを見出した。

【0017】

しかしながら、従来の残留オーステナイト鋼のベイナイト変態を利用した残留オーステナイト相へのC濃化の技法では、非特許文献1で説明されている $T_0$ 点の濃度以上にCを濃化させることはできず、残留オーステナイト相の安定性を高めることはできなかった。

【0018】

そこで、本発明者らが更に検討を重ねた結果、残留オーステナイト相中のC濃度勾配を適切に制御することによって、極めて安定な残留オーステナイト相を得ることができること、また、残留オーステナイト相のオーステナイト粒の粒径分布を適切に制御することによって、安定性の異なるオーステナイト相を均一に分散させることができることを発見した。

【0019】

以下、上述の発見に基づきなされた本発明の一実施形態に係る鋼板について、詳細に説明する。

【0020】

まず、本実施形態に係る鋼板、及びその素材である鋳片（鋳造スラブ）について、鋼の化学成分について説明する。尚、各元素の量を示す「%」は質量%を意味する。

【0021】

（基本元素）

鋼の化学成分は基本元素としてC、Si、Mn、Alを含有する。

【0022】

（C：0.05～0.35%）

Cは、鋼の強度を高め、残留オーステナイト相を確保するために、極めて重要な元素である。C含有量が0.05%未満では十分な強度が確保できず、また、十分な残留オーステナイト相を得ることができない。一方、C含有量が0.35%を超えると、延性やスポット溶接性を著しく劣化させる。上述の特性を考慮し、C含有量をより狭い範囲に規定してもよい。

従って、C含有量については、下限値が0.05%、好ましくは0.08%、より好ましくは0.15%に規定され、上限値が0.35%、好ましくは0.26%、より好ましくは0.22%に規定される。

【0023】

（Si：0.05～2.0%）

10

20

30

40

50

S i は強度確保の観点で重要な元素である。S i 含有量が 0 . 0 5 % 以上の場合、残留オーステナイト相の生成に寄与し延性を確保する効果が得られる。一方、S i 含有量が 2 . 0 % を超える場合、これらの効果は飽和され、さらに、鋼の脆化を引き起こしやすくなる。溶融亜鉛めっき、化成処理のしやすさが必要な場合、上限値を 1 . 8 % に規定してもよい。上述の特性を考慮し、S i 含有量をより狭い範囲に規定してもよい。

従って、S i 含有量については、下限値が 0 . 0 5 % 、好ましくは 0 . 1 % 、より好ましくは 0 . 5 % に規定され、上限値が 2 . 0 % 、好ましくは 1 . 8 % 、より好ましくは 1 . 6 % に規定される。

#### 【 0 0 2 4 】

( M n : 0 . 8 ~ 3 . 0 % )

M n は強度確保の観点で重要な元素である。M n 含有量が 0 . 8 % 以上の場合、残留オーステナイト相の生成に寄与し延性を確保する効果が得られる。一方、M n 含有量が 3 . 0 % を超える場合、焼入れ性が高まるため、残留オーステナイト相に変わってマルテンサイト相が生成し、過度の強度上昇を招きやすくなる。その結果、製品のバラツキが大きくなり、さらに、延性が不足してしまう。上述の特性を考慮し、M n 含有量をより狭い範囲に規定してもよい。

従って、M n 含有量については、下限値が 0 . 8 % 、好ましくは 0 . 9 % 、より好ましくは 1 . 2 % に規定され、上限値が 3 . 0 % 、好ましくは 2 . 8 % 、より好ましくは 2 . 6 % に規定される。

#### 【 0 0 2 5 】

( A l : 0 . 0 1 ~ 2 . 0 % )

A l 含有量が 0 . 0 1 % 以上の場合、S i と同様、残留オーステナイト相の生成に寄与し延性を確保する効果が得られる。一方、A l 含有量が 2 . 0 % を越える場合、効果は飽和し、かえって鋼を脆化させる。上述の特性を考慮し、A l 含有量をより狭い範囲に規定してもよい。

従って、A l 含有量については、下限値が 0 . 0 1 % 、好ましくは 0 . 0 1 5 % 、より好ましくは 0 . 0 4 % 超に規定され、上限値が 2 . 0 % 、好ましくは 1 . 8 % 、より好ましくは 1 . 4 % 未満に規定される。

溶融亜鉛めっきを付与する場合、A l は溶融亜鉛めっき性を劣化させるため、その上限を 1 . 8 % とすることが望ましい。

#### 【 0 0 2 6 】

尚、同様の効果を奏する上述の S i と A l とを鋼中に多量に添加する場合には、S i + A l 含有量について規定してもよい。

この場合、S i + A l 含有量について、下限値が 0 . 8 % 、好ましくは 0 . 9 % 、より好ましくは 1 . 0 % に規定され、上限値が 4 . 0 % 、好ましくは 3 . 0 % 、より好ましくは 2 . 0 % に規定される。

#### 【 0 0 2 7 】

( 制限元素 )

上述の鋼では、制限元素である P 、 S 、 N の含有量が以下のように制限される。

#### 【 0 0 2 8 】

( P : 0 . 1 % 以下 )

P 含有量は、必要な鋼板強度に応じて制限される。P 含有量が 0 . 1 % を超えると、粒界への偏析により局部延性を劣化させ、さらに、溶接性を劣化させる。このため、P 含有量は 0 . 1 % 以下に制限される。

P は不可避免的に鋼中に含まれるため、下限値は 0 % 超であるが、P 含有量を極めて低く制限するには多大なコストを要するため、下限値を 0 . 0 0 1 % 又は 0 . 0 0 6 % に規定してもよい。上述の特性を考慮し、P 含有量をより狭い範囲に規定してもよい。

従って、P 含有量については、0 . 1 % 以下、好ましくは 0 . 0 5 % 以下、より好ましくは 0 . 0 1 % 以下に制限される。また、下限値については、0 % 超、0 . 0 0 1 % 、又は 0 . 0 0 6 % に規定されてもよい。

10

20

30

40

50

## 【0029】

(S: 0.05%以下)

Sは、MnSを生成することで局部延性、溶接性を劣化させる元素である。このため、S含有量は0.05%以下に制限される。

Sは不可避免的に鋼中に含まれるため、下限値は0%超であるが、S含有量を極めて低く制限するには多大なコストを要するため、下限値を0.0005%又は0.001%超に規定してもよい。また、上述の特性を考慮し、S含有量をより狭い範囲に規定してもよい。

従って、S含有量については、0.05%以下、好ましくは0.01%以下、より好ましくは0.004%未満に制限される。また、下限値については、0%超、0.0005%、又は0.001%超に規定されてもよい。

10

## 【0030】

(N: 0.01%以下)

Nは、多量に含有すると、時効性を劣化させ、さらに、AlN析出量が多くなってAl添加の効果を減少させる。このため、N含有量は0.01%以下に制限される。

Nは不可避免的に鋼中に含まれるため、下限値は0%超に規定されるが、N含有量を極めて低く制限するには多大なコストを要するため、下限値を0.001%又は0.002%超に規定してもよい。また、上述の特性を考慮し、N含有量をより狭い範囲に規定してもよい。

