

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号
特許第7680700号
(P7680700)

(45)発行日 令和7年5月21日(2025.5.21)

(24)登録日 令和7年5月13日(2025.5.13)

(51)国際特許分類		F I	
C 2 2 C	38/00 (2006.01)	C 2 2 C	38/00 3 0 1 S
C 2 2 C	38/60 (2006.01)	C 2 2 C	38/00 3 0 1 T
C 2 1 D	9/46 (2006.01)	C 2 2 C	38/60
C 2 1 D	3/04 (2006.01)	C 2 1 D	9/46 G
		C 2 1 D	9/46 J
請求項の数 5 (全49頁) 最終頁に続く			
(21)出願番号	特願2023-574999(P2023-574999)	(73)特許権者	000006655
(86)(22)出願日	令和4年1月21日(2022.1.21)		日本製鉄株式会社
(86)国際出願番号	PCT/JP2022/002202		東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
(87)国際公開番号	WO2023/139752	(74)代理人	100149548
(87)国際公開日	令和5年7月27日(2023.7.27)		弁理士 松沼 泰史
審査請求日	令和6年4月1日(2024.4.1)	(74)代理人	100140774
			弁理士 大浪 一徳
		(74)代理人	100134359
			弁理士 勝俣 智夫
		(74)代理人	100188592
			弁理士 山口 洋
		(74)代理人	100217249
			弁理士 堀田 耕一郎
		(74)代理人	100221279
			弁理士 山口 健吾
		最終頁に続く	

(54)【発明の名称】 鋼板

(57)【特許請求の範囲】
【請求項1】

化学組成が、質量％で、
C：0.07％以上、0.15％以下、
Si＋Al：0.20％以上、2.50％以下、
Mn＋Cr：1.20％以上、4.00％以下、
P：0％以上、0.040％以下、
S：0％以上、0.010％以下、
N：0％以上、0.010％以下、
O：0％以上、0.006％以下、
Mo：0％以上、0.50％以下、
Ti：0％以上、0.20％以下、
Nb：0％以上、0.20％以下、
B：0％以上、0.010％以下、
V：0％以上、0.50％以下、
Cu：0％以上、1.00％以下、
W：0％以上、0.10％以下、
Ta：0％以上、0.10％以下、
Ni：0％以上、1.00％以下、
Sn：0％以上、0.050％以下、

C o : 0 % 以上、0 . 5 0 % 以下、
 S b : 0 % 以上、0 . 0 5 0 % 以下、
 A s : 0 % 以上、0 . 0 5 0 % 以下、
 M g : 0 % 以上、0 . 0 5 0 % 以下、
 C a : 0 % 以上、0 . 0 4 0 % 以下、
 Y : 0 % 以上、0 . 0 5 0 % 以下、
 Z r : 0 % 以上、0 . 0 5 0 % 以下、
 L a : 0 % 以上、0 . 0 5 0 % 以下、及び
 C e : 0 % 以上、0 . 0 5 0 % 以下を含み、
 残部が F e 及び不純物からなり、
 板厚 1 / 4 部における金属組織が、体積率で、
 フェライト : 1 0 % 以上、5 0 % 未満、
 グラニユラーベイナイト : 5 % 以上、4 0 % 未満、
 マルテンサイト : 3 0 % 以上、5 5 % 以下、
 上部ベイナイトおよび下部ベイナイト : 合計で 3 0 % 未満、
 パーライト : 1 0 % 未満、及び
 残留オーステナイト : 5 % 未満からなり、
 板厚 1 / 4 部において、前記フェライトと隣接する金属組織の個数に対する、前記フェ
 ライトと隣接する前記マルテンサイトの個数の割合が 3 0 % 以下であり、
 鋼板の表面から板厚方向に 1 0 0 μ m 深さの位置を起点として、板厚中心部位置まで 3
 0 μ m 間隔で求めた荷重 5 0 g f のビッカース硬さの最大値と最小値との差が 6 0 H V 以
 下である、鋼板。

【請求項 2】

前記化学組成が、質量 % で、
 M o : 0 . 0 1 % 以上、0 . 5 0 % 以下、
 T i : 0 . 0 0 1 % 以上、0 . 2 0 % 以下、
 N b : 0 . 0 0 0 1 % 以上、0 . 2 0 % 以下、
 B : 0 . 0 0 0 1 % 以上、0 . 0 1 0 % 以下、
 V : 0 . 0 0 1 % 以上、0 . 5 0 % 以下、
 C u : 0 . 0 0 1 % 以上、1 . 0 0 % 以下、
 W : 0 . 0 0 1 % 以上、0 . 1 0 % 以下、
 T a : 0 . 0 0 1 % 以上、0 . 1 0 % 以下、
 N i : 0 . 0 0 1 % 以上、1 . 0 0 % 以下、
 S n : 0 . 0 0 1 % 以上、0 . 0 5 0 % 以下、
 C o : 0 . 0 0 1 % 以上、0 . 5 0 % 以下、
 S b : 0 . 0 0 1 % 以上、0 . 0 5 0 % 以下、
 A s : 0 . 0 0 1 % 以上、0 . 0 5 0 % 以下、
 M g : 0 . 0 0 0 1 % 以上、0 . 0 5 0 % 以下、
 C a : 0 . 0 0 1 % 以上、0 . 0 4 0 % 以下、
 Y : 0 . 0 0 1 % 以上、0 . 0 5 0 % 以下、
 Z r : 0 . 0 0 1 % 以上、0 . 0 5 0 % 以下、
 L a : 0 . 0 0 1 % 以上、0 . 0 5 0 % 以下、及び
 C e : 0 . 0 0 1 % 以上、0 . 0 5 0 % 以下
 からなる群から選択される 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする請求項 1 に記
 載の鋼板。

【請求項 3】

前記鋼板の前記表面から前記板厚方向に 3 0 μ m 深さの位置の、荷重 0 . 2 9 N でのビ
 ッカース硬さ H v 3 0 と、前記板厚 1 / 4 部の、荷重 0 . 2 9 N でのビッカース硬さ H v
 i との比 H v 3 0 / H v i が 0 . 8 以下であり、
 引張強さが 9 0 0 M P a 以上である

ことを特徴とする請求項 1 又は 2 に記載の鋼板。

【請求項 4】

前記表面に溶融亜鉛めっき層又は溶融亜鉛合金めっき層を有することを特徴とする請求項 1 ~ 3 のいずれか一項に記載の鋼板。

【請求項 5】

前記表面に合金化溶融亜鉛めっき層を有することを特徴とする請求項 1 ~ 3 のいずれか一項に記載の鋼板。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、自動車部品等が主たる用途の、成形性に優れた引張最大強度 900MPa 以上の鋼板に関する。

【背景技術】

【0002】

自動車からの炭酸ガスの排出量を抑えるために、高強度鋼板を使用して、安全性を確保しながら自動車車体を軽量化する試みが進められている。しかし、一般に、鋼板の強度を高めると、成形性は低下する。高強度鋼板において、強度と成形性とを両立させることは困難である。

また、自動車部材には穴などの応力集中部が存在する。自動車部材用の鋼板をプレス加工する際に、応力集中部において破断が生じやすい。そのため、応力集中部に高い変形能を付与できる鋼板が産業界から切望されている。しかしながら、応力集中部における変形能もまた、鋼板の強度が高いほど低下する傾向にある。

これらの課題を解決するために、いくつかの手段が提案されている。

【0003】

例えば、特許文献 1 には、鋼板の金属組織を、軟質組織であるフェライトと、硬質組織であるマルテンサイトの複合組織とすることで、強度と伸び性を両立させることが開示されている。しかし、特許文献 1 の鋼板の金属組織は、軟質組織と硬質組織の組合せであるため、両組織間の硬度差が大きい。組織間の硬度差が大きい場合、組織間の界面でボイドが生じやすくなり、穴広げ性が損なわれるおそれがある。そのため、特許文献 1 に記載の鋼板は、穴広げ性の向上が求められる。

【0004】

特許文献 2 には、鋼板の金属組織を、フェライトとマルテンサイトの中間の硬さを持つ上部ベイナイト又は下部ベイナイトの単一組織とすることで、組織間の硬度差を低減し、強度と穴広げ性を高めることが開示されている。しかし、上部ベイナイト又は下部ベイナイトは、転位を多く含むベイニティックフェライトと、硬質なセメンタイトから構成される組織であるので、特許文献 2 の鋼板は、伸び性の向上が求められる。

【0005】

特許文献 3 には、鋼板の金属組織を、フェライト、上部ベイナイト又は下部ベイナイト、及び、マルテンサイトから構成することにより、組織間の硬度差を低減し、強度と穴広げ性を確保しつつ、伸び性の劣化を抑制することが開示されている。しかし、上部ベイナイト又は下部ベイナイトは、転位を多く含むベイニティックフェライトと、硬質なセメンタイトから構成されるため、特許文献 3 の鋼板は、伸び性の向上が求められる。

【0006】

特許文献 4 には、硬質なマルテンサイト、軟質なフェライト、及びマルテンサイトとフェライトの中間の硬さを有するグラニューベイナイトを有する金属組織とすることで、組織間の硬度差を低減し、高い強度、伸び、穴広げ性が得られることが開示されている。特許文献 5 には、所定の化学組成を有し、面積分率で、フェライト：30%~50%、グラニューベイナイト：5%~20%、マルテンサイト：30%~55%、ベイナイト：35%未満、かつ残留オーステナイト及びパーライト：合計で10%以下、で表される金属組織を有する鋼板が開示されている。しかし本発明者らが知見したところによれば、特

10

20

30

40

50

許文献 4 及び特許文献 5 に開示の技術では、熱間圧延後の冷却速度、及び焼鈍時の加熱速度の最適化がなされていない。従って、特許文献 4 及び特許文献 5 に開示された鋼板においては、応力集中部における変形能が劣っている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0007】

【文献】特開平 07 - 011383 号公報

【文献】特許第 2616350 号公報

【文献】特開平 07 - 207413 号公報

【文献】国際公開第 2018 / 051402 号

【文献】国際公開第 2018 / 138898 号

10

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

本発明は、強度、成形性、及び応力集中部における変形能の全てを高水準で備える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】

【0009】

本発明の要旨は以下の通りである。

【0010】

20

(1) 本発明の一態様に係る鋼板は、化学組成が、質量%で、C : 0.07%以上、0.15%以下、Si + Al : 0.20%以上、2.50%以下、Mn + Cr : 1.20%以上、4.00%以下、P : 0%以上、0.040%以下、S : 0%以上、0.010%以下、N : 0%以上、0.010%以下、O : 0%以上、0.006%以下、Mo : 0%以上、0.50%以下、Ti : 0%以上、0.20%以下、Nb : 0%以上、0.20%以下、B : 0%以上、0.010%以下、V : 0%以上、0.50%以下、Cu : 0%以上、1.00%以下、W : 0%以上、0.10%以下、Ta : 0%以上、0.10%以下、Ni : 0%以上、1.00%以下、Sn : 0%以上、0.050%以下、Co : 0%以上、0.50%以下、Sb : 0%以上、0.050%以下、As : 0%以上、0.050%以下、Mg : 0%以上、0.050%以下、Ca : 0%以上、0.040%以下、Y : 0%以上、0.050%以下、Zr : 0%以上、0.050%以下、La : 0%以上、0.050%以下、及びCe : 0%以上、0.050%以下を含み、残部がFe及び不純物からなり、板厚 1 / 4 部における金属組織が、体積率で、フェライト : 10%以上、50%未満、グラニユラーベイナイト : 5%以上、40%未満、マルテンサイト : 30%以上、55%以下、上部ベイナイトおよび下部ベイナイト : 合計で 30%未満、パーライト : 10%未満、及び残留オーステナイト : 5%未満からなり、板厚 1 / 4 部において、前記フェライトと隣接する金属組織の個数に対する、前記フェライトと隣接する前記マルテンサイトの個数の割合が 30%以下であり、鋼板の表面から板厚方向に 100 μ m 深さの位置を起点として、板厚中心部位置まで 30 μ m 間隔で求めた荷重 50 g f のビッカース硬さの最大値と最小値との差が 60 HV 以下である。

30

40

(2) 上記(1)に記載の鋼板では、前記化学組成が、質量%で、Mo : 0.01%以上、0.50%以下、Ti : 0.001%以上、0.20%以下、Nb : 0.0001%以上、0.20%以下、B : 0.0001%以上、0.010%以下、V : 0.001%以上、0.50%以下、Cu : 0.001%以上、1.00%以下、W : 0.001%以上、0.10%以下、Ta : 0.001%以上、0.10%以下、Ni : 0.001%以上、1.00%以下、Sn : 0.001%以上、0.050%以下、Co : 0.001%以上、0.50%以下、Sb : 0.001%以上、0.050%以下、As : 0.001%以上、0.050%以下、Mg : 0.0001%以上、0.050%以下、Ca : 0.001%以上、0.040%以下、Y : 0.001%以上、0.050%以下、Zr : 0.001%以上、0.050%以下、La : 0.001%以上、0.050%以下、及びC

50

e : 0 . 0 0 1 % 以上、0 . 0 5 0 % 以下からなる群から選択される 1 種または 2 種以上を含有してもよい。

(3) 上記 (1) 又は (2) に記載の鋼板では、前記鋼板の前記表面から前記板厚方向に 3 0 μ m 深さの位置の、荷重 0 . 2 9 N でのビッカース硬さ H v 3 0 と、前記板厚 1 / 4 部の、荷重 0 . 2 9 N でのビッカース硬さ H v i との比 H v 3 0 / H v i が 0 . 8 以下であり、引張強さが 9 0 0 M P a 以上であってもよい。

(4) 上記 (1) ~ (3) のいずれか一項に記載の鋼板は、前記表面に溶融亜鉛めっき層又は溶融亜鉛合金めっき層を有してもよい。

(5) 上記 (1) ~ (3) のいずれか一項に記載の鋼板は、前記表面に合金化溶融亜鉛めっき層を有してもよい。

10

【発明の効果】

【 0 0 1 1 】

本発明によれば、自動車等の構造部材として好適な、成形性、及び応力集中部における変形能を有し、9 0 0 M P a 以上の高い引張強度を有する鋼板を提供することができる。

【図面の簡単な説明】

【 0 0 1 2 】

【図 1】グラニューラーベイナイトが生成される様子を示す説明図である。

【図 2 - 1】本実施形態に係る鋼板の、焼鈍前の加熱条件を模式的に示す温度 - 時間グラフである。

【図 2 - 2】本実施形態に係る鋼板の、焼鈍後の冷却条件を模式的に示す温度 - 時間グラフである。

20

【図 3】加工部伸び E l₂ の評価用の試験片の形状を示す概略図である。

【発明を実施するための形態】

【 0 0 1 3 】

本発明者らは、鋼板をマルテンサイト、フェライトおよびグラニューラーベイナイトを有する金属組織とし、さらに、これらの金属組織の配置を制御することが好適である旨を知見した。具体的には、フェライトとマルテンサイトとの間にグラニューラーベイナイトが配置されるように鋼板の金属組織を制御することで、硬度差の大きな箇所を低減することができる旨を、本発明者らは知見した。これにより、鋼板の穴広げ性をさらに向上することができる。また、板厚方向の硬度差が小さい金属組織を鋼板に適用することにより、応力集中部での変形能を一層高めることができることも本発明者らは知見した。

30

【 0 0 1 4 】

以上の知見に基づいて得られた本発明の 1 つの実施形態では、引張強度が 9 0 0 M P a 以上の高強度鋼板において、グラニューラーベイナイトの体積率、並びにフェライト、マルテンサイト、及びグラニューラーベイナイトの配置を制御することで、強度と成形性とを両立させた。

【 0 0 1 5 】

以下、本発明の一態様に係る鋼板について説明する。

【 0 0 1 6 】

まず、本実施形態に係る鋼板の金属組織について説明する。以下、組織分率は体積率で表示するので、組織分率の単位「%」は体積%を意味する。また、後述するように、金属組織は板厚 1 / 4 部において制御される。以下に記載される組織分率は、全て板厚 1 / 4 部における値を意味する。

40

【 0 0 1 7 】

板厚 1 / 4 部における金属組織

フェライト : 1 0 % 以上、5 0 % 未満

フェライトは、軟質な組織であるので変形し易く、伸び性の向上に寄与するとともに、グラニューラーベイナイトの生成を促進する作用をなす組織である。フェライトが 1 0 % 以上であると、オーステナイトからグラニューラーベイナイトへの変態が進行し易くなる。フェライトは、好ましくは 1 2 % 以上、1 5 % 以上、又は 2 0 % 以上である。

50

【 0 0 1 8 】

引張強度を確保するため、フェライトは 5 0 % 未満とする。フェライトは好ましくは 4 0 % 以下、3 5 % 以下、又は 3 0 % 以下である。

【 0 0 1 9 】

グラニューラーベイナイト：5 % 以上、4 0 % 未満

グラニューラーベイナイトは、複数のラス状のベイニティックフェライトの集合体である。グラニューラーベイナイトは、転位密度が低いという特徴を有する。例えば、グラニューラーベイナイトの転位密度は 10^{13} m/m^3 程度のオーダーである。これらベイニティックフェライト間の結晶粒界における、ベイニティックフェライトの結晶方位の角度の差（結晶方位差）は 5° 以下と小さく、そのため、グラニューラーベイナイトは、結晶粒径が 5 ~ 20 μm 程度の一つの塊状に見える組織である。これは、熱処理により回復が進行し、ベイニティックフェライト同士の界面における結晶方位差が約 5° 以下になり、界面が消失したように見えるためである。グラニューラーベイナイトの内部には、残留オーステナイト及びマルテンサイト等が含まれる場合がある。ただし、上部ベイナイトおよび下部ベイナイトとは異なり、グラニューラーベイナイトは、炭化物を内部に含まない。したがって、グラニューラーベイナイトは一般的なベイナイトとは異なり、一般的なベイナイト及びマルテンサイトよりも軟質である。グラニューラーベイナイトの判定方法の一例が、北島ら「電子チャンネリングコントラスト像を用いたフェライトとグラニューラーベイナイトの識別」(CAMP - ISI)、Vol. 26 (2013) 896) に記載されている。

【 0 0 2 0 】

なお、上部ベイナイトとは、複数のラス状のベイニティックフェライトの集合体であり、ベイニティックフェライトの界面に炭化物を含むが、各ベイニティックフェライトの内部には炭化物が含まれない組織である。一方、下部ベイナイトとは、上部ベイナイトと同様に複数のラス状のベイニティックフェライトの集合体であり、ベイニティックフェライトの界面に炭化物を含むことに加え、各ベイニティックフェライトの内部に特定の方向に並んだ炭化物が存在する組織である。

【 0 0 2 1 】

また、グラニューラーベイナイトは、高温域で生成するので、その内部で回復が進行する。そのため、グラニューラーベイナイトは、転位下部組織は存在するものの、上部ベイナイトおよび下部ベイナイトより転位密度が低い。そのため、グラニューラーベイナイトは、転位下部組織を含まず転位密度が低いフェライトよりも硬く、上部ベイナイトまたは下部ベイナイトよりも軟らかい。従って、グラニューラーベイナイトは、一般的なベイナイトよりも優れた伸び性を有する。

【 0 0 2 2 】

また、グラニューラーベイナイトは、フェライト及びマルテンサイトの間の硬度差を低減するので、穴広げ時、フェライトとマルテンサイトの界面からボイドが発生するのを抑制する。

【 0 0 2 3 】

尚、グラニューラーベイナイトは内部にサブグレイン（結晶方位差が約 5° 以下の粒界に囲まれた領域）が存在することから、サブグレインを含まない組織であるポリゴナルフェライトとも区別される。

【 0 0 2 4 】

図 1 は、冷却過程において、旧オーステナイト粒界から生成されたベイニティックフェライトが、生成温度（ ）の違いに応じて、グラニューラーベイナイト、上部ベイナイトおよび下部ベイナイトにそれぞれ変化していく状態を模式的に示している。図 1 (a) に示されるように、いずれの場合もまず、旧オーステナイト粒界 1 から旧オーステナイト粒の内部に向かってベイニティックフェライト 2 が生成される。さらに図 1 (b) に示されるように、先に生成されたベイニティックフェライト 2 に隣接するようにして、ラス状にベイニティックフェライト 2 が生成されて行く。

【 0 0 2 5 】

ここで、生成温度（ ）が比較的高温（図 1 中に高温と表記）である場合は、ラス状に生成されたベイニティックフェライト 2 同士の界面にセメントナイトなどの炭化物が含まれていない。そして、さらに比較的高温で保持されることにより、回復が進行する。その結果、複数のラス状に生成されたベイニティックフェライト 2 同士の界面の結晶方位差が約 5° 以下になり、界面が消失したように見える。冷却速度を低くしてもグラニュラーベイナイトは生成し得るが、等温保持によりグラニュラーベイナイトを生成すると回復の進行がより促され、界面の消失が顕著になる。こうして図 1（c）に示されるように、複数のラス状のベイニティックフェライト 2 の集合体として、結晶粒径が $5 \sim 20 \mu\text{m}$ 程度の一つの塊状に見える組織であるグラニュラーベイナイト 3 が生成される。なお、グラニュラーベイナイト 3 の内部には、残留オーステナイトやマルテンサイトの硬質組織 4 を含む場合があるが、上部ベイナイトおよび下部ベイナイトとは異なり炭化物は内部に含まれない。

10

【0026】

一方、グラニュラーベイナイト 3 が生成される場合に比べて、生成温度（ ）が低い場合は、上部ベイナイトまたは下部ベイナイトが生成される。すなわち、グラニュラーベイナイト 3 が生成される場合に比べて、生成温度（ ）が僅かに低い場合（図 1 中に中温と表記）は、ラス状に生成されたベイニティックフェライト 2 同士の界面にセメントナイトなどの炭化物 5 が含まれることとなる。この場合は、ベイニティックフェライト 2 の内部には炭化物を含まず、上部ベイナイト 6 が生成される。また、生成温度（ ）がさらに低い場合（図 1 中に低温と表記）は、ラス状に生成されたベイニティックフェライト 2 同士の界面にセメントナイトなどの炭化物 5 が含まれることに加えて、ベイニティックフェライト 2 の内部にも炭化物を含むこととなり、下部ベイナイト 7 が生成される。

20

【0027】

グラニュラーベイナイトが 5 % 以上であると、伸び性向上効果とボイド抑制効果が得られる。グラニュラーベイナイトは好ましくは 8 % 以上、10 % 以上、又は 15 % 以上である。

【0028】

また、グラニュラーベイナイトが 40 % 未満とすることで、強度を確保できる。グラニュラーベイナイトは好ましくは 35 % 以下、32 % 以下、又は 30 % 以下である。

【0029】

マルテンサイト：30 % 以上、55 % 以下

30

マルテンサイトは、転位密度が高く硬質な組織であるので、引張強度の向上に寄与する組織である。マルテンサイトを 30 % 以上とすることで、900 MPa 以上の引張強度を確保する。マルテンサイトは好ましくは 32 % 以上、35 % 以上、又は 40 % 以上である。

【0030】

また、マルテンサイトが 55 % 以下であると、伸び性と穴広げ性を確保できる。マルテンサイトは好ましくは 50 % 以下、45 % 以下、又は 42 % 以下である。

【0031】

上部ベイナイトおよび下部ベイナイト：合計で 30 % 未満

上部ベイナイトおよび下部ベイナイト（以下、両者の総称として用語「ベイナイト」を用いる場合がある）は、転位密度が高いため、伸びを劣化させる。具体的には、ベイナイトは、転位密度が $1.0 \times 10^{14} \text{ m/m}^3$ 程度であるベイニティックフェライト及びセメントナイトから構成される。また、ベイナイトは、フェライトとの硬度差が大きい。そのため、フェライトとベイナイトの界面はボイドの起点となりやすく、穴広げ性を劣化させる。上部ベイナイトおよび下部ベイナイトを合計で 30 % 未満とすることで、伸び、穴広げ性を確保する。好ましくは、上部ベイナイトおよび下部ベイナイトは合計で 25 % 以下、20 % 以下、又は 10 % 以下である。上部ベイナイトおよび下部ベイナイトの合計量の下限値を規定する必要はなく、例えばこれを 0 % 以上、0.2 % 以上、0.5 % 以上、又は 1.0 % 以上と規定してもよい。

40

【0032】

パーライト：10 % 未満

50

パーライトは硬質なセメンタイトを含む組織であり、穴広げ時にボイドの発生の起点となり、穴広げ性を劣化させる。そのため、パーライトは10%未満とする。パーライトは好ましくは8%以下、6%以下、又は5%以下である。パーライトの下限値を規定する必要はなく、例えばパーライトを0%以上、0.2%以上、0.5%以上、又は1.0%以上と規定してもよい。

【0033】

残留オーステナイト：5%未満

残留オーステナイトは、加工誘起変態 (TRIP: Transformation Induced Plasticity) によって伸びの向上に寄与する組織である。しかし、残留オーステナイトが加工誘起変態することで生成するマルテンサイトは、非常に硬質であり、ボイドの発生の起点となり、穴広げ性を劣化させる。そのため、残留オーステナイトは5%未満とする。残留オーステナイトは好ましくは4%以下、3%以下、又は2%以下である。残留オーステナイトの下限値を規定する必要はなく、例えば残留オーステナイトを0%以上、0.2%以上、0.5%以上、又は1.0%以上と規定してもよい。

【0034】

板厚1/4部の領域において、フェライトと隣接する金属組織の個数に対する、フェライトと隣接するマルテンサイトの個数の割合が30%以下

穴広げ試験では、打ち抜きによるダメージを受けた領域が、さらに変形を受けることで、ボイドが生成、連結し破断に至る。つまり、穴広げ性を高めるためには、ボイドの生成や連結を抑制する必要がある。隣接する金属組織の硬度差が大きい場合、金属組織間の界面でボイドが生成し易い。たとえば、軟質なフェライトと硬質なマルテンサイトの界面が最もボイドが生成しやすい。本発明鋼では、フェライトと隣接するマルテンサイトの割合を減少させるために、グラニューベイナイトをフェライトに接するように制御する。これにより、フェライトとマルテンサイトが接する割合が減少し、穴広げ性の向上が期待できる。フェライトと隣接する金属組織の個数に対する、フェライトと隣接するマルテンサイトの個数の割合を30%以下とすることで、穴広げ性が大幅に向上する。好ましくは、この個数割合は28%以下、25%以下、又は20%以下である。なお、「フェライトと隣接する金属組織の個数」とは、マルテンサイトを含むすべての金属組織の個数を意味する。

【0035】

鋼板の表面から板厚方向に100 μ m深さの位置を起点として、板厚中心部位置まで30 μ m間隔で求めた荷重50gfのビッカース硬さの最大値と最小値との差が60HV以下

鋼板内部の金属組織は、板厚方向に均一に分散するのではなく、硬質組織が多い層、少ない層がバンド状に分布していることが多い。これは、特にマンガンに代表される元素の濃度が、板厚方向に沿って濃度を測定した場合に偏りが見られることに起因する。このように、板厚方向に元素濃度に偏りがあり、それによって組織分布が不均一であると、軟質層と硬質層の層間で硬度差が生じやすく、ボイドの起点となって穴広げ性が劣化する。

【0036】

板厚方向に硬さを測定し、その最大値と最小値の差をバンド状組織の硬さバラツキの指標とし、最大値と最小値との差を60HV以下とすることで、穴広げ性の劣化を抑制することができ、さらに、応力集中部における変形能を高めることができる。好ましくは、上述の硬さの最大値と最小値との差は55HV以下、50hv、以下、又は30HV以下である。

【0037】

鋼板の表面から板厚方向に30 μ m深さの位置の荷重0.29Nでのビッカース硬さHV30と板厚の1/4部の荷重0.29Nでのビッカース硬さHviの比HV30/Hvi：好ましくは0.8以下

鋼板表面の硬度を内層の硬度に対して低くすることで、曲げ性を大幅に向上することができる。そこで、本実施形態に係る鋼板では、鋼板の表面から板厚方向に30 μ m深さの位置で、荷重0.29Nで5点測定したビッカース硬さの平均値をHv30と定義し、板

10

20

30

40

50

厚の $1/4$ 部の位置を荷重 0.29 N で 5 点測定したビッカース硬さの平均値 Hv_i と定義し、これらの比 Hv_{30}/Hv_i を 0.8 以下としてもよい。 Hv_{30}/Hv_i を 0.8 以下とすることで、鋼板の曲げ性を一層高めることができる。 Hv_{30}/Hv_i を 0.7 以下、 0.6 以下、又は 0.5 以下としてもよい。

【0038】

次に、フェライト、グラニューベイナイト、マルテンサイト、及び、上部ベイナイト、下部ベイナイト、パーライト、残留オーステナイトの同定と体積率の算出について説明する。

【0039】

各金属組織の同定と体積率の算出は、EBSD (Electron Back Scattering Diffraction)、X線測定、ナイタール試薬又はレペラ液を用いる腐食、及び、走査型電子顕微鏡により、圧延方向に平行且つ板面に垂直な鋼板断面の $100\text{ }\mu\text{m} \times 100\text{ }\mu\text{m}$ 領域を、 $1000 \sim 50000$ 倍の倍率で観察して行うことができる。なお、いずれの組織の体積率の測定に当たっても、測定箇所を 3 か所とし、その平均値を算出することとする。

【0040】

フェライトの体積率は、走査型電子顕微鏡による電子チャネリングコントラスト像において、板厚の $1/4$ を中心とする板厚 $1/8 \sim 3/8$ の範囲内で $100\text{ }\mu\text{m} \times 100\text{ }\mu\text{m}$ 領域を観察することにより求める。画像解析ソフトウェア Image J を用いて画像解析により算出したフェライト及びグラニューベイナイトの合計面積率から、後述する方法 (EBSD) によって得られるグラニューベイナイトの体積率を引いた値を、フェライトの体積率とみなす。電子チャネリングコントラスト像は、結晶粒の結晶方位差をコントラストの差として表示する像であり、該像において均一なコントラストの部分 (結晶粒内にブロックやパケットなどの下部組織やセメンタイト、残留オーステナイトを含まず、単一の均一なコントラストに表れる部分) がフェライトである。なお、フェライトとグラニューベイナイトとを判別する手段は後述する。

【0041】

残留オーステナイトの体積率は、X線を用いて回折強度を測定して算出することができる。

【0042】

X線を用いる測定では、試料の板面から深さ $1/4$ の位置までを機械研磨及び化学研磨により除去し、板厚 $1/4$ の位置において、 $\text{Mo K}\alpha$ 線を用いて、bcc 相の (200) 、 (211) 、及び、fcc 相の (200) 、 (220) 、 (311) の回折ピークの積分強度比から、残留オーステナイトの組織分率を算出することが可能である。一般的な算出方法として 5 ピーク法が利用される。

【0043】

マルテンサイトの体積率は、以下の手順で求める。試料の観察面をレペラ液でエッチングし、板厚 $1/4$ を中心とする板厚 $1/8 \sim 3/8$ の範囲内で $100\text{ }\mu\text{m} \times 100\text{ }\mu\text{m}$ の領域を、FE-SEM で観察する。レペラ腐食では、マルテンサイトおよび残留オーステナイトは腐食されないため、腐食されていない領域の体積率は、マルテンサイト及び残留オーステナイトの合計体積率である。この腐食されていない領域の体積率から、X線で測定した残留オーステナイトの体積率を引算して、マルテンサイトの体積率を算出できる。

【0044】

また、マルテンサイトは、走査型電子顕微鏡による電子チャネリングコントラスト像において、他の組織と区別することができる。上記像において、転位密度が高く、かつ、結晶粒内にブロックやパケットなどの下部組織を有する領域がマルテンサイトである。

【0045】

上部ベイナイト、下部ベイナイト、及び、焼戻しマルテンサイトの同定は、以下の手順で行う。試料の観察面をナイタール試薬で腐食し、板厚 $1/4$ を中心とする板厚 $1/8 \sim 3/8$ の範囲で $100\text{ }\mu\text{m} \times 100\text{ }\mu\text{m}$ 領域を FE-SEM で観察する。組織内部に含ま

10

20

30

40

50

れるセメントタイトの位置およびセメントタイトの配列から、上部ベイナイト、下部ベイナイト、及び焼戻しマルテンサイトを判別できる。

【0046】

上部ベイナイトは、ラス状のベイニティックフェライトの界面に、セメントタイト又は残留オーステナイトが存在している。下部ベイナイトは、ラス状のベイニティックフェライトの内部にセメントタイトが存在し、ベイニティックフェライトとセメントタイトの結晶方位関係が1種類であり、セメントタイトが同一のバリエーションを持つ。これらの特徴点に基づき、上部ベイナイト及び下部ベイナイトを同定できる。

【0047】

パーライトの同定は、以下の手順で行う。試料の観察面をナイトール試薬で腐食し、板厚1/4を中心とする板厚1/8～3/8の範囲を光学顕微鏡で観察する。光学顕微鏡の観察像において、暗いコントラストの領域をパーライトと同定して、この領域の体積率を画像解析に基づいて算出すればよい。

【0048】

グラニューパーライトは、複数のラス状のベイニティックフェライトの集合体であり、結晶粒径が5～20 μm程度の一つの塊状に見える組織である。これは、熱処理により回復が進行し、ベイニティックフェライトとベイニティックフェライトの界面における結晶方位差が約5°以下になり、界面が消失したように見えるためである。グラニューパーライトの内部には、残留オーステナイトやマルテンサイトを含む場合があるが、上部ベイナイトおよび下部ベイナイトとは異なり、グラニューパーライトは炭化物を内部に含まない。また、グラニューパーライトは、高温域で生成するので、その内部で回復が進行する。そのため、グラニューパーライトは、転位下部組織は存在するものの、転位密度が上部ベイナイトおよび下部ベイナイトよりも低い。そのため、従来の腐食法や、走査型電子顕微鏡を用いる2次電子像観察では、グラニューパーライトとフェライトとを区別することができない。

【0049】

本発明者らの検討結果、グラニューパーライトは、ベイニティックフェライトの集合体で構成されているため、結晶粒内において微小な結晶方位差を有することが見いだされた。結晶粒内における微小な結晶方位差を検出することにより、グラニューパーライトとフェライトとの識別が可能である。EBSDを用いて、板厚1/4を中心とする板厚1/8～3/8の範囲をステップ間隔0.2 μmで観察し、観察データから、Grain average misorientationの値を計算する。なお、観察は、圧延方向に平行且つ板面に垂直な断面において行う。