従って、N含有量については、0.01%以下、好ましくは0.008%以下、より好ましくは0.005%未満に制限される。また、下限値については、0%超、0.001%、又は0.002%超に規定されてもよい。

20

## 【0031】

(Fe及び不可避免の不純物)

上述の鋼は、残部として、鉄及び不可避免の不純物を含有する。不可避免の不純物としては、スクラップから混入するSn、As等が挙げられる。また、本発明の特性を損なわない範囲で他の元素を含有してもよい。

## 【0032】

(選択元素)

上述の鋼は、選択元素としてMo、Nb、Ti、V、Cr、W、Ca、Mg、Zr、REM、Cu、Ni、Bの少なくとも1種を含有してもよい。

30

## 【0033】

(Mo: 0.01~0.5%)

Mo含有量が0.01%以上である場合、鋼中のパーライト相の生成を抑制する効果が得られる。このためMoは、焼鈍中の冷却速度が遅い場合、又は、めっきの合金化処理等で再加熱がなされる場合に重要となる元素である。しかし、Mo含有量が0.5%を超える場合、延性や化成処理性を劣化させることがある。より高い強度と延性のバランスを得るためには、0.3%以下とすることが好ましい。上述の特性を考慮し、Mo含有量をより狭い範囲に規定してもよい。

従って、Moを鋼中に含有させる場合、下限値を0.01%、好ましくは0.02%に規定してもよく、上限値を0.5%、好ましくは0.3%、より好ましくは0.2%に規定してもよい。

40

## 【0034】

(Nb: 0.005~0.1%)

(Ti: 0.005~0.2%)

(V: 0.005~0.5%)

(Cr: 0.05~5.0%)

(W: 0.05~5.0%)

Nb、Ti、V、Cr、Wは、微細な炭化物、窒化物、又は、炭窒化物を生成する元素であり、強度確保に有効である。強度確保の観点から、Nbの下限値を0.005%、T

50

i の下限値を 0.005%、V の下限値を 0.005%、Cr の下限値を 0.05%、W の下限値を 0.05% に規定してもよい。

一方、これらの元素を過度に鋼中に添加すると、鋼の強度が上昇しすぎて延性が低下する。延性確保の観点から、Nb の上限値を 0.1%、Ti の上限値を 0.2%、V の上限値を 0.5%、Cr の上限値を 5.0%、W の上限値を 5.0% に規定してもよい。

また、上述の特性を考慮し、それぞれの元素の含有量をより狭い範囲に規定してもよい。

従って、Nb を鋼中に含有させる場合、下限値を 0.005%、好ましくは 0.01% に規定してもよく、上限値を 0.1%、好ましくは 0.05%、より好ましくは 0.03% に規定してもよい。

10

また、Ti を鋼中に含有させる場合、下限値を 0.005%、好ましくは 0.01% に規定してもよく、上限値を 0.2%、好ましくは 0.1%、より好ましくは 0.07% に規定してもよい。

また、V を鋼中に含有させる場合、下限値を 0.005%、好ましくは 0.01% に規定してもよく、上限値を 0.5%、好ましくは 0.3%、より好ましくは 0.1% に規定してもよい。

また、Cr を鋼中に含有させる場合、下限値を 0.05%、好ましくは 0.1% に規定してもよく、上限値を 5.0%、好ましくは 3.0%、より好ましくは 1.0% に規定してもよい。

また、W を鋼中に含有させる場合、下限値を 0.05%、好ましくは 0.1% に規定してもよく、上限値を 5.0%、好ましくは 3.0%、より好ましくは 1.0% に規定してもよい。

20

#### 【0035】

(Ca: 0.0005 ~ 0.05%)

(Mg: 0.0005 ~ 0.05%)

(Zr: 0.0005 ~ 0.05%)

(REM: 0.0005 ~ 0.05%)

Ca、Mg、Zr、REM (希土類元素) は、硫化物及び酸化物の形状を制御して局部延性及び穴拡げ性を向上させる。このため、各元素の下限値を 0.0005% に規定してもよい。

30

一方、鋼がこれらの元素を過度に含有する場合、加工性が劣化する。このため、各元素の上限値を 0.05% に規定してもよい。

また、上述の特性を考慮し、それぞれの元素の含有量をより狭い範囲に規定してもよい。

従って、Ca を鋼中に含有させる場合、下限値を 0.0005%、好ましくは 0.001% に規定してもよく、上限値を 0.05%、好ましくは 0.01%、より好ましくは 0.005% に規定してもよい。

また、Mg を鋼中に含有させる場合、下限値を 0.0005%、好ましくは 0.001% に規定してもよく、上限値を 0.05%、好ましくは 0.01%、より好ましくは 0.005% に規定してもよい。

40

また、Zr を鋼中に含有させる場合、下限値を 0.0005%、好ましくは 0.001% に規定してもよく、上限値を 0.05%、好ましくは 0.01%、より好ましくは 0.005% に規定してもよい。

また、REM を鋼中に含有させる場合、下限値を 0.0005%、好ましくは 0.001% に規定してもよく、上限値を 0.05%、好ましくは 0.01%、より好ましくは 0.005% に規定してもよい。

#### 【0036】

(Cu: 0.02 ~ 2.0%)

(Ni: 0.02 ~ 1.0%)

(B: 0.0003 ~ 0.007%)

50

Cu、Ni、Bは、変態を遅らせ鋼の強度を高める効果が得られることができる。このため、Cuの下限値を0.02%、Niの下限値を0.02%、Bの下限値を0.0003%に規定してもよい。

一方、それぞれの元素を過度に添加すると、焼入れ性が強くなりすぎ、フェライト変態、ベイナイト変態が遅くなるため、残留オーステナイト相へのC濃化を遅れさせる。このため、Cuの上限値を2.0%、Niの上限値を1.0%、Bの上限値を0.007%に規定してもよい。

また、上述の特性を考慮し、それぞれの元素の含有量をより狭い範囲に規定してもよい。

従って、Cuを鋼中に含有させる場合、下限値を0.02%、好ましくは0.04%に規定してもよく、上限値を2.0%、好ましくは1.5%、より好ましくは1.0%に規定してもよい。

また、Niを鋼中に含有させる場合、下限値を0.02%、好ましくは0.04%に規定してもよく、上限値を1.0%、好ましくは0.7%、より好ましくは0.5%に規定してもよい。

また、Bを鋼中に含有させる場合、下限値を0.0003%、好ましくは0.0005%に規定してもよく、上限値を0.007%、好ましくは0.005%、より好ましくは0.003%に規定してもよい。