【0050】

Grain average misorientationの値は、粒界が15°以上異なる粒界で囲まれた領域において、隣合うピクセル間の方位差を計算し平均した値である。この手法により、ベイニティックフェライトが有する微小な結晶方位差を検出することが可能である。

【0051】

Grain average misorientationの値が0.5°以下となる領域は、フェライトとグラニューパーライトが含まれる。そのため、Grain average misorientationの値が0.5°以下となる領域から、電子チャネリングコントラスト像が単一の均一なコントラストを有するフェライトの領域を取り除いた領域がグラニューパーライトとなる。画像解析により算出した面積率の値を、グラニューパーライトの体積率とする。

【0052】

板厚1/4部の100 μm×100 μm領域において、フェライトと隣接する金属組織がマルテンサイトである割合が30%以下

EBSDを用いて、板厚1/4部の100 μm×100 μm領域をステップ間隔0.2 μmで観察する。観察は、圧延方向に平行且つ板面に垂直な断面において行う。観察デー

10

20

30

40

50

タから、Grain average misorientationの値を計算する。次に、Grain average misorientationの値が 0.5° 以下となる領域を、電子チャネリングコントラスト像で観察し、フェライトを同定する。さらに、フェライトと隣接する金属組織のうち、マルテンサイトを同定する。白い色調で内部に下部組織が認められる金属組織がマルテンサイトである。フェライトと隣接する金属組織の個数、およびそれに占めるマルテンサイトの個数の割合を算出する。

【0053】

「鋼板の表面から板厚方向に $100\mu\text{m}$ 深さの位置を起点として、板厚中心部位置まで $30\mu\text{m}$ 間隔で求めた荷重 50gf のピッカース硬さの最大値と最小値との差」は、以下のようにして決定される。まず、鋼板の表面から板厚方向に $100\mu\text{m}$ 位置を起点として、板厚方向に沿って $30\mu\text{m}$ 間隔で、ピッカース硬さを押し込み荷重 50gf で連続的に測定する。これにより得られた複数の硬さ測定値の最大値及び最小値の差を算出する。なお、板厚方向に並ぶ各測定点の間隔は、可能な場合には圧痕の4倍以上の距離とすることが好ましい。本明細書において「圧痕の4倍以上の距離」とは、ピッカース硬さの測定の際にダイヤモンド圧子によって生じた圧痕の矩形状開口における対角線の長さの4倍以上の距離を意味するものである。

10

【0054】

次に、本実施形態に係る鋼板の成分組成の限定理由について説明する。以下、成分組成に係る%は質量%を意味する。

【0055】

20

成分組成

C： 0.07% 以上、 0.15% 以下

Cは、所定量のマルテンサイトを確保し、鋼板の強度を向上させる元素である。Cが 0.07% 未満であると、所定量のマルテンサイトを得ることが難しく、引張最大強度 900MPa 以上を確保することができないので、Cは 0.07% 以上とする。Cは好ましくは 0.09% 以上、 0.10% 以上、又は 0.12% 以上である。

【0056】

一方、Cが 0.15% を超えると、フェライトの生成が抑制されて、伸び性が低下するので、Cは 0.15% 以下とする。Cは好ましくは 0.14% 以下、 0.13% 以下、又は 0.12% 以下である。

30

【0057】

Si + Al： 0.20% 以上、 2.50% 以下

SiとAlは、所定量のグラニューパーベイナイトを得るために必須の元素である。グラニューパーベイナイトは、ベイニティックフェライトの界面に存在する転位が、熱処理により回復し、これによりベイニティックフェライトが塊状となった金属組織である。

【0058】

そのため、一度、ベイニティックフェライトの界面にセメンタイトが生成すると、グラニューパーベイナイトを得ることができない。Si及びAlは、セメンタイトの生成を抑制する作用をなす元素である。

【0059】

40

Si + Al (Si含有量とAl含有量との合計)が 0.20% 未満であると、セメンタイトの生成を抑制する作用効果が十分に得られず、グラニューパーベイナイトを、所定の面積率で得ることが困難になる。そのため、Si + Alは 0.20% 以上とする。Si + Alは好ましくは 0.25% 以上、 0.30% 以上、又は 0.40% 以上である。

【0060】

一方、Si + Alが 2.50% を超えると、Si及び/又はAlの過剰添加で、スラブ割れが生じるので、Si + Alは 2.50% 以下とする。Si + Alは好ましくは 2.00% 以下、 1.80% 以下、又は 1.60% 以下である。

【0061】

Mn + Cr： 1.20% 以上、 4.00% 以下

50

Mn及び/又はCrは、強度の向上に寄与する元素であり、また、連続焼鈍設備又は連続溶融亜鉛めっき設備での熱処理時に生じるフェライト変態を抑制する作用をなす元素である。

【0062】

Mn + Cr (Mn含有量とCr含有量との合計) が1.20%未満であると、その効果が十分に発現せず、所要の面積率を超えるフェライトが生成し、900MPa以上の引張強度を得ることができない。そのため、Mn + Crは1.20%以上とする。Mn + Crは好ましくは1.30%以上、1.40%以上、又は1.50%以上である。Mn + Crはさらに好ましくは1.80%以上である。

【0063】

一方、Mn + Crが4.00%を超えると、フェライト変態が過度に抑制され、所定量のフェライトを確保することができず、伸び性が低下する。そのため、Mn + Crは4.00%以下とする。Mn + Crは好ましくは3.00%以下、2.70%以下、又は2.50%以下である。

【0064】

P: 0%以上、0.040%以下

Pは、不純物元素で、鋼板の板厚中央部に偏析して靱性を阻害し、また、溶接部を脆化させる元素である。Pが0.040%を超えると、溶接部強度や穴広げ性が著しく低下する。そのため、Pは0.040%以下とする。Pは好ましくは0.030%以下、0.020%以下、又は0.010%以下である。

【0065】

Pは、少ないほど好ましく、下限は特に限定しない。P含有量が0%であってもよい。一方、実用鋼板でPを0.0001%未満に低減すると、製造コストが大幅に上昇し、経済的に不利になる。そのため、P下限値を0.0001%、0.0002%、又は0.0005%としてもよい。

【0066】

S: 0%以上、0.010%以下

Sは、不純物元素で、溶接性を阻害し、また、鑄造時と熱延時の製造性を阻害する元素である。また、Sは、粗大なMnSを形成して、穴広げ性を阻害する元素でもある。Sが0.010%を超えると、溶接性の低下、製造性の低下、及び、穴広げ性の低下が顕著になる。そのため、Sは0.010%以下とする。Sは好ましくは0.008%以下、0.005%以下、又は0.004%以下である。

【0067】

Sは、少ないほど好ましく、下限は特に限定しない。S含有量が0%であってもよい。一方、実用鋼板でSを0.0001%未満に低減すると、製造コストが大幅に上昇し、経済的に不利になる。そのため、S下限値を0.0001%、0.0002%、又は0.0005%としてもよい。

【0068】

N: 0%以上、0.010%以下

Nは、粗大な窒化物を形成し、曲げ性や穴広げ性を阻害し、また、溶接時のブローホールの発生原因となる元素である。Nが0.010%を超えると、穴広げ性の低下や、ブローホールの発生が顕著となる。そのため、Nは0.010%以下とする。N含有量は0.008%以下、0.006%以下、又は0.005%以下であってもよい。

【0069】

Nは、少ないほど好ましく、下限は特に限定しない。N含有量が0%であってもよい。一方、実用鋼板でNを0.0005%未満に低減すると、製造コストが大幅に上昇し、経済的に不利になる。そのため、N下限値を0.0005%、0.0008%、又は0.0010%としてもよい。

【0070】

O: 0%以上、0.006%以下

10

20

30

40

50

Oは、粗大な酸化物を形成し、曲げ性や穴広げ性を阻害し、また、溶接時のブローホールの発生原因となる元素である。Oが0.006%を超えると、穴広げ性の低下や、ブローホールの発生が顕著となる。そのため、Oは0.006%以下とする。O含有量は0.005%以下、0.004%以下、又は0.002%以下であってもよい。

【0071】

Oは、少ないほど好ましく、下限は特に限定しない。O含有量が0%であってもよい。一方、実用鋼板でOを0.0005%未満に低減すると、製造コストが大幅に上昇し、経済的に不利になる。そのため、O下限値を0.0005%、0.0006%、又は0.0008%としてもよい。

【0072】

本実施形態に係る鋼板の成分組成は、上記元素の他、特性向上を目的として、Mo：0%以上、0.50%以下、Ti：0%以上、0.20%以下、Nb：0%以上、0.20%以下、B：0%以上、0.010%以下、V：0%以上、0.50%以下、Cu：0%以上、1.00%以下、W：0%以上、0.1%以下、Ta：0%以上、0.1%以下、Ni：0%以上、1.00%以下、Sn：0%以上0.05%以下、Sb：0%以上、0.05%以下、As：0%以上、0.05%以下、Mg：0%以上、0.05%以下、Ca：0%以上、0.040%以下、Y：0%以上、0.05%以下、Zr：0%以上、0.05%以下、La：0%以上、0.05%以下、Ce：0%以上、0.05%以下からなる元素群から選択される一種又は二種以上を含んでもよい。なお本実施形態に係る鋼板において、これらは任意元素である。本実施形態に係る鋼板において、これら任意元素の含有量は、これら任意元素のそれぞれについて以下に示した下限値未満（0%を含む）であってもよい。

【0073】

Mo：0～0.50%

Moは、Crと同様に鋼板の高強度化に寄与する元素である。この効果は微量であっても得ることができる。Moの含有量は0%でも良いが、上記効果を得るためには、Moの含有量は、0.01%以上、0.02%以上、又は0.05%以上であることが好ましい。一方、Moの含有量が0.50%を超えると、粗大なMo炭化物が形成され、鋼板の冷間成形性が低下する虞がある。このため、Moの含有量は0.50%以下、0.40%以下、又は0.20%以下であることが好ましい。

【0074】

Ti：0～0.20%

Tiは、炭化物の形態制御に重要な元素である。Tiによってフェライトの強度増加が促され得る。また、Tiは、粗大なTi酸化物又はTiNを形成して鋼板の成形性を低下させる虞がある元素である。よって、鋼板の成形性を確保する観点からは、Tiの含有量は、少ないほど好ましく、0.20%以下、0.10%以下、又は0.05%以下とすることが好ましく、0%であってもよい。ただし、Tiの含有量を0.001%未満に低減することは精錬コストの過度な増加を招くため、Tiの含有量の下限を0.001%、0.002%、又は0.003%としてもよい。

【0075】

Nb：0～0.20%

Nbは、Tiと同様に炭化物の形態制御に有効な元素であり、組織を微細化して鋼板の靱性の向上にも効果的な元素である。この効果は微量であっても得ることができる。Nbの含有量は0%でも良いが、上記効果を得るためには、Nbの含有量を0.0001%以上、0.0005%以上、又は0.0010%以上とすることが好ましい。ただし、Nbの含有量が多すぎると、微細で硬質なNb炭化物が多数析出し、鋼板の強度上昇とともに延性の顕著な劣化を招き、鋼板の成形性が低下する虞がある。このため、Nbの含有量は0.20%以下、0.15%以下、又は0.10%以下であることが好ましい。

【0076】

B：0～0.010%

10

20

30

40

50

Bは、オーステナイトからの冷却過程においてフェライト及びパーライトの生成を抑え、ベイナイト又はマルテンサイト等の低温変態組織の生成を促す元素である。また、Bは、鋼の高強度化に有益な元素である。この効果は微量であっても得ることができる。Bの含有量は0%でも良いが、上記効果を得るためには、Bの含有量を0.0001%以上、0.0005%以上、又は0.0010%以上とすることが好ましい。ただし、Bの含有量が多すぎると、粗大なB酸化物が生成され、当該B酸化物がプレス成型時にボイドの発生起点となり、鋼板の成形性が低下する虞がある。このため、Bの含有量は0.010%以下、0.008%以下、又は0.005%以下であることが好ましい。なお、0.0001%未満のBの同定には分析に細心の注意を払う必要がある。B含有量が分析装置の検出下限を下回る場合、B含有量が0%とみなされる場合もある。

10

【0077】

V：0～0.50%

Vも、TiやNbと同様に、炭化物の形態制御に有効な元素であり、組織を微細化して鋼板の靱性の向上にも効果的な元素である。Vの含有量は0%でも良いが、上記効果を得るためには、Vの含有量は0.001%以上、0.005%以上、又は0.010%以上であることが好ましい。ただし、Vの含有量が多すぎると、微細なV炭化物が多数析出して鋼材の強度上昇と延性の低下を招き、鋼板の成形性が低下する虞がある。このため、Vの含有量は0.50%以下、0.40%以下、又は0.30%以下であることが好ましい。

【0078】

Cu：0～1.00%

Cuは、鋼板の強度の向上に寄与する元素である。この効果は微量であっても得ることができる。Cuの含有量は0%でも良いが、上記効果を得るためには、Cuの含有量が0.001%以上、0.005%以上、又は0.010%以上であることが好ましい。ただし、Cuの含有量が多すぎると、赤熱脆性を招いて熱間圧延での生産性を低下させる虞がある。このため、Cuの含有量は1.00%以下、0.80%以下、又は0.50%以下であることが好ましい。

20

【0079】

W：0～0.10%

Wも、Nb、Vと同様に、炭化物の形態制御と鋼板の強度の向上に有効な元素である。Wの含有量は0%でも良いが、上記効果を得るためには、Wの含有量が0.001%以上、0.005%以上、又は0.010%以上であることが好ましい。一方、Wの含有量が多すぎると、微細なW炭化物が多数析出して鋼板の強度上昇と延性の低下を招き、鋼板の冷間加工性を低下させる虞がある。このため、Wの含有量は0.10%以下、0.08%以下、又は0.05%以下であることが好ましい。

30

【0080】

Ta：0～0.10%

Taも、Nb、V、Wと同様に、炭化物の形態制御と鋼板の強度の向上に有効な元素である。Taの含有量は0%でも良いが、上記効果を得るためには、Taの含有量が0.001%以上、0.005%以上、又は0.010%以上であることが好ましい。一方、Taの含有量が多すぎると、微細なTa炭化物が多数析出して鋼板の強度上昇と延性の低下を招き、鋼板の冷間加工性を低下させる虞がある。このため、Taの含有量は0.10%以下であることが好ましく、0.02%以下であることがより好ましく、0.010%以下であることが更に好ましい。

40

【0081】

Ni：0～1.00%

Niは、鋼板の強度の向上に有効な元素である。Niの含有量は0%でも良いが、上記効果を得るためには、Niの含有量が0.001%以上、0.005%以上、又は0.010%以上であることが好ましい。一方、Niの含有量が多すぎると、鋼板の延性が低下して成形性の低下を招く虞がある。このため、Niの含有量は1.00%以下、0.80%以下、又は0.50%以下であることが好ましい。

50

【 0 0 8 2 】

S n : 0 ~ 0 . 0 5 0 %

S n は、鋼板の原料としてスクラップを用いた場合に、鋼板に含有され得る元素である。また、S n は、フェライトの脆化による鋼板の冷間成形性の低下を引き起こす虞がある。このため、S n の含有量は少ないほど好ましい。S n の含有量は、0 . 0 5 0 % 以下であることが好ましく、0 . 0 4 0 % 以下、又は 0 . 0 3 0 % 以下であることがより好ましく、0 % であってもよい。しかし、S n の含有量を 0 . 0 0 1 % 未満へ低減することは精錬コストの過度な増加を招くため、S n の含有量を 0 . 0 0 1 % 以上、0 . 0 0 5 % 以上、又は 0 . 0 1 0 % 以上としてもよい。

【 0 0 8 3 】

C o : 0 ~ 0 . 5 0 %

C o は、N i と同様に鋼板の強度の向上に有効な元素である。C o の含有量は 0 % でも良いが、上記効果を得るためには、C o の含有量が 0 . 0 0 1 % 以上、0 . 0 0 5 % 以上、又は 0 . 0 1 0 % 以上であることが好ましい。一方、C o の含有量が多すぎると、鋼板の延性が低下して成形性の低下を招く虞がある。このため、C o の含有量は 0 . 5 0 % 以下、0 . 4 0 % 以下、又は 0 . 3 0 % 以下であることが好ましい。

【 0 0 8 4 】

S b : 0 ~ 0 . 0 5 0 %

S b は、S n と同様に、鋼板の原料としてスクラップを用いた場合に鋼板に含有され得る元素である。S b は、粒界に強く偏析して粒界の脆化及び延性の低下や、冷間成形性の低下を招く虞がある。このため、S b の含有量は少ないほど好ましい。S b の含有量は、0 . 0 5 0 % 以下であることが好ましく、0 . 0 4 0 % 以下又は 0 . 0 3 0 % 以下であることがより好ましく、0 % であってもよい。しかし、S b の含有量を 0 . 0 0 1 % 未満へ低減することは精錬コストの過度な増加を招くため、S b の含有量を 0 . 0 0 1 % 以上、0 . 0 0 5 % 以上、又は 0 . 0 1 0 % 以上としてもよい。

【 0 0 8 5 】

A s : 0 ~ 0 . 0 5 0 %

A s は、S n、S b と同様に、鋼板の原料としてスクラップを用いた場合に鋼板に含有され得る元素である。A s は、粒界に強く偏析する元素であり、冷間成形性の低下を招く虞がある。このため、A s の含有量は少ないほど好ましい。A s の含有量は、0 . 0 5 0 % 以下であることが好ましく、0 . 0 4 0 % 以下又は 0 . 0 3 0 % 以下であることがより好ましく、0 % であってもよい。しかし、A s の含有量を 0 . 0 0 1 % 未満へ低減することは精錬コストの過度な増加を招くため、A s の含有量を 0 . 0 0 1 % 以上、0 . 0 0 5 % 以上、又は 0 . 0 1 0 % 以上としてもよい。

【 0 0 8 6 】

M g : 0 ~ 0 . 0 5 0 %

M g は、硫化物や酸化物の形態を制御し、鋼板の曲げ成形性の向上に寄与する。この効果は微量であっても得ることができる。M g の含有量は 0 % でも良いが、上記効果を得るためには、M g の含有量が 0 . 0 0 0 1 % 以上、0 . 0 0 5 % 以上、又は 0 . 0 1 0 % 以上であることが好ましい。しかし、M g の含有量が多すぎると、粗大な介在物の形成による冷間成形性の低下を引き起こす虞がある。このため、M g の含有量は、0 . 0 5 0 % 以下であることが好ましく、0 . 0 4 0 % 以下又は 0 . 0 3 0 % 以下であることがより好ましい。

【 0 0 8 7 】

C a : 0 ~ 0 . 0 4 0 %

C a は、M g と同様に、微量で硫化物の形態を制御できる元素である。C a の含有量は 0 % でも良いが、上記効果を得るためには、C a の含有量は 0 . 0 0 1 % 以上、0 . 0 0 5 % 以上、又は 0 . 0 1 0 % 以上であることが好ましい。しかし、C a の含有量が多すぎると、粗大な C a 酸化物が生成され、当該 C a 酸化物が冷間成形時に割れ発生の起点となり得る。このため、C a の含有量は、0 . 0 4 0 % 以下であることが好ましく、0 . 0 3

10

20

30

40

50

0 % 以下又は 0 . 0 2 0 % 以下であることがより好ましい。

【 0 0 8 8 】

Y : 0 ~ 0 . 0 5 0 %

Y は、M g、C a と同様、に微量で硫化物の形態を制御できる元素である。Y の含有量は 0 % でも良いが、上記効果を得るためには、Y の含有量は 0 . 0 0 1 % 以上、0 . 0 0 5 % 以上、又は 0 . 0 1 0 % 以上であることが好ましい。しかし、Y の含有量が多すぎると、粗大な Y 酸化物が生成され、冷間成形性が低下する虞がある。このため、Y の含有量は、0 . 0 5 0 % 以下であることが好ましく、0 . 0 4 0 % 以下又は 0 . 0 3 0 % 以下であることがより好ましい。

【 0 0 8 9 】

Z r : 0 ~ 0 . 0 5 0 %

Z r は、M g、C a、Y と同様に、微量で硫化物の形態を制御できる元素である。Z r の含有量は 0 % でも良いが、上記効果を得るためには、Z r の含有量は 0 . 0 0 1 % 以上、0 . 0 0 5 % 以上、又は 0 . 0 1 0 % 以上であることが好ましい。しかし、Z r の含有量が多すぎると、粗大な Z r 酸化物が生成され、冷間成形性が低下する虞がある。このため、Z r の含有量は、0 . 0 5 0 % 以下であることが好ましく、0 . 0 4 0 % 以下又は 0 . 0 3 0 % 以下であることがより好ましい。

【 0 0 9 0 】

L a : 0 ~ 0 . 0 5 0 %

L a は、微量で硫化物の形態制御に有効な元素である。L a の含有量は 0 % でも良いが、上記効果を得るためには、L a の含有量は 0 . 0 0 1 % 以上、0 . 0 0 5 % 以上、又は 0 . 0 1 0 % 以上であることが好ましい。しかし、L a の含有量が多すぎると、L a 酸化物が生成され、冷間成形性が低下する虞がある。このため、L a の含有量は、0 . 0 5 0 % 以下であることが好ましく、0 . 0 4 0 % 以下又は 0 . 0 3 0 % 以下であることがより好ましい。

【 0 0 9 1 】

C e : 0 ~ 0 . 0 5 0 %

C e は、L a と同様に微量で硫化物の形態を制御できる元素である。C e の含有量は 0 % でも良いが、上記効果を得るためには、C e の含有量は 0 . 0 0 1 % 以上、0 . 0 0 5 % 以上、又は 0 . 0 1 0 % 以上であることが好ましい。しかし、C e は粒界に強く偏析して粒界炭化物の個数比率の低下を招く元素であり、粒界炭化物の個数比率が低下すると鋼板の成形性が低下する虞がある。このため、C e の含有量は、0 . 0 5 0 % 以下であることが好ましく、0 . 0 4 0 % 以下又は 0 . 0 3 0 % 以下であることがより好ましい。

【 0 0 9 2 】

本実施形態に係る鋼板の成分組成において、上記元素を除く残部は、F e 及び不純物である。不純物は、鋼原料から及び / 又は製鋼過程で混入し、本実施形態に係る鋼板の特性を阻害しない範囲で、存在が許容される元素である。

【 0 0 9 3 】

本実施形態に係る鋼板は、めっき層を有してもよい。本実施形態に係る鋼板のめっき層は、熔融亜鉛めっき層、又は、熔融亜鉛合金めっき層（亜鉛と、S i 及び A l 等の追加元素との合金から構成されるめっき層）であればよく、また、これらめっきを合金化した合金化熔融亜鉛めっき層（合金化めっき層）であればよい。また、本実施形態に係る鋼板が別のめっき層（例えばアルミめっき層等）を有することも妨げられない。

【 0 0 9 4 】

熔融亜鉛めっき層、及び、熔融亜鉛合金めっき層は、F e を 7 質量 % 未満含有するめっき層が好ましく、また、合金化めっき層は、F e を 7 質量 % 以上 1 5 質量 % 以下含有するめっき層が好ましい。熔融亜鉛めっき層、熔融亜鉛合金めっき層、及び合金化めっき層において、亜鉛及び F e 以外の成分は特に限定されず、通常の範囲内で種々の構成を採用することができる。

【 0 0 9 5 】

10

20

30

40

50

次に、本実施形態に係る鋼板の製造方法について説明する。

【0096】

本実施形態に係る鋼板は、次のように製造する。本実施形態に係る鋼板の成分組成を有する鑄造スラブを、

(a-1) 880 以上で仕上げ圧延を完了し、

(a-2) 仕上げ圧延完了温度から巻取り温度までの平均冷却速度が20 /秒以上で冷却し、

(a-3) 巻取り温度が680 以下とするように熱間圧延し、熱延鋼板とし、

(b) 熱延鋼板を、酸洗後、冷間圧延に供して冷延鋼板とし、次いで、

(c) 前記冷延鋼板を、650 以下の温度範囲の加熱速度を0.7 /秒以上10 /秒以下として加熱し、650 以上Ac1点以下の温度範囲で加熱速度を切り替えて、Ac1点以上(Ac1+20)以下での加熱速度が0.6 /秒以上2.0 /秒以下となるようにさらに加熱し、

(d) その後、(Ac1+30)以上、900 以下の最高加熱温度まで加熱し、前記温度域で10秒以上500秒以下の温度保持を行い、

(e) 好ましくは、650 以上750 以下の温度範囲まで0.5 /秒以上20 /秒以下の冷却速度で冷却する徐冷帯を設け、

580 以上650 以下での平均冷却速度を5 /秒以上とし、

(f-1) 480 以上580 以下の温度範囲にある第1の停留温度まで冷却し、この温度範囲で10秒以上100秒以内停留させ

(f-2) 500 以上630 以下の温度範囲にある第2の停留温度で10秒以上500秒以下停留させ、次いで、めっきをする場合は(g)工程を実施し、めっきをしない場合は室温まで冷却する。

(g) めっきする場合は、(f-2)工程の後、鋼板を、(亜鉛めっき浴温度-40)~(亜鉛めっき浴温度+50) に冷却して、熔融亜鉛めっき浴に浸漬して、熔融亜鉛めっきを施し、必要に応じ、熔融亜鉛めっき層に合金化処理を施す。

(h) 焼戻しを行う場合は、滞留後の鋼板、熔融亜鉛めっき若しくは熔融亜鉛合金めっきを有する鋼板、又は合金化熔融亜鉛めっきを有する鋼板を、500 以下の温度域で焼き戻す。焼戻しはオンラインで行ってもよいし、連続焼鈍後にオフラインで行ってもよい。オンラインで行う場合は、(f)あるいは(g)工程後の冷却中に、室温以上300 以下の温度域に冷却した後、200 以上400 以下の温度に加熱すればよい。

以下、工程条件について説明する。

【0097】

(a-1) 仕上げ圧延完了温度：880 以上

本実施形態に係る鋼板は、900MPa以上の引張最大強度を確保するために、合金元素を比較的多く含有している。そのため、熱間圧延の際、圧延荷重を大きくする必要がある。熱間圧延は高温で行うことが好ましい。また、熱間圧延の際、粗圧延鋼板を接合して、連続的に熱間圧延を行ってもよい。

【0098】

仕上げ圧延は、880 以上で完了する。仕上げ圧延完了温度域が、880 未満では、圧延荷重が過大になり生産性を劣化させる可能性があるため、880 以上とする。また、(オーステナイト+フェライト)の2相温度域圧延になると、熱延後の形状が悪化し、以降の通板ができなくなる。なお、仕上げ圧延完了温度の上限は特に規定されないが、仕上げ圧延完了温度が950 以上では、生産性を劣化させるため、仕上げ圧延完了温度の上限を950 とすることが好ましい。

【0099】

(a-2) 仕上げ圧延完了温度から巻取り温度までの平均冷却速度：20 /秒以上

鑄造によって製造したスラブは、中心偏析やミクロ偏析を有している。ミクロ偏析は、圧延によって圧延方向に伸長することで、板厚方向に沿って交互に、濃化領域と希薄領域とがバンド状に形成される。このようなバンド状の元素偏析は、特にマンガで顕著であ

10

20

30

40

50

り、以降の工程を経ても鋼板中に残存し、連続焼鈍中の組織形成に影響を及ぼし、板厚方向の不均一性を高めてしまい、成形性を劣化させる原因となる。

【0100】

仕上げ圧延完了から巻取りまでにパーライト変態が進行すると、鋼板の板厚方向に沿った測定において確認される元素のバンド状の偏析が促進される。これは、パーライト中のセメンタイトにマンガンが濃化するためであり、パーライト変態が進行しない場合と比較し、板厚方向に沿った測定で確認されるマンガンの濃度差が大きくなる。これを防ぐためには、仕上げ圧延完了温度から巻取り温度までの平均冷却速度（仕上圧延完了温度と巻取温度との差を、仕上圧延の終了から巻取の開始までに要した時間で割った値）を20 / 秒以上とする必要がある。仕上げ圧延完了温度から巻取り温度までの平均冷却速度は、好ましくは50 / 秒以上、より好ましくは100 / 秒以上である。

10

【0101】

(a-3) 巻取り温度：680 以下

熱延鋼板は、680 以下の温度域で巻き取る。巻取温度が680 を超えると、パーライト変態が進行し、上述のように板厚方向に沿った測定で確認される元素の濃淡が大きくなり、連続焼鈍後の成形性が劣化するので、巻取温度域は、680 以下とする。巻取温度は好ましくは550 以下、より好ましくは450 以下である。巻取温度の下限は特に定めないが、室温以下の温度で巻き取ることは、技術的に困難であるので、室温が実質的な下限である。

【0102】

20

(b) 熱延鋼板を、酸洗後、冷間圧延に供して冷延鋼板（以下「鋼板」）とする。

熱延後は、酸洗、及び冷間圧延に供する。これらの工程に制約は特にはない。例えば、酸洗は、一回でもよいし、必要に応じ複数回に分けて行ってもよい。冷間圧延は、10 % 以上、80 % 以下程度の圧下率を確保できる範囲で、適宜、圧延パスの回数、パス毎の圧下率を設定すればよい。

【0103】

900 MPa 以上の強度を得るためには、硬質組織を所定量得る必要がある。そのため、以下のように加熱速度を切り替える加熱を行う。

(c1) 室温から650 まで、0.7 / 秒以上、且つ好ましくは10 / 秒以下の加熱速度で加熱する。

30

(c2) 650 以上Ac1点以下の温度範囲で、加熱速度を切り替える。

(c3) Ac1点以上Ac1点+20 の温度範囲の加熱速度を0.6 / 秒以上2 / 秒以下として加熱する。

【0104】

Ac1点以上Ac1点+20 の温度範囲は、オーステナイト（ γ 組織）が生成し始める時期である。この温度範囲における加熱速度が0.6 未満である場合、Mnが偏析した部分において優先的にオーステナイト粒成長が生じる。そのため、オーステナイト粒を均一に分散させることができない。一方、この温度範囲における加熱速度が2 / 秒超であると、いわゆる過加熱によってオーステナイトの生成が遅延し、高い温度域でオーステナイトが生成することとなる。この場合、Mnが偏析した部分において急速なオーステナイト成長が生じ、従って、オーステナイト粒を均一に分散させることができない。以上の理由により、Ac1点以上Ac1点+20 の温度範囲の加熱速度を0.6 / 秒以上2 / 秒以下として加熱する必要がある。

40

【0105】

また、室温から650 までの温度範囲では、加熱速度を0.7 / 秒以上10 / 秒以下とする。加熱速度を0.7 / 秒以上とすることにより、フェライトの再結晶を十分に進めることができる。ただし、加熱速度が高すぎると、Ac1点以上Ac1点+20 の温度範囲における加熱速度を上述の範囲にすることが困難になると予想される。そのため、鋼板の温度が650 に至るまでの加熱速度は、10 / 秒以下とすることが好ましい。

50

【 0 1 0 6 】

また、 $A c 1$ 点以上 $A c 1 + 20$ の温度範囲における加熱速度を 0.6 / 秒以上 2 / 秒以下とするためには、この温度範囲よりも若干低い温度域に鋼板温度が達した時点で、加熱速度の切り替えを開始しなければならない。具体的には、鋼板温度が 650 以上 $A c 1$ 点以下の温度範囲にあるときに、加熱速度を切り替える必要がある。切り替え温度が 650 未満である場合は、フェライト粒の未再結晶領域が残存し、最終的に得られる鋼板の伸びが減少する。一方、切り替え温度が $A c 1$ 点以下超である場合、上述の過加熱を抑制することができない。

【 0 1 0 7 】

なお、「加熱速度」は「平均加熱速度」とは異なる概念である。本実施形態に係る鋼板の製造方法では、 $A c 1$ 点以上 $A c 1 + 20$ 以下の温度範囲において、鋼板の温度の加熱速度を常に上記範囲内としなければならない。

【 0 1 0 8 】

(d) 最高加熱温度 : $A c 1 + 30$ 以上、 900 以下、且つ保持時間 : 10 秒以上 500 秒以下

$900 MPa$ 以上の強度を得るためには、硬質組織を所定量得る必要がある。最高加熱温度が、 $A c 1 + 30$ 未満である場合、又は保持時間が 10 秒未満である場合には、焼鈍中のオーステナイトの生成が抑制され、最終組織として、所定量の硬質組織を得ることができず、引張強度 $900 MPa$ を満たすことができない。

【 0 1 0 9 】

一方、焼鈍温度域が 900 を超える場合、又は保持時間が 500 秒を超える場合には、オーステナイトの粒成長が進行して、フェライト変態が過度に抑制され、最終組織において、所定量のフェライトを得ることができず、延性が低下するので、焼鈍温度域は 900 以下とする。焼鈍温度域は好ましくは 850 以下である。なお、保持時間とは、鋼板の温度が最高加熱温度で等温保持される時間を意味する。

【 0 1 1 0 】

鋼板を上記温度範囲内まで加熱する際の雰囲気は特に限定されないが、例えば、露点が -15 以上、 20 以下の雰囲気において鋼板の加熱を行ってもよい。これにより、鋼板表面の脱炭が進み、鋼板の曲げ性を一層高めることができる。さらに、 Si や Mn の易酸化性元素の酸化が進むので、めっき密着性を高めることもできる。具体的には、鋼板を加熱する際の露点を -15 以上とすることで、適切に脱炭を進行させつつ、 Si や Mn の外部酸化状態を抑制することが可能となり、一層良好なめっき密着性を確保することができる。鋼板を加熱する際の露点は、一層好ましくは -10 以上である。また、鋼板を加熱する際の露点を 20 以下とすることで、過度な脱炭の進行、および鋼板の表面状態の悪化をもたらす素地鋼板自体の酸化を抑制することができる。鋼板を加熱する際の露点は好ましくは -24 以下である。

鋼板の周囲の雰囲気を制御する手段は特に限定されない。例えば、鋼板の加熱及び温度保持を連続焼鈍ラインの加熱炉及び均熱炉において行い、これらの炉内雰囲気を上述の範囲内に制御すればよい。