#### 【0037】

次に、本実施形態に係る鋼板の鋼組織について説明する。尚、鋼組織に関する「%」は、特に説明がない限り、面積率を意味する。

#### 【0038】

本実施形態に係る鋼板の鋼組織は、面積率で、フェライト相、ベイナイト相、及び焼き戻しマルテンサイト相を全組織に対して合計50%以上、好ましくは60%、より好ましくは70%以上含有する。また、この鋼組織は、残留オーステナイト相を全組織に対して3%以上、好ましくは5%超、より好ましくは10%超含有する。焼き戻しマルテンサイト相については必要とされる鋼板強度に応じて含有させればよく、0%であってもよい。なお、パーライト相は、5%以下であれば鋼組織に含有されても材質を著しく劣化させることはないので、5%以下の範囲で含有してもよい。

#### 【0039】

フェライト相、ベイナイト相、及び焼き戻しマルテンサイト相が合計50%未満の場合、残留オーステナイト相中のC濃度を高くすることができないため、残留オーステナイト相が濃度勾配を有しても、相の安定性を確保することが困難となり、V曲げ性が劣化する。一方、フェライト相、ベイナイト相、及び焼き戻しマルテンサイト相が合計95%を超えると、残留オーステナイト相を3%以上確保することが困難となり、伸びの低下を引き起こすため、95%以下であることが好ましい。

#### 【0040】

本実施形態に係る鋼板では、残留オーステナイト相の結晶粒のC濃度分布が適切に制御される。すなわち、残留オーステナイト相の結晶粒の、フェライト相、ベイナイト相、又は焼き戻しマルテンサイト相に接する相界面でのC濃度(Cgb)が、結晶粒の重心位置でのC濃度(Cgc)に比べて高くなるように制御される。これにより、相界面での残留オーステナイト相の安定性を高め、優れた伸びとV曲げ性とを発揮することができる。

#### 【0041】

より具体的には、個数比で50%以上、好ましくは55%、より好ましくは60%以上の残留オーステナイト相の結晶粒が、以下の式1を満たす場合に、残留オーステナイト相全体の安定性を高める効果が得られる。

$$Cgb / Cgc \geq 1.2 \quad (\text{式1})$$

#### 【0042】

Cgb、Cgc(及び、後述するCgbS、CgcS、CgbL、CgcL)は、精度が保証される測定方法であれば、どのような測定方法で測定しても構わない。例えば、F

10

20

30

40

50

E - S E M 付属の E P M A を用いて、 $0.5 \mu\text{m}$  以下ピッチで C 濃度を測定することによって得ることができる。

【0043】

ここで、相界面の C 濃度 (C g b) とは、粒界に最も近い、結晶粒側の測定点の C 濃度のことをいう。ただし、測定条件によっては、結晶粒の外側の影響を受けて、C g b が低く測定される場合がある。その場合は、粒界近傍で最も高い C 濃度を C g b とする。

【0044】

界面の局所的な C 濃度を測定することは、現在の技術では不可能である。しかし、本発明者らが検討を重ねた結果、通常の測定において、式 1 の条件を満たせば、十分な効果が得られると判断できた。

【0045】

残留オーステナイト相の結晶粒の平均粒径は、 $10 \mu\text{m}$  以下、好ましくは  $4 \mu\text{m}$ 、より好ましくは  $2 \mu\text{m}$  以下であればよい。ここでいう「粒径」とは、平均円相当径を意味し、「平均粒径」とはその個数平均を意味する。平均粒径が  $10 \mu\text{m}$  超では、残留オーステナイト相の分散が粗く、T R I P 効果を十分に発揮することができないため、優れた伸びを得られない。また、残留オーステナイト相の結晶粒の平均粒径が  $1 \mu\text{m}$  未満の場合、所定の C 濃度勾配を有する相界面を得ることが難しく、優れた V 曲げ性を得られない。

【0046】

残留オーステナイト相中の平均炭素濃度は、C 濃度勾配と同様、残留オーステナイトの安定性に大きく寄与する。平均 C 濃度が  $0.7\%$  未満では残留オーステナイトの安定性が極めて低くなるので、T R I P 効果を効果的に得ることができず、伸びが低下する。一方、平均 C 濃度が  $1.5\%$  を超えても、伸び改善の効果は飽和し、製造コストが増加する。このため、残留オーステナイト相中の平均炭素濃度については、上限を  $0.7\%$ 、好ましくは  $0.8\%$ 、より好ましくは  $0.9\%$  に規定してもよく、下限を  $1.5\%$ 、好ましくは  $1.4\%$ 、より好ましくは  $1.3\%$  に規定してもよい。

【0047】

本実施形態に係る鋼板においては、残留オーステナイト相の結晶粒の粒径を適切に分布させ、安定性の異なる残留オーステナイト相を均一に分散させてもよい。この場合、安定性の高い残留オーステナイト相が例えば約 25 のプレス成型初期でのプレス成形性に寄与し、安定性の低い残留オーステナイト相が例えば約 150 のプレス成型後期でのプレス成形性に寄与する。このため、高い伸びと V 曲げ性に加え、優れたプレス成型安定性も発揮することができる。

【0048】

プレス成型安定性を確保するためには、連続プレス中に金型温度が変化しても常に T R I P 効果を発揮できるように残留オーステナイト相の結晶粒を分散させる必要がある。そこで、本実施形態に係る鋼板においては、安定性の異なる残留オーステナイト相の結晶粒を均一に分散させることにより、金型温度に依存しない優れたプレス成型性を実現可能としている。

【0049】

具体的には、鋼板中の残留オーステナイト相の結晶粒について、個数比 40% 以上の結晶粒が  $1 \mu\text{m}$  以上  $2 \mu\text{m}$  未満の粒径を有する小径結晶粒であり、個数比 20% 以上が  $2 \mu\text{m}$  以上の粒径を有する大径結晶粒であることが好ましい。この場合、安定性の異なるオーステナイト粒が均一に分散されるため、優れたプレス成型安定性を実現することができる。

$0.5 \mu\text{m}$  未満の粒 (極小径結晶粒) は C 濃度勾配を与えることが極めて困難であり、極めて不安定な残留オーステナイト相の結晶粒となることからプレス成形性への寄与が低い。 $0.5 \mu\text{m}$  以上、 $2 \mu\text{m}$  未満の粒 (小径結晶粒) は多量の炭素が隣接粒から流れ込むため、成品で大きな濃度勾配を維持することが可能となり、比較的安定性の高い残留オーステナイト相の結晶粒となる。この小径結晶粒を個数比で 40% 以上存在させることでこの効果を発揮できる。 $2 \mu\text{m}$  以上の粒 (大径結晶粒) は隣接粒からの炭素流入量が少なく

10

20

30

40

50

、濃度勾配が小さい、比較的低い安定性を持った残留オーステナイト相の結晶粒となる。この残留オーステナイト相は低プレス域でTRIP効果を起こしやすい。この大径結晶粒を個数比で20%以上存在させることでこの効果を発揮できる。

【0050】

更に、本実施形態に係る鋼板では、残留オーステナイト相の結晶粒のサイズ毎に適切なC濃度勾配が付与されていてもよい。より具体的には、個数比で50%、好ましくは55%、より好ましくは60%以上の小径結晶粒が、重心位置での炭素濃度をC<sub>gcS</sub>、粒界位置での炭素濃度をC<sub>gbS</sub>として、式2を満たし、且つ、個数比で50%以上、好ましくは55%、より好ましくは60%以上の大径結晶粒が、重心位置での炭素濃度をC<sub>gcL</sub>、粒界位置での炭素濃度をC<sub>gbL</sub>として、式3を満たすことが好ましい。

$$C_{gbS} / C_{gcS} > 1.3 \quad (\text{式2})$$

$$1.3 > C_{gbL} / C_{gcL} > 1.1 \quad (\text{式3})$$

【0051】

このように、残留オーステナイト相の結晶粒のサイズ毎に適切なC濃度勾配を付与することにより、例えば約250の比較的低温状態、及び、約1500の比較的高温状態において、安定して高いプレス成形性を発揮することができる。

C<sub>gbS</sub> / C<sub>gcS</sub>の値が1.3を超える小径結晶粒が、全小径結晶粒に対する個数比で50%以上であれば、小径結晶粒が高い安定性を有することによりプレス成形初期の低温状態での伸びを高めることができる。一方、このような安定な残留オーステナイトは、プレス成型後期の高温状態での伸びが低下する。これを補償するべく、C<sub>gbL</sub> / C<sub>gcL</sub>の値が1.1超1.3未満である大径結晶粒が、全大径結晶粒に対する個数比で50%以上であれば、大径結晶粒が低い安定性を有することにより、プレス後期の高温状態での伸びの改善に効果的である。但し、C<sub>gbL</sub> / C<sub>gcL</sub>の値が1.1未満であると更に高い温度の伸びに作用してしまうことから1500以下の伸びが劣化する。

【0052】

これらの濃度比を確保できるときに、低温から高温まで高いプレス成形性を確保できるが、この効果を組織全体で担保するには、全ての小径結晶粒のうち、式2を満たす小径結晶粒が個数比で50%以上、好ましくは55%、より好ましくは60%必要であり、それ未満ではそのTRIP効果が少ないため特に低温でのプレス成形性が劣化する。一方で、大径結晶粒においては、式3を満たすとき、高温域で高いプレス成形性を得ることができる。この大径結晶粒に対しても、この効果を組織全体で担保するには、全ての大径結晶粒のうち、式3を満たす大径結晶粒が個数比で50%以上、好ましくは55%、より好ましくは60%必要である。

【0053】

本実施形態に係る鋼板は、少なくとも片面に亜鉛めっき被膜、又は亜鉛合金めっき被膜を有してもよい。

【0054】

以下に、本発明の一実施形態に係る鋼板製造方法について説明する。

【0055】

本発明の一実施形態は、熱間圧延工程と、空冷工程と、巻取り工程と、冷間圧延工程と、焼鈍工程と、保持工程と、最終冷却工程とを少なくとも備える。以下、それぞれの工程について詳細に説明する。

【0056】

(熱間圧延工程)

熱間圧延工程では、連続鋳造された直後の鋳造スラブ(鋳片)、又は、1100以下まで冷却された後に1100以上に再加熱された鋳造スラブに対して熱間圧延を施し、熱延鋼板を製造する。再加熱された鋳造スラブを用いる場合、再加熱温度が1100未満では、均質処理が不十分となり、強度とV曲げ性の低下が生じる。この熱間圧延工程における仕上げ温度は、オーステナイト粒の再結晶・成長の観点からは高い方が望ましいため、850以上、970以下とする。熱間圧延の仕上げ温度が850未満では、(

10

20

30

40

50

フェライト + オーステナイト) 2相域圧延となり、延性の低下をもたらす。一方、熱間圧延の仕上げ温度が970 を超えると、オーステナイト粒径が粗大になり、フェライト相分率が小さくなって、延性が低下する。

【0057】

残留オーステナイト相における結晶粒のC濃度勾配を均一に分散させる場合、熱延における最終2パス(最終前段及び最終段)での圧下量は小さい方が望ましいため、各々20%以下に設定してもよい。また、最終1パス(最終段)での圧下率は、15%以下、又は10%以下に設定してもよい。これにより、残留オーステナイト相の結晶粒のサイズを分散させることができ、鋼板のプレス成型安定性を向上させることができる。それぞれの圧下量が20%を越える場合、オーステナイト粒の再結晶が進むため、最終組織における20μm以上の粒径(円相当径)の結晶粒を得ることが困難となる。

10

【0058】

(空冷工程)

空冷工程では、上述のようにして得られた熱延鋼板に対し1秒以上、10秒以下の冷却(空冷)を行う。空冷時間が1秒未満ではオーステナイト粒の再結晶・成長が不十分となり、最終組織の残留オーステナイト相の結晶粒も小さくなる。一方で、空冷時間が10秒を超えるとオーステナイト粒の粗大化により、均一性が失われ、伸びが劣化する。空冷時間は、好ましくは5秒以下、より好ましくは3秒以下に設定される。

【0059】

(巻取り工程)

巻取り工程では、空冷された熱延鋼板を650 以下の温度域まで、10 /秒以上200 /秒以下の平均冷却速度で冷却した後、650 以下、好ましくは600 以下、より好ましくは400 以下の温度範囲で巻取る。平均冷却速度が10 /秒未満、又は、巻取り温度が650 超では、V曲げ性を著しく劣化させるパーライト相が生成する。平均冷却速度が200 /秒を超えると、パーライト抑制効果は飽和し、また、冷却終点温度のばらつきが大きくなり安定した材質を確保することが難しくなる。

20

このため、平均冷却速度については、下限が10 /秒、好ましくは30 /秒、より好ましくは40 /秒に設定され、上限が200 /秒、好ましくは150 /秒、より好ましくは120 /秒に設定される。また、巻取り温度については、下限が200 、好ましくは400 、より好ましくは650 に設定され、上限が600 又は550 に設定される。

30

【0060】

(冷間圧延工程)

冷間圧延工程では、巻取られた熱延鋼板を、酸洗後、40%以上の圧下率で冷間圧延を施し、冷延鋼板を製造する。圧下率が40%未満では、焼鈍中の再結晶や逆変態が抑制されて、伸びの低下を起こす。ここでの圧下率の上限は特に規定されるものではないが、90%、又は70%であればよい。

【0061】

(焼鈍工程)

焼鈍工程では、冷延鋼板に対し、700 以上、900 以下の最高温度で焼鈍を施す。最高温度が700 未満では、焼鈍中のフェライト相の再結晶が遅れるため、伸びの低下を引き起こす。900 超では、マルテンサイト分率が増加し、伸びの低下を起こす。

40

このため、焼鈍最高温度については、下限が700 、好ましくは720 、より好ましくは750 超に設定され、上限が900 、好ましくは880 、より好ましくは850 未満に設定される。

尚、焼鈍工程後には、降伏点伸びを抑制する目的から、約1%のスキンプラス圧延を行ってもよい。

【0062】

(保持工程)

過時効処理(以下、OA)を行うために、保持工程では、焼鈍された冷延鋼板を、0 .