【 0 1 1 1 】

(e) 鋼板を上述の最高加熱温度で保持した後、好ましくは、 650 以上 750 以下の温度範囲まで 0.5 / 秒以上 20 / 秒以下の平均冷却速度で冷却する徐冷帯を、製造ラインに設けてもよい。ただし、徐冷帯を設ける場合、平均冷却速度を 0.5 / 秒以上とする必要がある。徐冷帯での平均冷却速度が小さすぎる場合、フェライト量が過剰となり、引張強さが不足する。なお、平均冷却速度とは、最高加熱温度から徐冷帯出口における鋼板温度までの温度範囲における平均冷却速度のことである。最高加熱温度と徐冷帯出口での鋼板温度との差を、鋼板温度が最高加熱温度から徐冷帯出口での鋼板温度まで低下するまでの温度で割った値である。

一方、 580 以上 650 以下の温度範囲では、上述の徐冷帯の有無にかかわらず、平均冷却速度を 5 / 秒以上とする。これにより、フェライトの過度の生成を抑制するこ

10

20

30

40

50

とができる。

【 0 1 1 2 】

本実施形態に係る鋼板の製造方法では、所定量のグラニューラーベイナイトを生成する必要がある。そのために、焼鈍後に以下のように温度制御をする必要がある。

(f - 1) 4 8 0 以上 5 8 0 以下の温度範囲にある第 1 の停留温度まで冷却し、この温度範囲で 1 0 秒以上 1 0 0 秒以下停留させ

(f - 2) 5 0 0 以上 6 3 0 以下の温度範囲にある第 2 の停留温度で 1 0 秒以上 5 0 0 秒以下停留させ、次いで、室温まで冷却する。

【 0 1 1 3 】

焼鈍は、A c 1 + 3 0 以上、9 0 0 以下の最高加熱温度で行われる。この最高加熱温度での温度保持の完了後に、まず、鋼板の温度を 4 8 0 以上 5 8 0 以下の温度範囲まで低下させる。この際、上述した徐冷帯を経由して鋼板を冷却してもよい。そして、鋼板の温度を、4 8 0 以上 5 8 0 以下の温度範囲にある第 1 の停留温度で 1 0 秒以上 1 0 0 秒以内停留させる。4 8 0 以上 5 8 0 以下の温度範囲では、鋼板に炭化物が生じず、且つ、鋼板内にベイニティックフェライトが生じる。これにより、後続の熱処理におけるグラニューラーベイナイトの生成を一層促進することができる。

【 0 1 1 4 】

さらに、4 8 0 以上 5 8 0 以下の温度範囲にある第 1 の停留温度において鋼板の温度を 1 0 秒以上 1 0 0 秒以下保持した後で、鋼板を 5 0 0 以上 6 3 0 以下の温度範囲にする。必要に応じて鋼板を再加熱してもよい。そして、鋼板の温度を 5 0 0 以上 6 3 0 以下の温度範囲にある第 2 の停留温度において 1 0 秒以上 5 0 0 秒以下停留させる。これにより、ベイニティックフェライトに回復現象（金属を高温で保持することによって、原子が拡散し、格子欠陥が移動し、変態時にベイニティックフェライト内部に導入されたが対消滅し、金属の内部の転位密度が減少する現象）を生じさせることができる。その結果、フェライト及びマルテンサイトの間にグラニューラーベイナイトを形成し、フェライトと隣接するマルテンサイトの個数の割合を 3 0 % 以下にすることができる。

【 0 1 1 5 】

4 8 0 以上 5 8 0 以下の温度範囲における温度保持時間が不足した場合、及び、5 0 0 以上 6 3 0 以下の温度範囲における温度保持時間が不足した場合には、グラニューラーベイナイトが十分に生成しない。一方、4 8 0 以上 5 8 0 以下の温度範囲における温度保持時間が超過した場合、及び、5 0 0 以上 6 3 0 以下の温度範囲における温度保持時間が超過した場合には、グラニューラーベイナイトが過度に生成し、引張強さが大きく低下することとなる。

【 0 1 1 6 】

(g) めっき及び合金化工程

必要に応じて鋼板を、(亜鉛めっき浴温度 - 4 0) ~ (亜鉛めっき浴温度 + 5 0) に冷却して、溶融亜鉛めっき浴又は溶融亜鉛合金めっき浴に浸漬してもよい。溶融亜鉛めっき又は溶融亜鉛合金めっき浴を施した後に、溶融亜鉛めっき又は溶融亜鉛合金めっきに合金化処理を施してもよい。なお、溶融亜鉛めっき浴及び溶融亜鉛合金めっき浴の好ましい条件は略同一であるので、以下では溶融亜鉛めっき浴に関してのみ言及する。

【 0 1 1 7 】

冷却温度域：(亜鉛めっき浴温度 - 4 0) ~ (亜鉛めっき浴温度 + 5 0)

(f) 工程の保持により、所定量のグラニューラーベイナイトが生成した鋼板に、溶融亜鉛めっきを施すため、鋼板を、亜鉛めっき浴温度付近の温度域、即ち、(亜鉛めっき浴温度 - 4 0) ~ (亜鉛めっき浴温度 + 5 0) の温度域に冷却する。

【 0 1 1 8 】

冷却温度域が(亜鉛めっき浴温度 - 4 0) 未満であると、亜鉛めっき浴の温度に対し、鋼板の温度が低すぎて、亜鉛めっき浴に侵入した鋼板により、亜鉛めっき浴温度が低下し、適正な亜鉛めっき浴温度を維持できなくなるので、冷却温度域は(亜鉛めっき浴温度 - 4 0) 以上とする。好ましくは(亜鉛めっき浴温度 - 2 0) 以上である。

【 0 1 1 9 】

一方、冷却温度域が（亜鉛めっき浴温度 + 5 0 ） を超えると、鋼板温度が高すぎて、鋼板が亜鉛めっき浴に侵入する同時に、鋼板表面において、亜鉛と鉄の相互拡散が激しく起こり、亜鉛めっき層の F e 濃度が高くなって脆化するので、冷却温度域は（亜鉛めっき浴温度 + 5 0 ） 以下とする。好ましくは（亜鉛めっき浴温度 + 3 0 ） 以下である。

【 0 1 2 0 】

溶融亜鉛めっき層に施す合金化処理は、溶融亜鉛めっき層を、通常の加熱温度域、即ち 3 0 0 ~ 5 5 0 に加熱して行う。

【 0 1 2 1 】

（ h ） （ f ）工程もしくは（ g ）工程の後、鋼板に焼戻しを行ってもよい。焼戻し工程は、室温への最終冷却途中に所定の温度で保持したり再加熱したりする工程であってもよく、最終冷却が終わった後に所定の温度に再加熱する工程であってもよい。焼戻し工程における加熱の方法は特に限定されない。ただし、鋼板の強度低下を抑制する観点からは、焼戻し工程における保持温度または加熱温度は 5 0 0 以下であることが好ましい。焼戻しはオンラインで行ってもよいし、連続焼鈍後にオフラインで行ってもよい。オンラインで行う場合は、（ f ）あるいは（ g ）工程後の冷却中に、室温以上 3 0 0 以下の温度域に冷却した後、2 0 0 以上 4 0 0 以下の温度に加熱すればよい。

10

【実施例】

【 0 1 2 2 】

（実験 1）

20

表 1 - 1 及び表 1 - 2 に記載の化学組成を有する種々のスラブを材料とし、表 2 - 1 ~ 表 3 - 2 に記載の種々の製造条件に従って、種々の鋼板を製造した。

表 1 - 1 及び表 1 - 2 において、スラブに添加されなかった元素の含有量は空白で示した。また、各スラブの成分の単位は質量 % であり、その残部は鉄及び不純物であった。

最高加熱温度における温度保持時間は、全ての製造条件において 1 0 秒以上 5 0 0 秒以下の範囲内とした。また、冷間圧延時の圧下率は、全ての製造条件において、1 0 ~ 8 0 % の範囲内とした。焼戻しが行われない製造条件における焼戻し温度及び焼戻し時間は空白で示した。めっきを有する場合は、溶融亜鉛めっき層、又は溶融亜鉛合金めっき層の何れかである。

鋼板に関し、発明範囲外の値、及び合否基準に満たなかった値には下線を付した。また、製造条件に関し、適切と考えられる範囲を外れた値には下線を付した。

30

【 0 1 2 3 】

表 2 - 1 及び表 2 - 2 において「徐冷帯無し」と表記された製造条件は、最高加熱温度での温度保持後に、2 段階冷却をしなかったものである。このような製造条件における「5 0 0 までの平均冷却速度」とは、最高加熱温度から停留温度域（温度停留をする温度）までの平均冷却速度を意味する。一方、表 2 - 1 及び表 2 - 2 において「徐冷帯無し」と表記されていない製造条件は、最高加熱温度での温度保持後に、2 段階冷却をしたものである。このような製造条件における「徐冷帯での平均冷却速度」とは、最高加熱温度から徐冷帯での冷却停止温度までの平均冷却速度を意味し、「5 0 0 までの平均冷却速度」とは、徐冷帯での冷却停止温度から停留温度域までの平均冷却速度を意味する。

40

【 0 1 2 4 】

これら鋼板の板厚 1 / 4 部における金属組織、板厚 1 / 4 部におけるフェライトと隣接する金属組織の個数に対するフェライトと隣接するマルテンサイトの個数の割合（表中では「フェライトと接するマルテンサイトの割合」と記載）、鋼板の表面から板厚方向に 1 0 0 μ m 深さの位置を起点として、板厚中心部位置まで 3 0 μ m 間隔で求めた荷重 5 0 g f のピッカース硬さの最大値と最小値との差（表中では「板厚方向の硬さの最大差」と記載）を評価し、表 4 - 1 及び表 4 - 2 に記載した。これらの評価は、上述した方法に準じて実施した。

【 0 1 2 5 】

さらに、これら鋼板の引張強さ（ T S ）、通常伸び（ E l 1 ）、加工部伸び（ E l 2 ）

50

穴広げ性（ λ ）、 α 、及び加工性を評価し、表 5 - 1 及び表 5 - 2 に記載した。これらの評価方法は以下の通りである。

鋼板の引張強さの評価は、長手方向が鋼板の圧延方向に直角となるように、J I S 5 B 試験片を鋼板から採取し、J I S Z 2 2 4 1 : 2 0 1 1 に準拠して引張試験を行うことにより実施した。引張強さが 9 0 0 M P a 以上である鋼板を、引張強さに関して合格と判断した。

鋼板の伸びについては、通常の試験片によって測定された通常伸び（ $E l_1$ ）、及び応力集中部が形成された試験片によって測定された加工部伸び（ $E l_2$ ）の両方で評価した。鋼板の通常伸び $E l_1$ （全伸び $E l$ ）の評価は、引張強さの評価と同じく、長手方向が鋼板の圧延方向に直角となるように、J I S 5 B 試験片を鋼板から採取し、J I S Z 2 2 4 1 : 2 0 1 1 に準拠して引張試験を行うことにより実施した。通常伸び $E l_1$ が 1 0 . 0 % 以上である鋼板を、伸びに関して合格と判断した。加工部伸び $E l_2$ の評価は、鋼板から採取された J I S 5 B 試験片の長手方向中央部 5 に、図 3 に示すように半径 R 3 0 の円形ノッチを付し、これに対して通常伸びの評価と同様に引張試験を行って全伸びを測定することにより行った。加工部伸び $E l_2$ を通常伸び $E l_1$ で割った値（ $E l_2 / E l_1$ ）が 0 . 2 8 0 を上回る鋼板を、応力集中部における変形能に関して合格と判断した。

10

鋼板の穴広げ性（ λ ）の評価は、J I S Z 2 2 5 6 : 2 0 1 0 に準拠して穴広げ試験を行うことにより実施した。穴広げ性が 2 5 . 0 % 以上である鋼板を、穴広げ性に関して合格と判断した。

鋼板の加工性の評価方法は、上記伸び、穴広げ性の下限值を満たし、さらに伸び $\times$ 穴広げ性（ $E l \times \lambda$ ）が 3 0 0 . 0 以上である鋼板を加工性に関して合格と判断した。

20

【 0 1 2 6 】

30

40

50

【表 1 - 1】

No.	C	Si+Al	Mn+Cr	P	S	N	B	Ti	Nb	V	O
1	0.08	0.9	2.7	0.003	0.0017	0.001					0.001
2	0.13	0.4	1.5	0.002	0.0019	0.001	0.002				0.002
3	0.10	0.5	2.1	0.004	0.0006	0.001					0.001
4	0.13	0.5	1.7	0.002	0.0009	0.001	0.001		0.03		0.001
5	0.12	0.6	1.4	0.004	0.0014	0.001	0.002	0.02			0.001
6	0.08	0.5	3.1	0.002	0.0011	0.002					0.001
7	0.11	0.3	3.5	0.004	0.0008	0.001					0.001
8	0.11	0.4	2.3	0.002	0.0010	0.001	0.001				0.001
9	0.14	0.7	1.8	0.003	0.0012	0.002					0.001
10	0.13	0.6	2.5	0.003	0.0008	0.001	0.002	0.02	0.03		0.001
11	0.11	0.6	2.8	0.004	0.0019	0.002					0.001
12	0.09	0.5	2.8	0.002	0.0009	0.001					0.001
13	0.08	0.4	1.8	0.004	0.0009	0.001					0.002
14	0.12	0.7	3.4	0.002	0.0012	0.001		0.03			0.001
15	0.12	0.6	2.8	0.003	0.0004	0.001			0.02		0.001
16	0.14	0.6	2.3	0.002	0.0005	0.001					0.003
17	0.12	0.5	2.5	0.003	0.0017	0.001					0.001
18	0.08	0.7	1.8	0.004	0.0004	0.002					0.001
19	0.08	0.5	1.7	0.002	0.0013	0.001					0.001
20	0.12	0.7	3.2	0.003	0.0013	0.001		0.03			0.001
21	0.10	0.3	2.1	0.004	0.0016	0.001					0.002
22	0.10	0.4	2.8	0.003	0.0018	0.002					0.001
23	0.14	0.5	2.6	0.002	0.0008	0.001					0.001
24	0.09	0.5	2.2	0.002	0.0015	0.003					0.001
25	0.11	0.4	1.7	0.002	0.0013	0.001				0.20	0.001
26	0.10	0.4	2.0	0.002	0.0014	0.002					0.001
27	0.11	0.4	2.3	0.002	0.0005	0.001					0.001
28	0.09	0.5	1.5	0.003	0.0007	0.002					0.001
29	0.14	0.4	1.6	0.003	0.0015	0.001	0.002				0.002
30	0.08	0.3	2.0	0.003	0.0012	0.002					0.001
31	0.10	0.4	2.8	0.002	0.0007	0.002					0.002
32	0.08	0.7	2.6	0.012	0.0079	0.002					0.002
33	0.12	2.2	1.9	0.009	0.0023	0.007					0.002
34	0.10	1.7	1.9	0.002	0.0065	0.005					0.002
35	0.09	1.0	2.6	0.003	0.0076	0.003		0.02	0.03		0.002
36	0.08	1.3	1.8	0.007	0.0067	0.006					0.002
37	0.12	0.9	2.3	0.003	0.0023	0.009					0.002
38	0.11	0.6	1.9	0.006	0.0059	0.006					0.002
39	0.09	0.5	2.2	0.010	0.0088	0.003					0.002
40	0.11	0.5	2.0	0.012	0.0042	0.007					0.002
41	0.10	0.8	3.8	0.016	0.0023	0.008	0.002				0.002
42	0.13	1.9	2.5	0.017	0.0061	0.003					0.002
43	0.15	1.5	2.9	0.018	0.0035	0.001					0.002
44	0.11	1.2	2.0	0.014	0.0025	0.004					0.002
45	0.05	0.5	2.7	0.004	0.0003	0.002					0.002
46	0.22	0.4	2.3	0.002	0.0004	0.001					0.001
47	0.14	0.1	1.7	0.002	0.0008	0.001					0.001
48	0.11	2.7	2.3	0.002	0.0017	0.001					0.001
49	0.10	0.4	1.1	0.004	0.0016	0.001					0.003
50	0.08	0.6	4.3	0.002	0.0013	0.002					0.001
51	0.10	2.3	2.9	0.002	0.0090	0.003		0.008			0.002

10

20

30

40

【 0 1 2 7 】

【表 1 - 2】

No.	Mo	Co	Ni	Cu	W	Ta	Sn	Sb	As	Mg	Ca	Y	Zr	La	Ce
1															
2	0.05														
3															
4															
5	0.04														
6															
7															
8															
9			0.20												
10	0.05														
11															
12									0.01						
13															
14															
15							0.02				0.001				
16															
17								0.02							
18						0.05									
19										0.02					0.02
20					0.02										
21															
22				0.50											
23															
24															
25															
26															
27		0.10													
28	0.05												0.01		
29															
30														0.01	
31															
32															
33															
34															
35															
36															
37															
38												0.03			
39															
40															
41															
42															
43															
44															
45															
46															
47															
48															
49															
50															
51															