50

1 / 秒以上、200 / 秒以下の平均冷却速度で350 以上、480 以下の温度域に冷却し、この温度域で1秒以上、1000秒以下保持する。焼鈍後の冷却において、組織を凍結し、ベイナイト変態を効率的に引き起こすため、平均冷却速度は0.1 / 秒以上、200 / 秒以下に設定される。平均冷却速度が0.1 / 秒未満では変態を制御できない。一方、平均冷却速度が200 / 秒を越えると、その効果は飽和し、また、残留オーステナイト生成に最も重要となる冷却終点温度の温度制御性を著しく劣化させる。従って、平均冷却速度については、下限が0.1 / 秒、好ましくは2 / 秒、より好ましくは3 / 秒に設定され、上限が200 / 秒、好ましくは150 / 秒、より好ましくは120 / 秒に設定される。

#### 【0063】

冷却終点温度及びその後の保持は、ベイナイト生成を制御し、残留オーステナイトのC濃度を決定する重要である。冷却終点温度を350 未満とすると、マルテンサイトが多量に生じ、鋼強度が過剰に高くなり、さらに、オーステナイトを残留させることが難しくなるため、伸びの低下が極めて大きくなる。冷却終点温度が480 を超えると、ベイナイト変態が遅くなり、さらに、保持中にセメンタイトの生成が起こり、残留オーステナイト中のCの濃化が低下する。したがって、冷却終点温度及び保持温度については、下限が350 、好ましくは380 、より好ましくは390 に設定され、上限が480 、好ましくは470 、より好ましくは460 に設定される。

#### 【0064】

保持時間は1秒以上、1000秒以下とする。保持時間が1秒未満では、ベイナイト変態が十分に起こらず、残留オーステナイトへのC濃化が不十分となる。1000秒を越えると、オーステナイト相中にセメンタイトが生成し、Cの濃度低下が起こりやすくなる。このため、保持時間については、下限が1秒、好ましくは10秒、より好ましくは40秒に設定され、上限が1000秒、好ましくは600秒、より好ましくは400秒に設定される。

#### 【0065】

##### (最終冷却工程)

最終冷却工程では、保持後の冷延鋼板に対し、350 から220 までの温度域を5 / 秒以上25 / 秒以下の平均冷却速度で一次冷却し、さらに120 から常温近傍までの温度域を100 / 秒以上または5 / 秒以下の平均冷却速度で二次冷却する。

OA後の冷却中に起こる微かな変態は、オーステナイト中の粒界近傍のC濃度を増す上で重要な役割を担う。このため、一次冷却では、350 から220 までの温度域を平均冷却速度5 / 秒以上25 / 秒以下の平均冷却速度で鋼板を冷却する。350 から220 までの温度域の冷却速度が25 / 秒を超えると、この間に変態が進まず、オーステナイト中へのC濃化が起こらない。一方、350 から220 までの温度域の冷却速度が5 / 秒未満だと、オーステナイト中でCの拡散が進み、Cの濃度勾配が小さくなる。

従って、一次冷却の平均冷却速度については、下限が5 / 秒、好ましくは6 / 秒、より好ましくは7 / 秒超に設定され、上限が20 / 秒、好ましくは19 / 秒、より好ましくは18 / 秒未満に設定される。

また、120 以下の低温域では、Cの拡散がさらに限定され、変態が起こりにくくなる。このため、二次冷却では、120 から常温近傍までの温度範囲を平均冷却速度100 / 秒以上で鋼板を冷却して、オーステナイト相中のC濃度勾配を350 から220 で達成したままとする。あるいは、二次冷却では、120 から常温近傍までの温度範囲を平均冷却速度5 / 秒以下で鋼板を冷却して、オーステナイト相中のC濃度勾配をより著しいものとする。二次冷却において平均冷却速度を5 / 秒超100 / 秒未満とすると、変態が起きないばかりでなく、粒界のC濃度の低下が発生する。

従って、二次冷却の平均冷却速度については、5 / 秒以下、好ましくは4 / 秒以下、より好ましくは3 / 秒以下に設定するか、あるいは、100 / 秒以上、好ましくは120 / 秒以上、より好ましくは150 / 秒以上に設定する。

10

20

30

40

50

## 【 0 0 6 6 】

以上説明した本実施形態に係る鋼板製造方法によれば、ベイナイト変態によって残留オーステナイト相のCが濃化した後の冷却条件の制御により、残留オーステナイト相中のC濃度勾配を、粒界部のC濃度が高くなるように制御することが可能である。また、焼鈍後の冷却におけるオーステナイト相中へのC濃化とあわせることで、残留オーステナイト相の安定性を高くすることが可能である。

また、残留オーステナイト相の結晶粒のサイズを分散させて残留オーステナイト相のC濃度勾配を均一に分散させる場合、鋼板のプレス成型安定性を向上させることができる。

## 【 0 0 6 7 】

本技術は、溶融亜鉛めっき鋼板の製造にも適用が可能である。この場合、上記の保持工程後、最終冷却工程前に、鋼板を溶融亜鉛めっき浴に浸漬する。さらに、浸漬後、合金化処理を施すことも可能である。合金化処理は、500 以上、580 の範囲で行う。500 未満では合金化が不十分となり、580 超では過合金となり耐食性が著しく劣化する。

## 【 0 0 6 8 】

なお、本発明は、鑄造条件により影響を受けるものではない。例えば、鑄造方法（連続鑄造かインゴット鑄造）、スラブ厚の違いによる影響少なく、薄スラブなど特殊な鑄造、熱延方法を用いてもよい。また、鋼板に電気めっきを施してもよい。

## 【 実施例 】

## 【 0 0 6 9 】

本発明を実施例に基づきさらに説明するが、実施例での条件は、本発明の実施可能性及び効果を確認するために採用した条件例であり、本発明はこの条件例に限定されない。本発明は、本発明の要旨を逸脱せず、本発明の目的を達成する限りにおいて、種々の条件を採用し得る。