10

20

30

40

【 0 1 2 8 】

【表 2 - 1】

No.	仕上げ 圧延完了温度	仕上げ圧 延から巻き 取りまでの 冷却速度	巻き取り 温度	切り替え 前の加熱 速度	650℃～Ac1 温度で加熱 速度を切り 替え	Ac1～ Ac1+20 ℃の加熱 速度	最高加 熱温度	徐冷帯での 冷却停止 温度	徐冷帯で の平均冷 却速度	580℃以 上での冷 却速度
A	919	32	180	2.8	650	0.7	800	徐冷帯無し		32
B	935	76	164	3.7	670	0.7	790	徐冷帯無し		34
C	899	65	351	3.5	670	0.7	790	徐冷帯無し		24
D	944	35	202	5.0	670	0.7	790	徐冷帯無し		27
E	924	30	473	3.5	670	0.7	820	徐冷帯無し		27
F	924	53	264	4.9	670	0.7	810	徐冷帯無し		28
G	932	30	497	0.7	670	0.7	830	徐冷帯無し		24
H	926	39	344	8.3	670	1.0	800	徐冷帯無し		32
I	909	58	549	5.3	670	1.0	790	徐冷帯無し		24
J	902	45	530	4.3	670	1.0	820	徐冷帯無し		22
K	889	94	594	3.0	670	1.0	830	徐冷帯無し		25
L	938	69	430	6.6	680	1.0	747	636	2.1	33.0
M	921	89	239	5.8	680	1.0	800	徐冷帯無し		32
N	910	56	415	5.9	680	1.0	820	徐冷帯無し		23
O	887	76	596	5.1	680	1.0	820	徐冷帯無し		30
P	920	41	305	6.5	680	1.0	832	徐冷帯無し		31
Q	900	43	272	1.6	680	1.6	812	徐冷帯無し		32
R	912	51	339	9.1	680	1.6	830	徐冷帯無し		29
S	929	74	585	7.0	680	1.6	792	徐冷帯無し		22
T	898	27	543	2.1	680	1.6	797	徐冷帯無し		26
U	912	84	450	5.7	680	1.6	799	徐冷帯無し		28
V	901	73	310	8.4	680	1.6	850	680	1.5	30.0
W	906	44	436	8.2	680	1.6	812	徐冷帯無し		31
X	928	64	123	5.3	680	1.6	835	徐冷帯無し		28
Y	895	62	263	5.2	700	1.6	800	徐冷帯無し		23

【 0 1 2 9 】

10

20

30

40

50

【表 2 - 2】

No.	仕上げ 圧延完了 温度	仕上げ圧 延から巻き 取りまでの 冷却速度	巻き取り 温度	切り替え 前の加熱 速度	650℃～Ac1 温度で加熱 速度を切り 替え	Ac1～ Ac1+20 ℃の加熱 速度	最高加 熱温度	徐冷帯での 冷却停止 温度	徐冷帯で の平均冷 却速度	580℃以 上での冷 却速度
Z	924	51	606	2.1	700	1.6	799	徐冷帯無し		29
AA	912	45	611	6.1	700	1.6	820	徐冷帯無し		31
AB	938	64	529	8.9	700	2.0	820	徐冷帯無し		29
AC	895	68	408	9.2	700	2.0	780	徐冷帯無し		34
AD	934	85	332	5.2	700	2.0	800	徐冷帯無し		32
AE	897	91	435	9.3	700	2.0	835	徐冷帯無し		25
AL	830		圧延荷重過大に加え、熱延板形状不良により熱延以降の試験が不可							
AM	893	17	571	5.1	670	1.6	850	徐冷帯無し		29
AN	916	102	414	6.2	670	1.6	840	徐冷帯無し		24
AO	941	45	702	6.6	670	1.6	820	徐冷帯無し		29
AP	908	71	307	0.1	670	1.6	840	徐冷帯無し		26
AQ	927	93	195	51.4	670	1.6	820	徐冷帯無し		30
AR	896	50	284	9.0	670	1.6	700	徐冷帯無し		28
AS	903	67	145	9.0	670	1.6	930	徐冷帯無し		33
AT	917	88	324	9.0	670	1.6	787	637	0.1	33
AU	927	29	531	8.8	670	1.6	787	630	20.7	33
AV	918	50	273	2.2	670	1.6	830	徐冷帯無し		23
AW	929	52	455	1.7	670	1.6	820	徐冷帯無し		25
AX	887	40	320	4.5	670	1.6	815	徐冷帯無し		23
AF	890	32	561	4.9	670	1.6	810	徐冷帯無し		26
AG	927	56	476	6.6	670	1.6	810	徐冷帯無し		4
AH	898	36	401	6.2	670	1.6	816	650	2.9	102
AI	908	39	186	3.8	670	1.6	870	徐冷帯無し		28
AJ	898	94	502	5.0	670	1.6	803	徐冷帯無し		32
AK	929	40	289	5.0	670	1.6	800	徐冷帯無し		41
AY	869	25	592	5.0	670	1.6	856	600	41	71.0
AZ	919	32	180	1	600	0.7	800	徐冷帯無し	32	32
BA	919	32	180	5	730	0.7	800	徐冷帯無し	32	32
BB	919	32	180	5	650	5.0	800	徐冷帯無し	32	32
BC	919	32	180	10	650	0.5	800	徐冷帯無し	32	4
BD	935	76	164	1	670	0.7	790	徐冷帯無し	34	34
BE	935	76	164	1	670	0.7	790	徐冷帯無し	34	34
BF	935	76	164	1	670	0.7	790	徐冷帯無し	34	34
BG	935	76	164	1	670	0.7	790	徐冷帯無し	34	34

【 0 1 3 0 】

10

20

30

40

50

【表 3 - 1】

No.	480～ 580℃での 停留時間	500～ 630℃での 停留時間	めっきの 有無	合金化の 有無	焼戻しの 有無	焼戻し 温度	焼戻し 時間
A	65	20	有	有	有	265	70
B	48	20	有	有	有	262	70
C	55	20	有	有	無		
D	68	20	有	有	有	261	72
E	35	20	有	有	有	262	27
F	26	20	有	有	有	257	87
G	35	20	有	有	無		
H	48	20	有	有	有	262	76
I	39	20	有	有	有	267	70
J	82	20	有	有	有	300	30
K	67	20	有	有	無		
L	28.0	20	有	有	有	252	22
M	48	20	有	有	有	253	93
N	37	20	有	有	有	268	55
O	39	20	有	有	無		
P	22	20	有	有	有	259	41
Q	45	20	無	無	有	257	61
R	54	20	有	有	有	267	46
S	62	20	有	有	有	262	66
T	57	20	有	有	無		
U	41	20	有	有	有	254	86
V	68.0	20	有	有	有	259	26
W	29	40	有	有	有	256	47
X	68	40	有	有	無		
Y	59	40	有	有	有	259	48

【 0 1 3 1 】

【表 3 - 2】

No.	480～ 580℃での 停留時間	500～ 630℃での 停留時間	めっきの 有無	合金化の 有無	焼戻しの 有無	焼戻し 温度	焼戻し 時間
Z	35	40	有	有	無		
AA	46	40	無	無	有	261	89
AB	37	40	有	有	有	263	49
AC	68	40	有	有	有	264	90
AD	55	40	有	有	有	262	67
AE	43	300	有	有	有	259	73
AL	圧延荷重過大に加え、熱延板形状不良により熱延以降の試験が不可						
AM	49	40	有	有	有	255	64
AN	23	40	有	有	無		
AO	73	40	有	有	無		
AP	63	40	無	無	無		
AQ	72	40	有	有	有	252	50
AR	65	40	有	有	有	252	21
AS	23	40	有	有	無		
AT	23	40	有	有	無		
AU	23	40	有	有	有	262	24
AV	110	40	有	有	有	264	90
AW	39	40	有	有	無		
AX	8	40	有	有	有	253	20
AF	47	40	有	有	有	316	190
AG	62	40	有	有	有	265	147
AH	74	40	有	有	有	328	272
AI	3	40	有	有	有	321	160
AJ	400	40	有	有	有	332	56
AK	49	40	有	有	有	314	218
AY	49.0	40	無	無	無		
AZ	20	40	有	有	有	265	70
BA	20	40	有	有	有	265	70
BB	20	40	有	有	有	265	70
BC	20	40	有	有	有	265	70
BD	7	40	有	有	有	262	70
BE	20	5	有	有	有	262	70
BF	20	600	有	有	有	262	70
BG	0	0	有	有	有	262	70

【 0 1 3 2 】

【表 4 - 1】

試験No.	鋼 No.	製法 No.	フェライト	グラニューパー サイト	マルテン サイト	上部ベイナイト および下部ベ イナイト	パーライト	残留オー ステナイト	組織合計	フェライトと 接するマル テンサイト の割合	板厚方向の 硬さの最大差
NN-1	1	A	49	11	30	10	0	0	100	21	23
NN-2	2	B	41	9	31	19	0	0	100	20	16
NN-3	3	C	42	8	31	19	0	0	100	25	22
NN-4	4	D	41	17	30	12	0	0	100	12	14
NN-5	5	E	25	7	45	23	0	0	100	28	11
NN-6	6	F	37	6	33	24	0	0	100	17	9
NN-7	7	G	25	12	52	11	0	0	100	29	15
NN-8	8	H	36	9	39	16	0	0	100	15	8
NN-9	9	I	42	5	32	21	0	0	100	17	32
NN-10	10	J	18	12	55	15	0	0	100	27	25
NN-11	11	K	32	11	48	9	0	0	100	30	33
NN-12	12	L	22	9	54	15	0	0	100	17	32
NN-13	13	M	41	6	31	22	0	0	100	14	26
NN-14	14	N	28	6	44	22	0	0	100	16	21
NN-15	15	O	23	12	52	12	0	0	100	18	35
NN-16	16	P	16	9	55	20	0	0	100	22	8
NN-17	17	Q	26	8	52	13	0	0	100	30	7
NN-18	18	R	38	12	35	15	0	0	100	11	14
NN-19	19	S	44	16	30	10	0	0	100	13	43
NN-20	20	T	42	9	30	19	0	0	100	29	16
NN-21	21	U	36	14	39	11	0	0	100	13	35
NN-22	22	V	19	12	54	15	0	0	100	17	24
NN-23	23	W	21	9	54	16	0	0	100	13	15
NN-24	24	X	16	15	55	14	0	0	100	21	13
NN-25	25	Y	41	10	31	18	0	0	100	13	16

【表 4 - 2】

試験No.	鋼 No.	製法 No.	フェライト	グラニューパー ベイナイト	マルテン サイト	上部ベイナイト および下部ベ イナイト	パーライト	残留オー ステナイト	組織合計	フェライトと 接するマル テンサイト の割合	板厚方向の 硬さの最大差
NN-26	26	Z	40	10	37	13	0	0	100	29	33
NN-27	27	AA	19	6	54	20	0	0	100	25	32
NN-28	28	AB	28	6	43	23	0	0	100	14	37
NN-29	29	AC	42	10	30	18	0	0	100	11	28
NN-30	30	AD	38	9	38	15	0	0	100	16	34
NN-31	31	AE	15	12	55	18	0	0	100	17	33
NN-32	32	AL	評価不可								
NN-33	33	AM	48	12	26	11	0	4	100	63	64
NN-34	34	AN	45	5	30	16	0	4	100	13	45
NN-35	35	AO	40	13	36	10	0	0	100	54	65
NN-36	36	AP	38	9	38	16	0	0	100	83	26
NN-37	37	AQ	33	7	42	18	0	0	100	13	31
NN-38	38	AR	100	0	0	0	0	0	100	0	13
NN-39	39	AS	8	11	67	14	0	0	100	18	19
NN-40	40	AT	58	14	17	11	0	0	100	17	32
NN-41	41	AU	35	13	42	10	0	0	100	18	18
NN-42	42	AV	45	4	23	28	0	0	100	43	38
NN-43	43	AW	44	7	36	13	0	0	100	13	28
NN-44	44	AX	47	0	20	33	0	0	100	39	19
NN-45	45	AF	39	37	18	5	0	0	100	13	24
NN-46	46	AG	4	2	71	23	0	0	100	42	31
NN-47	47	AH	12	0	51	37	0	0	100	35	23
NN-48	48	AI	12	22	55	7	0	4	100	11	34
NN-49	49	AJ	59	5	3	23	10	0	100	11	37
NN-50	50	AK	45	11	37	6	0	0	100	8	28
NN-51	51	AY	34	12	35	14	0	5	100	43	72
NN-52	1	AZ	49	11	30	10	0	0	100	21	61
NN-53	1	BA	49	11	30	10	0	0	100	21	62
NN-54	1	BB	49	11	30	10	0	0	100	21	62
NN-55	1	BC	49	11	30	10	0	0	100	21	63
NN-56	2	BD	41	0	40	19	0	0	100	50	16
NN-57	2	BE	41	0	40	19	0	0	100	50	16
NN-58	2	BF	41	0	40	19	0	0	100	50	16
NN-59	2	BG	41	0	40	19	0	0	100	50	16

【 0 1 3 4 】

10

20

30

40

50

【表 5 - 1】

試験No.	TS (MPa)	El ₁ (%)	λ (%)	El × λ	加工性	R30のノッチ 付き引張の 伸び El ₂ (%)	El ₂ /El ₁	実施例/ 比較例	Ac1
NN-1	990	16.0	34.9	558.4	GOOD	6.1	0.382	実施例	718
NN-2	1178	13.0	26.5	344.2	GOOD	4.8	0.369	実施例	720
NN-3	1041	14.0	38.8	542.8	GOOD	4.3	0.307	実施例	715
NN-4	1214	11.0	28.0	308.0	GOOD	3.4	0.309	実施例	719
NN-5	1142	13.2	31.3	411.8	GOOD	4.3	0.326	実施例	721
NN-6	924	14.8	35.0	516.5	GOOD	5.2	0.352	実施例	723
NN-7	1102	12.9	33.4	431.9	GOOD	3.9	0.301	実施例	779
NN-8	1089	14.5	46.0	664.9	GOOD	5.4	0.374	実施例	715
NN-9	1256	11.0	50.8	558.5	GOOD	3.3	0.300	実施例	718
NN-10	1218	12.2	42.8	519.5	GOOD	3.8	0.313	実施例	714
NN-11	1124	13.8	48.0	662.7	GOOD	4.3	0.311	実施例	772
NN-12	1002	12.6	46.5	585.0	GOOD	4.0	0.318	実施例	717
NN-13	923	15.2	40.7	616.6	GOOD	5.1	0.336	実施例	714
NN-14	1158	13.5	33.7	454.8	GOOD	4.7	0.348	実施例	727
NN-15	1169	12.7	58.6	746.6	GOOD	4.0	0.314	実施例	715
NN-16	1252	12.0	29.0	346.6	GOOD	5.2	0.435	実施例	728
NN-17	1157	13.0	30.2	393.5	GOOD	5.3	0.407	実施例	713
NN-18	965	14.8	35.0	516.6	GOOD	5.1	0.346	実施例	765
NN-19	956	15.5	69.5	1077.3	GOOD	4.7	0.303	実施例	716
NN-20	1166	10.0	34.8	347.6	GOOD	3.8	0.380	実施例	717
NN-21	1045	14.4	61.6	885.5	GOOD	4.5	0.313	実施例	709
NN-22	1050	12.3	36.4	447.1	GOOD	3.9	0.318	実施例	703
NN-23	1253	12.5	25.3	316.6	GOOD	3.8	0.304	実施例	705
NN-24	1004	12.0	25.7	307.1	GOOD	4.3	0.360	実施例	709
NN-25	1084	15.2	39.0	592.2	GOOD	4.9	0.323	実施例	713

【 0 1 3 5 】

10

20

30

40

50

【表 5 - 2】

試験No.	TS (MPa)	El ₁ (%)	λ (%)	El × λ	加工性	R30のノッチ 付き引張の 伸び El ₂ (%)	El ₂ /El ₁	実施例/ 比較例	Ac1
NN-26	1045	14.9	56.5	840.6	GOOD	4.5	0.303	実施例	719
NN-27	1085	12.3	50.3	617.7	GOOD	3.9	0.318	実施例	707
NN-28	980	13.5	52.9	712.6	GOOD	4.2	0.312	実施例	718
NN-29	1237	15.3	41.2	631.0	GOOD	4.8	0.314	実施例	716
NN-30	933	14.6	48.9	714.9	GOOD	4.7	0.321	実施例	709
NN-31	1044	11.9	67.5	799.6	GOOD	3.9	0.329	実施例	710
NN-32	評価不可							比較例	716
NN-33	1311	<u>8.0</u>	<u>22.0</u>	<u>176.0</u>	<u>BAD</u>	1.8	<u>0.225</u>	比較例	766
NN-34	1175	10.0	61.2	611.7	GOOD	3.2	0.320	実施例	761
NN-35	1065	14.9	<u>23.0</u>	343.3	<u>BAD</u>	3.4	<u>0.228</u>	比較例	724
NN-36	1014	14.6	<u>21.0</u>	307.2	<u>BAD</u>	3.7	<u>0.253</u>	比較例	741
NN-37	1178	14.0	39.0	547.8	GOOD	4.5	0.321	実施例	722
NN-38	<u>584</u>	30.0	68.0	2040.0	GOOD	10.5	0.350	比較例	719
NN-39	1012	<u>9.8</u>	30.2	<u>294.8</u>	<u>BAD</u>	3.1	0.318	比較例	710
NN-40	<u>814</u>	12.0	50.9	610.3	GOOD	3.8	0.317	比較例	710
NN-41	1082	12.0	26.5	318.4	GOOD	4.1	0.342	実施例	709
NN-42	<u>899</u>	10.0	<u>23.0</u>	<u>230.0</u>	<u>BAD</u>	2.7	<u>0.270</u>	比較例	748
NN-43	1392	10.0	33.4	333.8	GOOD	3.4	0.340	実施例	739
NN-44	1144	16.1	<u>21.0</u>	337.8	<u>BAD</u>	4.5	<u>0.280</u>	比較例	735
NN-45	<u>816</u>	15.4	28.7	441.1	GOOD	4.8	0.312	比較例	708
NN-46	1623	<u>6.0</u>	30.0	<u>180.0</u>	<u>BAD</u>	1.5	<u>0.250</u>	比較例	707
NN-47	1182	11.6	<u>24.0</u>	<u>279.6</u>	<u>BAD</u>	3.2	<u>0.275</u>	比較例	708
NN-48	1216	<u>7.0</u>	43.7	305.7	<u>BAD</u>	2.2	0.314	比較例	774
NN-49	<u>782</u>	13.0	38.0	494.0	GOOD	4.1	0.315	比較例	721
NN-50	971	13.0	<u>22.0</u>	<u>286.0</u>	<u>BAD</u>	3.4	<u>0.262</u>	比較例	723
NN-51	1191	11.0	27.0	<u>297.0</u>	<u>BAD</u>	3.0	<u>0.273</u>	比較例	770
NN-52	974	10.0	34.9	349.3	GOOD	2.5	<u>0.250</u>	比較例	718
NN-53	974	16.0	34.9	558.4	GOOD	2.0	<u>0.125</u>	比較例	718
NN-54	974	16.0	34.9	558.4	GOOD	2.0	<u>0.125</u>	比較例	718
NN-55	974	16.0	34.9	558.4	GOOD	1.5	<u>0.094</u>	比較例	718
NN-56	1100	13.0	26.5	344.2	GOOD	2.0	<u>0.154</u>	比較例	720
NN-57	1100	13.0	26.5	344.2	GOOD	2.5	<u>0.192</u>	比較例	720
NN-58	900	13.0	26.5	344.2	GOOD	2.5	<u>0.192</u>	比較例	720
NN-59	1200	13.0	26.5	344.2	GOOD	1.5	<u>0.115</u>	比較例	720

【 0 1 3 6 】

化学組成及び製造条件が適切であった実施例は、引張強さ、伸び、及び穴広げ性に優れており、強度及び成形性の両方を高水準で備えると判断された。

一方、比較例 NN - 3 2 は、圧延荷重過大に加え、熱延板形状不良により、熱延以降の試験が不可となった。これは、仕上圧延完了温度が低すぎたからであると考えられる。

比較例 NN - 3 3 は、マルテンサイトが不足し、一方でフェライトと接するマルテンサイトの割合、及び板厚方向の硬さの最大差が過剰となり、その結果伸び、穴広げ性、加工性、及び応力集中部における変形能が不足した。これは、仕上げ圧延から巻取までの冷却速度が遅いので、組織の不均一性が助長されたからであると推定される。

比較例 NN - 3 5 は、フェライトと接するマルテンサイトの割合、及び板厚方向の硬さの最大差が過剰となり、その結果穴広げ性、加工性、及び応力集中部における変形能が不足した。これは、巻き取り温度が高いために、組織の不均一性が助長されたからであると推定される。

比較例 NN - 3 6 は、フェライトと接するマルテンサイトの割合が過剰となり、その結果穴広げ性、加工性、及び応力集中部における変形能が不足した。これは、切り替え前の

加熱速度が遅かったからであると推定される。

比較例 NN - 38 は、フェライト量が過剰となり、その他の組織が不足し、その結果引張強さが不足した。これは、最高加熱温度が低いからであると推定される。

比較例 NN - 39 は、フェライト量が少なく、一方マルテンサイト量が過剰であり、その結果伸びと加工性が損なわれた。これは、最高加熱温度が高いからであると推定される。

比較例 NN - 40 は、フェライト量が過剰となり、マルテンサイト量が不足し、その結果引張強さが不足した。これは、徐冷帯での平均冷却速度が遅いからであると推定される。

比較例 NN - 42 は、グラニューベイナイト及びマルテンサイトが不足し、さらにフェライトと接するマルテンサイトの割合が過剰となった。その結果、引張強さ、穴広げ性、加工性、及び応力集中部における変形能が損なわれた。これは、480～580 での停留時間が長すぎたからであると推定される。

10

比較例 NN - 44 は、グラニューベイナイトが生成せず、マルテンサイト及びベイナイトが過剰となり、さらにフェライトと接するマルテンサイトの割合が過剰となった。その結果、穴広げ性、加工性、及び応力集中部における変形能が損なわれた。これは、480 以上 580 以下の停留時間が短かったからであると推定される。

比較例 NN - 45 は、C が不足したので、マルテンサイトが不足して、引張強さが損なわれた。

比較例 NN - 46 は、C が過剰であったので、マルテンサイト量が過剰となり、フェライト及びグラニューベイナイトが不足し、マルテンサイトが過剰となり、伸び、加工性、及び応力集中部における変形能が不足した。

20

比較例 NN - 47 は、Si + Al が不足したので、ベイナイト量が過剰となる一方でグラニューベイナイトが不足して、穴広げ性、加工性、及び応力集中部における変形能が不足した。

比較例 NN - 48 は、Si + Al が過剰であったので、鋼板が脆化し、伸び及び加工性が不足した。

比較例 NN - 49 は、Mn + Cr が不足したので、フェライト量が過剰となり、マルテンサイト量が不足して、引張強さが不足した。

比較例 NN - 50 は、Mn + Cr が過剰であったので、粗大な Mn 酸化物や硫化物が形成され、穴広げ性、加工性、及び応力集中部における変形能が劣化した。

比較例 NN - 51 は、フェライトと接するマルテンサイトの割合、及び板厚方向の硬さの最大差が過剰となり、その結果、加工性及び応力集中部における変形能が不足した。これは、仕上圧延完了温度が不適切であったからであると推定される。

30

比較例 NN - 52 は、板厚方向の硬さの最大差が過剰となり、その結果、応力集中部における変形能が不足した。これは、加熱速度の切り替えが、低すぎる温度域で行われたからであると推定される。

比較例 NN - 53 は、板厚方向の硬さの最大差が過剰となり、その結果、応力集中部における変形能が不足した。これは、加熱速度の切り替えが、高すぎる温度域で行われたからであると推定される。

比較例 NN - 54 は、板厚方向の硬さの最大差が過剰となり、その結果、応力集中部における変形能が不足した。これは、Ac1～Ac1+20 の温度域での加熱速度が大きすぎたからであると推定される。

40

比較例 NN - 55 は、板厚方向の硬さの最大差が過剰となり、その結果、応力集中部における変形能が不足した。これは、Ac1～Ac1+20 の温度域での加熱速度が小さすぎたからであると推定される。

比較例 NN - 56 は、グラニューベイナイトが生成せず、さらにフェライトと接するマルテンサイトの割合が過剰となり、その結果、応力集中部における変形能が不足した。これは、480～580 での停留時間が不足したからであると推定される。

比較例 NN - 57 は、グラニューベイナイトが生成せず、さらにフェライトと接するマルテンサイトの割合が過剰となり、その結果、応力集中部における変形能が不足した。これは、500～630 での停留時間が不足したからであると推定される。

50

比較例 NN - 58 は、グラニューベイナイトが生成せず、さらにフェライトと接するマルテンサイトの割合が過剰となり、その結果、応力集中部における変形能が不足した。これは、500 ~ 630 での停留時間が過剰であったからであると推定される。

比較例 NN - 59 は、グラニューベイナイトが生成せず、さらにフェライトと接するマルテンサイトの割合が過剰となり、その結果、応力集中部における変形能が不足した。これは、480 ~ 580 の温度範囲内、500 ~ 630 の温度範囲での停留時間が設けられなかったからであると推定される。

【0137】

(実験2)

表6-1及び表6-2に記載の化学組成を有する種々のスラブを材料とし、表7-1 ~ 表8-2に記載の種々の製造条件に従って、種々の鋼板を製造した。

表6-1及び表6-2において、スラブに添加されなかった元素の含有量は空白で示した。また、各スラブの成分の単位は質量%であり、その残部は鉄及び不純物であった。

最高加熱温度における温度保持時間は、全ての製造条件において10秒以上500秒以下の範囲内とした。また、冷間圧延時の圧下率は、全ての製造条件において、10 ~ 80%の範囲内とした。焼戻しが行われない製造条件における焼戻し温度及び焼戻し時間は空白で示した。めっきを有する場合は、熔融亜鉛めっき層、又は熔融亜鉛合金めっき層の何れかである。

鋼板に関し、発明範囲外の値、及び合否基準に満たなかった値には下線を付した。また、製造条件に関し、適切と考えられる範囲を外れた値には下線を付した。

【0138】

表7-1及び表7-2において「徐冷帯無し」と表記された製造条件は、最高加熱温度での温度保持後に、2段階冷却をしなかったものである。このような製造条件における「500 までの平均冷却速度」とは、最高加熱温度から停留温度域(温度停留をする温度)までの平均冷却速度を意味する。一方、表7-1及び表7-2において「徐冷帯無し」と表記されていない製造条件は、最高加熱温度での温度保持後に、2段階冷却をしたものである。このような製造条件における「徐冷帯での平均冷却速度」とは、最高加熱温度から徐冷帯での冷却停止温度までの平均冷却速度を意味し、「500 までの平均冷却速度」とは、徐冷帯での冷却停止温度から停留温度域までの平均冷却速度を意味する。

【0139】

これら鋼板の板厚1/4部における金属組織、板厚1/4部におけるフェライトと隣接する金属組織の個数に対するフェライトと隣接するマルテンサイトの個数の割合(表中では「フェライトと接するマルテンサイトの割合」と記載)、鋼板の表面から板厚方向に100 μ m深さの位置を起点として、板厚中心部位置まで30 μ m間隔で求めた荷重50 gfのビッカース硬さの最大値と最小値との差(表中では「板厚方向の硬さの最大差」と記載)を評価し、表9-1及び表9-2に記載した。これらの評価は、上述した方法に準じて実施した。

【0140】

さらに、これら鋼板の引張強さ(TS)、伸び(El)、穴広げ性(λ)、 α 、及び加工性を評価し、表10-1及び表10-2に記載した。これらの評価方法は以下の通りである。

鋼板の引張強さの評価は、長手方向が鋼板の圧延方向に直角となるように、JIS 5B試験片を鋼板から採取し、JIS Z 2241:2011に準拠して引張試験を行うことにより実施した。引張強さが900 MPa以上である鋼板を、引張強さに関して合格と判断した。

鋼板の伸びについては、通常の試験片によって測定された通常伸び(El_1)、及び応力集中部が形成された試験片によって測定された加工部伸び(El_2)の両方で評価した。鋼板の通常伸び El_1 (全伸び El)の評価は、引張強さの評価と同じく、長手方向が鋼板の圧延方向に直角となるように、JIS 5B試験片を鋼板から採取し、JIS Z 2241:2011に準拠して引張試験を行うことにより実施した。通常伸び El_1 が10

10

20

30

40

50

． 0 % 以上である鋼板を、伸びに関して合格と判断した。加工部伸び E_{12} の評価は、鋼板から採取された J I S 5 B 試験片の長手方向中央部に、図 3 に示すように半径 R 3 0 の円形ノッチを付し、これに対して通常伸びの評価と同様に引張試験を行って全伸びを測定することにより行った。加工部伸び E_{12} を通常伸び E_{11} で割った値 (E_{12} / E_{11}) が 0 . 2 8 0 を上回る鋼板を、応力集中部における変形能に関して合格と判断した。

鋼板の穴広げ性 (λ) の評価は、J I S Z 2 2 5 6 : 2 0 1 0 に準拠して穴広げ試験を行うことにより実施した。穴広げ性が 2 5 . 0 % 以上である鋼板を、穴広げ性に関して合格と判断した。

鋼板の加工性の評価方法は、上記伸び、穴広げ性の下限値を満たし、さらに伸び $\times$ 穴広げ性 ($E_{11} \times \lambda$) が 3 0 0 . 0 以上である鋼板を加工性に関して合格と判断した。

10

限界曲げ角度 α は、V D A - 2 3 8 - 1 0 0 に準拠した曲げ試験により得られる最大荷重時の曲げ角度と定義する。曲げの閾値は、鋼板の厚さ t を用いて得られる以下の式を満たすこととする。この閾値は、衝突時の曲げ変形に伴う割れを回避するために必要である。曲げの閾値が 0 以上である鋼板を、曲げ性に関して合格と判断した。

$$(\text{曲げの閾値}) = \alpha - (7.96 \times t^2 - 38.4 \times t + 120) \quad 0$$

【 0 1 4 1 】

20

30

40

50

【表 6 - 1】

No.	C	Si+Al	Mn+Cr	P	S	N	B	Ti	Nb	V	O
1	0.08	0.9	2.7	0.003	0.0017	0.001					0.001
2	0.13	0.4	1.5	0.002	0.0019	0.001	0.002				0.002
3	0.10	0.5	2.1	0.004	0.0006	0.001					0.001
4	0.13	0.5	1.7	0.002	0.0009	0.001	0.001		0.03		0.001
5	0.12	0.6	1.4	0.004	0.0014	0.001	0.002	0.02			0.001
6	0.08	0.5	3.1	0.002	0.0011	0.002					0.001
7	0.11	0.3	3.5	0.004	0.0008	0.001					0.001
8	0.11	0.4	2.3	0.002	0.0010	0.001	0.001				0.001
9	0.14	0.7	1.8	0.003	0.0012	0.002					0.001
10	0.13	0.6	2.5	0.003	0.0008	0.001	0.002	0.02	0.03		0.001
11	0.11	0.6	2.8	0.004	0.0019	0.002					0.001
12	0.09	0.5	2.8	0.002	0.0009	0.001					0.001
13	0.08	0.4	1.8	0.004	0.0009	0.001					0.002
14	0.12	0.7	3.4	0.002	0.0012	0.001		0.03			0.001
15	0.12	0.6	2.8	0.003	0.0004	0.001			0.02		0.001
16	0.14	0.6	2.3	0.002	0.0005	0.001					0.003
17	0.12	0.5	2.5	0.003	0.0017	0.001					0.001
18	0.08	0.7	1.8	0.004	0.0004	0.002					0.001
19	0.08	0.5	1.7	0.002	0.0013	0.001					0.001
20	0.12	0.7	3.2	0.003	0.0013	0.001		0.03			0.001
21	0.10	0.3	2.1	0.004	0.0016	0.001					0.002
22	0.10	0.4	2.8	0.003	0.0018	0.002					0.001
23	0.14	0.5	2.6	0.002	0.0008	0.001					0.001
24	0.09	0.5	2.2	0.002	0.0015	0.003					0.001
25	0.11	0.4	1.7	0.002	0.0013	0.001				0.20	0.001
26	0.10	0.4	2.0	0.002	0.0014	0.002					0.001
27	0.11	0.4	2.3	0.002	0.0005	0.001					0.001
28	0.09	0.5	1.5	0.003	0.0007	0.002					0.001
29	0.14	0.4	1.6	0.003	0.0015	0.001	0.002				0.002
30	0.08	0.3	2.0	0.003	0.0012	0.002					0.001
31	0.10	0.4	2.8	0.002	0.0007	0.002					0.002
32	0.08	0.7	2.6	0.012	0.0079	0.002					0.002
33	0.09	2.1	3.4	0.012	0.0043	0.004					0.002
34	0.10	1.7	1.9	0.002	0.0065	0.005					0.002
35	0.08	2.4	1.5	0.005	0.0013	0.008					0.002
36	0.09	1.0	2.6	0.003	0.0076	0.003		0.02	0.03		0.002
37	0.08	1.3	1.8	0.007	0.0067	0.006					0.002
38	0.12	0.9	2.3	0.003	0.0023	0.009					0.002
39	0.09	0.6	1.9	0.006	0.0059	0.006					0.002
40	0.09	0.5	2.2	0.010	0.0088	0.003					0.002
41	0.13	2.4	2.6	0.005	0.0082	0.003					0.002
42	0.11	0.5	2.0	0.012	0.0042	0.007					0.002
43	0.10	0.8	3.8	0.016	0.0023	0.008	0.002				0.002
44	0.13	1.9	2.5	0.017	0.0061	0.003					0.002
45	0.15	1.5	2.9	0.018	0.0035	0.001					0.002
46	0.11	1.2	2.0	0.014	0.0025	0.004					0.002
47	0.12	1.5	2.2	0.018	0.0067	0.008				0.10	0.002
48	0.05	0.5	2.7	0.004	0.0003	0.002					0.002
49	0.22	0.4	2.3	0.002	0.0004	0.001					0.001
50	0.14	0.1	1.7	0.002	0.0008	0.001					0.001
51	0.11	2.7	2.3	0.002	0.0017	0.001					0.001
52	0.10	0.4	1.1	0.004	0.0016	0.001					0.003
53	0.08	0.6	4.3	0.002	0.0013	0.002					0.001