## 【 0 0 7 0 】

まず、表1に示した化学成分を有する鑄造スラブA～V（実施例の鋼成分）と鑄造スラブa～g（比較例の鋼成分）とを製造した。

## 【 0 0 7 1 】

10

20

【表 1】

鋼	C	Si	Mn	Al	P	S	N	選択元素
A	0.15	1.9	2.5	0.031	0.006	0.002	0.002	Cu: 0.5, Ni: 0.5
B	0.18	1.2	1.7	0.031	0.007	0.003	0.002	Ca: 0.003
C	0.09	1.3	1.5	0.034	0.006	0.001	0.002	REM: 0.005
D	0.22	1.2	2.1	0.041	0.007	0.002	0.003	-
E	0.19	1.2	1.8	0.045	0.007	0.003	0.002	-
F	0.30	1.2	1.9	0.035	0.006	0.001	0.002	-
G	0.12	1.3	1.5	0.042	0.008	0.001	0.002	-
H	0.23	1.2	2.3	0.035	0.007	0.003	0.003	-
I	0.30	1.2	2.3	0.035	0.007	0.003	0.003	-
J	0.34	1.0	1.4	0.050	0.006	0.002	0.002	V: 0.1, W: 0.3
K	0.07	1.5	2.9	0.015	0.008	0.003	0.009	Nb: 0.05, Mg: 0.004
L	0.15	0.06	1.5	0.600	0.006	0.002	0.003	Mo: 0.12
M	0.15	0.11	2.0	1.1	0.007	0.003	0.002	Ca: 0.003
N	0.15	0.11	1.3	0.902	0.006	0.001	0.003	REM: 0.005
O	0.22	0.10	2.0	1.9	0.007	0.002	0.002	B: 0.005
P	0.22	0.15	1.3	0.903	0.007	0.003	0.002	Mo: 0.15, Ti: 0.02, Nb: 0.02
Q	0.25	0.50	1.9	1.0	0.006	0.002	0.002	Mo: 0.15
R	0.30	0.09	1.2	1.0	0.008	0.003	0.002	Ti: 0.07
S	0.30	0.07	1.6	1.4	0.006	0.001	0.003	Mo: 0.15
T	0.25	0.50	1.7	1.4	0.007	0.001	0.004	Mo: 0.15
U	0.22	0.09	0.91	1.0	0.006	0.002	0.002	Mo: 0.1, V: 0.1, Cr: 0.3
V	0.22	0.10	1.4	1.0	0.09	0.045	0.003	Mo: 0.2, Zr: 0.005
a	0.40	1.6	2.0	0.030	0.006	0.001	0.002	-
b	0.02	1.2	2.0	0.035	0.007	0.001	0.003	-
c	0.22	1.2	1.3	0.041	0.006	0.11	0.003	Mo: 0.2
d	0.25	3.0	1.0	0.040	0.006	0.001	0.002	Mo: 0.22
e	0.25	1.2	4.0	0.035	0.007	0.001	0.004	-
f	0.30	0.03	1.4	0.005	0.008	0.001	0.004	-
g	0.30	0.01	1.2	3.5	0.008	0.003	0.002	Mo: 0.6

10

20

## 【0072】

これらの鑄造スラブに対し熱間圧延を施し、熱延鋼板を製造した。熱間圧延における、最終2パスに相当する6段目、7段目の圧延での圧下率、及び仕上げ温度については、表2に示す。その後、所定の時間空冷した熱延鋼板を約550℃まで、平均冷却速度60℃/秒で冷却した後、約540℃で巻取りを行った。巻取られた熱延鋼板を酸洗し、その後、50%の圧下率で冷間圧延を施し、冷延鋼板を製造した。

30

## 【0073】

更に、表2に示した最高焼鈍温度により、焼鈍処理を行った。焼鈍後は、降伏点伸びを抑制する目的から、1%のスキンパス圧延を行った。

## 【0074】

その後、過時効処理を行うために、焼鈍後の鋼板を冷却し、保持した。ここでの冷却速度、保持温度、及び保持時間は、表2に示される。更に、一部の鋼板に対しては、保持後の鋼板を溶融亜鉛めっき浴に浸漬した後、所定の合金化温度で合金化処理を行った。

## 【0075】

最後に、所定の冷却速度で冷延鋼板の一次冷却(350~220℃の範囲の冷却)及び二次冷却(120~20℃の範囲の冷却)を行い、鋼板A1~V1、a1~g1を製造した。

40

## 【0076】

【表 2】

鋼板	6th	7th	仕上 温度	空冷 時間	最高 焼鈍 温度	冷却 速度	保持 温度	保持 時間	合金化温 度	最終 一次 冷却 速度	最終 二次 冷却 速度
	圧下率	圧下率									
A1	15	10	879	2.5	850	40	400	400	めっきなし	14	2
A2	15	10	890	2.5	850	150	400	300	めっきなし	15	2
A3	40	40	890	2	850	150	400	100	めっきなし	15	1
A4	25	25	890	2	850	150	400	100	めっきなし	15	2
A5	20	15	890	2	850	150	400	100	めっきなし	15	2
B1	12	12	890	4	880	40	400	300	440	20	3
B2	12	12	890	4	850	4	450	40	440	20	2
B3	12	12	895	4	980	40	425	40	400	15	2
C1	15	10	901	2.5	850	40	425	300	460	15	1
C2	15	10	895	2.5	850	4	450	40	460	10	2
D1	15	10	892	2.5	775	50	400	300	めっきなし	10	150
D2	15	10	880	2.5	800	100	425	300	めっきなし	10	150
D3	15	10	888	2.5	660	100	425	300	めっきなし	8	150
D4	15	10	888	2.5	660	100	425	300	めっきなし	40	3
E1	12	12	883	3	800	40	425	300	めっきなし	8	150
E2	12	12	900	3	800	100	425	300	めっきなし	8	150
E3	12	12	900	3	800	100	425	300	めっきなし	8	50
F1	15	10	896	3	775	50	400	200	めっきなし	15	3
F2	15	10	895	3	780	100	425	300	めっきなし	15	3
F3	15	10	885	3	780	100	325	300	めっきなし	10	150
F4	15	10	880	3	780	100	550	300	めっきなし	10	150
G1	10	8	906	2.5	800	40	425	300	めっきなし	10	150
G2	10	8	900	2.5	800	100	400	300	めっきなし	10	150
H1	10	8	890	2.5	775	50	400	150	めっきなし	15	2
H2	10	8	900	2.5	800	100	425	200	めっきなし	15	2
H3	10	8	900	2.5	800	120	425	1200	めっきなし	15	2
H4	10	8	890	2.5	800	120	425	200	めっきなし	2	150
I1	15	10	886	2.5	775	50	400	300	めっきなし	15	1
I2	15	10	890	2.5	800	100	425	200	めっきなし	15	2
J1	15	10	887	2.5	800	40	425	300	めっきなし	15	2
J2	15	10	892	15.0	800	40	425	300	めっきなし	15	3
K1	15	10	881	2.5	800	40	400	400	めっきなし	15	3
L1	15	10	891	2	850	4	450	40	470	15	2
L2	15	10	900	2	775	40	450	400	470	15	3
M1	15	10	888	2.5	800	4	425	40	500	15	4
M2	15	10	890	0.5	800	40	425	300	500	15	2
N1	15	10	905	2.5	800	4	425	40	500	20	3
N2	15	10	900	2.5	800	40	450	300	500	20	3
O1	15	10	905	3	800	4	400	40	500	20	2
O2	15	10	900	3	800	40	425	300	500	20	2
P1	10	8	902	3	800	4	450	40	520	10	150
P2	10	8	890	3	800	40	450	400	520	10	150
Q1	10	8	882	2.5	775	4	425	40	520	20	2
Q2	10	8	890	2.5	775	50	450	350	520	20	3
R1	10	8	893	2.5	775	4	400	40	500	15	1
R2	10	8	880	2.5	825	40	425	300	500	15	2
S1	18	15	888	4	825	4	425	40	500	15	3
S2	18	15	895	4	825	40	425	300	500	15	2
T1	18	15	908	4	825	4	425	40	520	15	1
T2	18	15	900	4	775	40	450	350	520	15	2
U1	15	10	909	4	800	4	425	40	520	20	3
V1	15	10	899	4	800	4	425	40	520	20	2
a1	15	10	882	2.5	775	40	400	300	めっきなし	20	2
b1	15	10	907	2.5	775	100	400	300	めっきなし	20	2
c1	15	10	905	2.5	800	40	400	300	500	20	2
d1	15	10	921	2.5	800	40	400	300	500	20	2
e1	15	10	879	2.5	800	4	450	40	めっきなし	20	2
f1	15	10	891	2.5	775	100	400	300	めっきなし	20	2
g1	15	10	913	2.5	800	40	400	300	500	20	2

【0077】

このようにして得られた鋼板の鋼組織及び鋼板特性を、表3、表4に示す。鋼組織については、「フェライト+ベイナイト+焼き戻しマルテンサイトの割合」、「残留オーステナイト相の割合」、「式1を満たす結晶粒の割合」、「小径結晶粒の割合」、「大径結晶

10

20

30

40

50

粒の割合」、「式2を満たす小径結晶粒の割合」、「式3を満たす大径結晶粒の割合」、「結晶粒平均粒径」、及び「残留オーステナイト相中の平均C濃度」を測定した。また、鋼板特性については、「引張強さ」、「25 伸び」、「V曲げ性」及び「150 伸び」について評価した。

【0078】

【表3】

鋼板	フェライト+ ベイナイト+ 焼き戻しマル テンサイトの 割合	残留オース テナイトの割 合	式(1)を満 たす残留オ ーステナイト粒 の割合	小径残留 オーステナイ ト粒の割合	大径残留 オーステナイ ト粒の割合	式(2)を満 たす残留オ ーステナイト粒 の割合	式(3)を満 たす残留オ ーステナイト粒 の割合
	%	%	%	%	%	%	%
A1	78	20	64	62	23	64	60
A2	79	19	66	61	24	66	62
A3	77	21	67	85	5	67	63
A4	77	20	68	70	15	68	64
A5	78	21	67	70	22	66	65
B1	89	10	75	57	33	76	72
B2	88	10	74	52	43	76	72
B3	86	2	64	50	45	65	61
C1	93	10	67	62	23	66	62
C2	92	10	56	60	30	55	52
D1	83	16	58	61	24	56	53
D2	83	15	57	62	23	55	52
D3	80	18	55	62	23	51	51
D4	81	17	31	62	22	22	25
E1	87	11	55	58	27	51	51
E2	88	11	55	58	27	52	52
E3	88	11	36	55	26	25	30
F1	82	16	67	57	28	66	63
F2	83	15	66	59	26	66	62
F3	39	2	56	59	31	55	52
F4	45	11	57	68	22	56	53
G1	93	11	56	57	33	55	52
G2	93	10	56	55	35	56	52
H1	80	18	65	52	38	66	62
H2	78	20	66	55	35	66	63
H3	80	0	-	-	-	-	-
H4	78	20	35	55	35	38	20
I1	78	20	66	61	24	66	62
I2	78	20	67	61	24	66	63
J1	88	11	67	62	23	66	62
J2	88	10	64	23	62	65	62
K1	79	10	66	62	23	65	61
L1	93	11	66	59	26	66	62
L2	93	11	67	62	23	66	63
M1	88	11	66	59	31	66	62
M2	88	11	66	77	8	65	62
N1	93	11	75	59	31	76	72
N2	93	10	75	63	22	77	72
O1	85	14	75	53	37	77	73
O2	85	14	74	59	26	76	71
P1	89	10	55	45	50	56	52
P2	89	10	57	56	34	56	53
Q1	81	17	74	43	47	76	72
Q2	83	16	75	59	31	76	72
R1	85	14	65	46	49	66	63
R2	84	14	66	57	33	66	62
S1	82	16	65	60	30	65	62
S2	82	16	67	62	23	66	63
T1	84	15	66	60	30	66	62
T2	84	15	66	64	21	65	62
U1	93	6	74	53	42	76	72
V1	88	11	75	53	42	77	72
a1	40	15	75	61	24	76	72
b1	97	1	75	61	24	76	72
c1	87	11	75	61	24	77	72
d1	84	14	75	61	24	76	72
e1	65	22	75	60	30	77	72
f1	86	0	-	-	-	-	-
g1	79	4	75	61	24	76	71

10

20

30

40

50

【 0 0 7 9 】

【 表 4 】

鋼板	結晶粒の平均粒径	残留オーステナイト相中の平均C濃度	引張強さ	25℃伸び	V曲げ	150℃伸び
	μm	%	N/mm2	%	mm	%
A1	1.5	0.8	1170	20	1.7	21
A2	1.6	0.8	1158	20	1.7	21
A3	1.1	0.8	1238	15	3.9	5
A4	1.4	0.8	1190	10	2.7	16
A5	1.5	0.8	1183	20	1.8	24
B1	1.7	1.4	753	40	0.4	44
B2	1.9	1.4	773	37	0.5	45
B3	1.9	1.4	873	21	1.2	23
C1	1.5	0.9	596	42	割れなし	44
C2	1.7	0.9	636	35	割れなし	41
D1	1.6	1.4	994	28	1.1	32
D2	1.5	1.4	979	28	1.2	32
D3	1.5	1.2	1100	13	2.5	13
D4	1.5	1.3	1110	18	2.5	20
E1	1.6	1.4	817	32	0.6	39
E2	1.6	1.4	790	33	割れなし	40
E3	1.6	1.4	785	25	2.3	30
F1	1.7	1.4	1006	28	1.3	32
F2	1.6	1.4	990	29	1.2	32
F3	1.7	1.4	1220	15	2.9	16
F4	1.5	0.6	880	19	1.6	19
G1	1.7	1.4	584	45	割れなし	55
G2	1.8	1.4	592	44	割れなし	55
H1	1.8	1.3	1108	23	1.7	29
H2	1.8	1.2	1188	22	1.9	25
H3	-	-	1090	15	3.4	15
H4	1.8	1.2	1170	17	3.3	16
I1	1.6	1.5	1196	25	1.9	27
I2	1.6	1.5	1199	25	2.0	27
J1	1.5	1.4	790	37	0.5	40
J2	2.5	1.1	770	17	1.3	34
K1	1.5	0.9	1157	21	1.7	23
L1	1.6	1.2	601	45	割れなし	49
L2	1.5	1.2	599	46	割れなし	49
M1	1.7	0.8	777	30	割れなし	36
M2	1.2	0.8	790	25	1.3	15
N1	1.7	1.2	572	50	割れなし	54
N2	1.5	1.3	600	51	割れなし	51
O1	1.8	1.0	913	28	0.8	32
O2	1.6	1.0	910	30	0.8	31
P1	2.0	1.2	741	31	0.3	43
P2	1.7	1.2	745	33	0.3	40
Q1	2.0	0.9	1043	24	1.4	28
Q2	1.7	1.0	1001	27	1.2	29
R1	2.0	1.2	905	27	0.9	36
R2	1.7	1.2	940	28	1.0	32
S1	1.7	1.2	1025	27	1.3	30
S2	1.5	1.3	1011	28	1.2	30
T1	1.7	1.1	951	28	0.9	31
T2	1.5	1.1	960	28	0.9	29
U1	1.9	1.2	583	47	割れなし	55
V1	1.9	1.2	779	35	割れなし	42
a1	1.6	1.2	1519	15	2.9	10
b1	1.6	1.1	426	42	0.3	42
c1	1.6	1.2	807	26	2.6	29
d1	1.6	1.2	942	22	2.4	15
e1	1.7	0.2	1710	12	3.5	11
f1	-	-	883	20	2.4	21
g1	1.6	1.0	1124	18	3.0	19

10

20

30

40

50

## 【 0 0 8 0 】

組織の同定、存在位置の観察および平均粒径（平均円相当径）と占有率の測定は、ナイタル試薬により鋼板圧延方向断面または圧延方向と直角な断面を腐食させて500倍～1000倍の光学顕微鏡観察により定量化した。

## 【 0 0 8 1 】

「残留オーステナイト相の割合」の測定は、鋼板の表層より1/4厚まで化学研磨した面で行い、単色化したMo K 線による、フェライトの(200)及び(211)面積分強度とオーステナイトの(200)、(220)及び(311)面積分強度から残留オーステナイトを定量化し、求めた。

## 【 0 0 8 2 】

また、「残留オーステナイト相中の平均C濃度」(C)は、Cu-K 線による線解析で、オーステナイトの(200)面、(220)面、(311)面の反射角から格子定数(単位：オングストローム)を求め、下記の式Aに従い算出した。

$$C = (\text{格子定数} - 3.572) / 0.033 \quad \dots \quad (\text{式A})$$

## 【 0 0 8 3 】

「25 伸び」及び「150 伸び」は、JIS 5号引張試験片のC方向引張により、25、150 温度にて評価した。

「V曲げ性」は、V曲げ試験で割れの発生しない最小のRで評価した。V曲げ試験は、30mm×200mmの試験片を、種々のRをもつV字ブロックを用いて、90度に曲げて行った。支え間は95mmとし、支え台でしわ押さえ力(BHF)を98kNとした。割れの判定は、目視又は拡大鏡を用いた観察で行い、表面に亀裂又はくびれが発生したものを割れと判定した。

## 【 0 0 8 4 】

表1の鋼a～gのうち、鋼aは本発明で規定するC上限、鋼bはC下限を満たしていない。鋼c、d、eはそれぞれ、S、Si、Mnの上限を満たしていない。鋼fはSiとAlの下限を満たしていない。鋼gはSiの下限とAlの上限を満たしていない。

## 【 0 0 8 5 】

鋼板A3及び鋼板A4は、最終2パスでの圧下率が高く設定されて製造された鋼板である。

鋼板D3は、焼鈍時の最高温度が低く設定されて製造された鋼板である。

鋼板D4は、最終の一次冷却速度が大きく設定されて製造された鋼板である。

鋼板E3は、最終の二次冷却速度が50 / 秒に設定されて製造された鋼板である。

鋼板F3は、保持温度が低く設定されて製造された鋼板である。

鋼板F4は、保持温度が高く設定されて製造された鋼板である。

鋼板H3は、保持時間が長く設定されて製造された鋼板である。

鋼板H4は、最終一次冷却速度が小さく設定されて製造された鋼板である。

鋼板J2は、空冷時間が長く設定されて製造された鋼板である。

鋼板M2は、空冷時間が短く設定されて製造された鋼板である。

## 【 0 0 8 6 】

鋼板a1はフェライト+ベイナイト分率が範囲外にあり、鋼板b1はオーステナイト分率が範囲以下である。鋼板e1はオーステナイト中の平均C濃度が低い。鋼板f1及び鋼板g1はオーステナイト分率が確保できない。

## 【 0 0 8 7 】

図1は、実施例及び比較例に係る鋼板の、引張強度と25 伸びとの関係を示した図であり、図2は、同鋼板について、引張強度とV曲げ性との関係を示した図である。図1及び図2から、本発明に係る鋼板及び鋼板製造方法によれば、高い伸びとV曲げ性とを両立できていることが確認できる。

また、図3は、実施例及び比較例に係る鋼板の、引張強度と150 伸びとの関係を示した図である。図1及び図3から、本発明に係る鋼板及び鋼板製造方法によれば、高い伸びが25、150 の何れの温度においても実現できていることが確認できる。

10

20

30

40

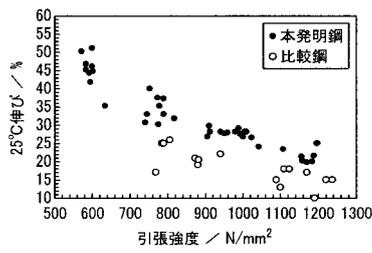
50

【産業上の利用可能性】

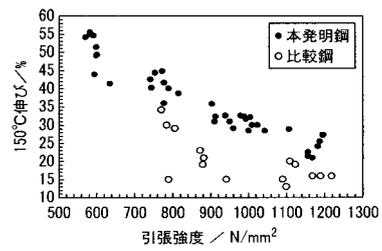
【0088】

本発明によれば、本発明は、従来と比較して伸び及びV曲げ性が高く、更にはプレス成型安定性に優れた鋼板及びその製造方法を提供することができる。

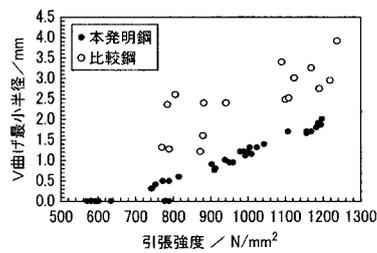
【図1】



【図3】



【図2】



## フロントページの続き

- (72)発明者 杉浦 夏子  
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 佐野 幸一  
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 若林 千智  
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 吉永 直樹  
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 川崎 薫  
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 鈴木 毅

- (56)参考文献 特開2007-321233(JP,A)  
特開2008-231480(JP,A)  
特開2008-231541(JP,A)  
特開2003-171736(JP,A)  
特開平01-184226(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

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