10

20

30

40

【 0 1 4 2 】

【表 6 - 2】

No.	Mo	Co	Ni	Cu	W	Ta	Sn	Sb	As	Mg	Ca	Y	Zr	La	Ce
1															
2	0.05														
3															
4															
5	0.04														
6															
7															
8															
9			0.20												
10	0.05														
11															
12									0.01						
13															
14															
15							0.02				0.001				
16															
17								0.02							
18						0.05									
19										0.02					0.02
20					0.02										
21															
22				0.50											
23															
24															
25															
26															
27		0.10													
28	0.05												0.01		
29															
30														0.01	
31															
32															
33															
34															
35															
36															
37															
38															
39												0.03			
40															
41															
42															
43															
44															
45															
46															
47															
48															
49															
50															
51															
52															
53															

【 0 1 4 3 】

10

20

30

40

50

【表 7 - 1】

No.	仕上げ 圧延完了 温度	仕上げ圧 延から巻き 取りまでの 冷却速度	巻き取り 温度	切り替え 前の加熱 速度	650℃～Ac1 温度で加熱 速度を切り 替え	Ac1～ Ac1+20 ℃の加熱 速度	加熱炉 の露点 /℃	最高加熱 温度	徐冷帯での 冷却停止 温度	徐冷帯 での平均 冷却速度	580℃ 以上の冷 却速度
A	919	32	180	2.8	650	0.7	0	800	徐冷帯無し		32
B	935	76	164	3.7	670	0.7	0	790	徐冷帯無し		34
C	899	65	351	3.5	670	0.7	0	790	徐冷帯無し		24
D	944	35	202	5.0	670	0.7	0	790	徐冷帯無し		27
E	924	30	473	3.5	670	0.7	0	820	徐冷帯無し		27
F	924	53	264	4.9	670	0.7	0	810	徐冷帯無し		28
G	932	30	497	0.7	670	0.7	5	830	徐冷帯無し		24
H	926	39	344	8.3	670	1.0	0	800	徐冷帯無し		32
I	909	58	549	5.3	670	1.0	0	790	徐冷帯無し		24
J	902	45	530	4.3	670	1.0	-5	820	徐冷帯無し		22
K	889	94	594	3.0	670	1.0	0	830	徐冷帯無し		25
L	938	69	430	6.6	680	1.0	0	748	636	2.1	33.0
M	921	89	239	5.8	680	1.0	10	800	徐冷帯無し		32
N	910	56	415	5.9	680	1.0	0	820	徐冷帯無し		23
O	887	76	596	5.1	680	1.0	0	820	徐冷帯無し		30
P	920	41	305	6.5	680	1.0	0	832	徐冷帯無し		31
Q	900	43	272	1.6	680	1.6	0	812	徐冷帯無し		32
R	912	51	339	9.1	680	1.6	0	830	徐冷帯無し		29
S	929	74	585	7.0	680	1.6	0	792	徐冷帯無し		22
T	898	27	543	2.1	680	1.6	0	797	徐冷帯無し		26
U	912	84	450	5.7	680	1.6	-1	799	徐冷帯無し		28
V	901	73	310	8.4	680	1.6	0	850	680	1.5	30.0
W	906	44	436	8.2	680	1.6	3	812	徐冷帯無し		31
X	928	64	123	5.3	680	1.6	-3	835	徐冷帯無し		28
Y	895	62	263	5.2	700	1.6	-2	800	徐冷帯無し		23
Z	924	51	606	2.1	700	1.6	-1	799	徐冷帯無し		29
AA	912	45	611	6.1	700	1.6	-9	820	徐冷帯無し		31
AB	938	64	529	8.9	700	2.0	-13	820	徐冷帯無し		29
AC	895	68	408	9.2	700	2.0	2	780	徐冷帯無し		34
AD	934	85	332	5.2	700	2.0	-4	800	徐冷帯無し		32
AE	897	91	435	9.3	700	2.0	2	835	徐冷帯無し		25
AL	830	圧延荷重過大に加え、熱延板形状不良により熱延以降の試験が不可									

【 0 1 4 4 】

10

20

30

40

50

【表 7 - 2】

No.	仕上げ 圧延完了 温度	仕上げ圧 延から巻き 取りまでの 冷却速度	巻き取り 温度	切り替え 前の加熱 速度	650℃～Ac1 温度で加熱 速度を切り 替え	Ac1～ Ac1+20 ℃の加熱 速度	加熱炉 の露点 /℃	最高加熱 温度	徐冷帯での 冷却停止 温度	徐冷帯 での平均 冷却速度	580℃ 以上の冷 却速度
AM	893	17	571	5.1	670	1.6	0	850	徐冷帯無し		29
AN	916	102	414	6.2	670	1.6	0	840	徐冷帯無し		24
AO	894	97	83	7.0	670	1.6	0	860	徐冷帯無し		29
AP	941	45	702	6.6	670	1.6	3	820	徐冷帯無し		26
AQ	908	71	307	0.1	670	1.6	3	840	徐冷帯無し		30
AR	927	93	195	51.4	670	1.6	2	820	徐冷帯無し		28
AS	896	50	284	9.0	670	1.6	-30	860	徐冷帯無し		33
AT	896	50	284	9.0	670	1.6	25	860	徐冷帯無し		33
AU	896	50	284	9.0	670	1.6	0	700	徐冷帯無し		33
AV	903	67	145	8.8	670	1.6	0	930	徐冷帯無し		23
AW	931	28	236	2.2	670	1.6	0	860	徐冷帯無し	616	25
AX	917	88	324	1.7	670	1.6	0	787	637		23
AY	927	29	531	4.5	670	1.6	0	787	630	20.7	26
AZ	918	50	273	4.9	670	1.6	-10	830	徐冷帯無し		4
BA	929	52	455	6.6	670	1.6	0	820	徐冷帯無し		102
BB	887	40	320	6.2	670	1.6	0	815	徐冷帯無し		28
BC	938	53	154	3.8	670	1.6	0	830	徐冷帯無し		32
AF	890	32	561	5.0	670	1.6	0	810	徐冷帯無し		41
AG	927	56	476	5.0	670	1.6	0	810	徐冷帯無し		71.0
AH	898	36	401	5.0	670	1.6	-10	816	650	2.9	84
AI	908	39	186	5.0	670	1.6	0	870	徐冷帯無し		98
AJ	898	94	502	5.0	670	1.6	0	803	徐冷帯無し		65
AK	929	40	289	5.0	670	1.6	0	800	徐冷帯無し		35
BD	919	32	180	1	600	0.7	0	800	徐冷帯無し	32	32
BE	919	32	180	5	730	0.7	0	800	徐冷帯無し	32	32
BF	919	32	180	5	650	5.0	0	800	徐冷帯無し	32	32
BG	919	32	180	10	650	0.5	0	800	徐冷帯無し	32	4
BH	935	76	164	1	670	0.7	0	790	徐冷帯無し	34	34
BI	935	76	164	1	670	0.7	0	790	徐冷帯無し	34	34
BJ	935	76	164	1	670	0.7	0	790	徐冷帯無し	34	34
BK	935	76	164	1	670	0.7	0	790	徐冷帯無し	34	34

【 0 1 4 5 】

10

20

30

40

50

【表 8 - 1】

No.	480～ 580℃での 停留時間	500～ 630℃での 停留時間	めっきの 有無	合金化の 有無	焼戻しの 有無	焼戻し 温度	焼戻し 時間	Ac1
A	65	20	有	有	有	265	70	718
B	48	20	有	有	有	262	70	720
C	55	20	有	有	無			715
D	68	20	有	有	有	261	72	719
E	35	20	有	有	有	262	27	721
F	26	20	有	有	有	257	87	723
G	35	20	有	有	無			779
H	48	20	有	有	有	262	76	715
I	39	20	有	有	有	267	70	718
J	82	20	有	有	有	300	30	714
K	67	20	有	有	無			772
L	28.0	20	有	有	有	252	22	717
M	48	20	有	有	有	253	93	714
N	37	20	有	有	有	268	55	727
O	39	20	有	有	無			715
P	22	20	有	有	有	259	41	728
Q	45	20	無	無	有	257	61	713
R	54	20	有	有	有	267	46	765
S	62	20	有	有	有	262	66	716
T	57	20	有	有	無			717
U	41	20	有	有	有	254	86	709
V	68.0	20	有	有	有	259	26	703
W	29	40	有	有	有	256	47	705
X	68	40	有	有	無			709
Y	59	40	有	有	有	259	48	713
Z	35	40	有	有	無			719
AA	46	40	無	無	有	261	89	707
AB	37	40	有	有	有	263	49	718
AC	68	40	有	有	有	264	90	716
AD	55	40	有	有	有	262	67	709
AE	43	300	有	有	有	259	73	710
AL	圧延荷重過大に加え、熱延板形状不良により熱延以降の試験が不可							716

【 0 1 4 6 】

10

20

30

40

50

【表 8 - 2】

No.	480～ 580℃での 停留時間	500～ 630℃での 停留時間	めっきの 有無	合金化の 有無	焼戻しの 有無	焼戻し 温度	焼戻し 時間	Ac1
AM	49	40	有	有	有	255	64	762
AN	23	40	有	無	無			766
AO	73	40	有	有	有	259	93	761
AP	63	40	有	無	無			771
AQ	72	40	無	無	無			724
AR	65	40	有	有	有	252	50	741
AS	23	40	有	有	有	252	21	722
AT	23	40	有	有	有	252	21	719
AU	23	40	有	有	有	252	21	710
AV	38	40	有	無	無			761
AW	39	40	有	無	無			710
AX	71	40	有	無	無			709
AY	47	40	有	有	有	262	24	748
AZ	62	40	有	有	有	264	90	739
BA	74	40	有	無	無			735
BB	<u>3</u>	40	有	有	有	253	20	741
BC	<u>400</u>	40	有	有	有	258	62	770
AF	49	40	有	有	有	316	190	708
AG	49.0	40	有	有	有	265	147	707
AH	49	40	有	有	有	328	272	708
AI	43	40	有	有	有	321	160	774
AJ	65	40	有	有	有	332	56	721
AK	60	40	有	有	有	314	218	723
BD	20	40	有	有	有	265	70	718
BE	20	40	有	有	有	265	70	718
BF	20	40	有	有	有	265	70	718
BG	20	40	有	有	有	265	70	718
BH	<u>7</u>	40	有	有	有	262	70	720
BI	20	<u>5</u>	有	有	有	262	70	720
BJ	20	<u>600</u>	有	有	有	262	70	720
BK	<u>0</u>	<u>0</u>	有	有	有	262	70	720

【 0 1 4 7 】

10

20

30

40

50

【表 9 - 1】

試験No.	鋼 No.	製法 No.	フェライト	グラニューラー ペイナイト	マルテン サイト	上部ベイナイト および下部ベ イナイト	パーライト	残留オー ステナイト	組織合計	フェライトと 接するマル テンサイト の割合	板厚方向 の硬さの 最大差	Hv30／ Hvi
NA-1	1	A	49	11	30	10	0	0	100	21	23	0.7
NA-2	2	B	41	9	31	19	0	0	100	20	16	0.6
NA-3	3	C	42	8	31	19	0	0	100	25	22	0.6
NA-4	4	D	41	17	30	12	0	0	100	12	14	0.6
NA-5	5	E	25	7	45	23	0	0	100	28	11	0.6
NA-6	6	F	37	6	33	24	0	0	100	17	9	0.5
NA-7	7	G	25	12	52	11	0	0	100	29	15	0.6
NA-8	8	H	36	9	39	16	0	0	100	15	8	0.6
NA-9	9	I	42	5	32	21	0	0	100	17	32	0.6
NA-10	10	J	18	12	55	15	0	0	100	27	25	0.7
NA-11	11	K	32	11	48	9	0	0	100	30	33	0.6
NA-12	12	L	22	9	54	15	0	0	100	17	32	0.6
NA-13	13	M	41	6	31	22	0	0	100	14	26	0.7
NA-14	14	N	28	6	44	22	0	0	100	16	21	0.7
NA-15	15	O	23	12	52	12	0	0	100	18	35	0.6
NA-16	16	P	16	9	55	20	0	0	100	22	8	0.6
NA-17	17	Q	26	8	52	13	0	0	100	30	7	0.6
NA-18	18	R	38	12	35	15	0	0	100	11	14	0.6
NA-19	19	S	44	16	30	10	0	0	100	13	43	0.5
NA-20	20	T	42	9	30	19	0	0	100	29	16	0.6
NA-21	21	U	36	14	39	11	0	0	100	13	35	0.5
NA-22	22	V	19	12	54	15	0	0	100	17	24	0.7
NA-23	23	W	21	9	54	16	0	0	100	13	15	0.7
NA-24	24	X	16	15	55	14	0	0	100	21	13	0.5
NA-25	25	Y	41	10	31	18	0	0	100	13	16	0.5
NA-26	26	Z	40	10	37	13	0	0	100	29	33	0.7
NA-27	27	AA	19	6	54	20	0	0	100	25	32	0.5
NA-28	28	AB	28	6	43	23	0	0	100	14	37	0.5
NA-29	29	AC	42	10	30	18	0	0	100	11	28	0.5
NA-30	30	AD	38	9	38	15	0	0	100	16	34	0.7
NA-31	31	AE	15	12	55	18	0	0	100	17	33	0.6
NA-32	32	AL	評価不可									

【 0 1 4 8 】

10

20

30

40

50

【表 9 - 2】

試験No.	鋼 No.	製法 No.	フェライト	グラニューラー ペイナイト	マルテン サイト	上部ペイナイト および下部ペ イナイト	パーライト	残留オー ステナイト	組織合計	フェライトと 接するマル テンサイト の割合	板厚方向 の硬さの 最大差	Hv30/ Hvi
NA-33	33	AM	48	12	26	11	0	4	100	63	64	0.6
NA-34	34	AN	42	5	30	20	0	3	100	13	31	0.6
NA-35	35	AO	40	8	32	16	0	4	100	12	24	0.7
NA-36	36	AP	40	13	36	10	0	0	100	54	65	0.4
NA-37	37	AQ	38	9	38	16	0	0	100	83	26	0.6
NA-38	38	AR	33	7	42	18	0	0	100	13	43	0.5
NA-39	39	AS	33	10	32	25	0	0	100	21	28	0.9
NA-40	39	AT	33	10	32	25	0	0	100	21	27	0.3
NA-41	39	AU	100	0	0	0	0	0	100	0	9	0.6
NA-42	40	AV	8	11	67	14	0	0	100	18	19	0.7
NA-43	41	AW	47	10	32	11	0	0	100	20	18	0.7
NA-44	42	AX	49	12	30	9	0	0	100	17	32	0.6
NA-45	43	AY	35	13	42	10	0	0	100	18	18	0.7
NA-46	44	AZ	52	6	28	14	0	0	100	29	38	0.6
NA-47	45	BA	44	7	36	13	0	0	100	13	28	0.7
NA-48	46	BB	47	0	20	33	0	0	100	39	13	0.5
NA-49	47	BC	44	51	5	0	0	0	100	15	21	0.6
NA-50	48	AF	39	37	18	5	0	0	100	13	24	0.6
NA-51	49	AG	4	2	71	23	0	0	100	42	31	0.5
NA-52	50	AH	12	0	51	37	0	0	100	35	23	0.6
NA-53	51	AI	12	22	55	7	0	4	100	11	34	0.6
NA-54	52	AJ	59	5	3	23	10	0	100	11	37	0.7
NA-55	53	AK	45	11	37	6	0	0	100	8	28	0.5
NA-56	1	BD	49	11	30	10	0	0	100	21	62	1.0
NA-57	1	BE	49	11	30	10	0	0	100	21	62	0.9
NA-58	1	BF	49	11	30	10	0	0	100	21	62	1.0
NA-59	1	BG	49	11	30	10	0	0	100	21	63	0.9
NA-60	2	BH	41	0	40	19	0	0	100	50	16	0.6
NA-61	2	BI	41	0	40	19	0	0	100	50	16	0.6
NA-62	2	BJ	41	0	40	19	0	0	100	50	16	0.6
NA-63	2	BK	41	0	40	19	0	0	100	50	16	0.6

【 0 1 4 9 】

10

20

30

40

50

【表 1 0 - 1】

試験No.	板厚/mm	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	α (°)	曲げの 閾値	加工性	R30のノッチ 付き引張の 伸び EI ₂ (%)	EI ₂ /EI ₁	実施例/ 比較例
NA-1	1.0	974	16.3	35.3	97	8	GOOD	6.1	0.374	実施例
NA-2	0.9	1162	13.2	27.1	99	7	GOOD	4.8	0.364	実施例
NA-3	0.8	1025	14.3	39.3	97	3	GOOD	4.3	0.301	実施例
NA-4	1.0	1195	11.6	29.2	92	3	GOOD	3.4	0.293	実施例
NA-5	0.9	1120	13.8	32.0	102	10	GOOD	4.3	0.312	実施例
NA-6	1.0	908	15.1	35.6	97	8	GOOD	5.2	0.344	実施例
NA-7	1.6	1083	13.4	34.5	84	6	GOOD	3.9	0.291	実施例
NA-8	1.8	1073	15.1	46.8	84	8	GOOD	5.4	0.358	実施例
NA-9	1.8	1240	12.2	51.3	76	0	GOOD	3.3	0.270	実施例
NA-10	1.7	1199	13.4	43.3	78	1	GOOD	3.8	0.284	実施例
NA-11	1.7	1104	14.0	48.5	78	1	GOOD	4.3	0.307	実施例
NA-12	1.3	986	12.8	45.9	84	1	GOOD	4	0.313	実施例
NA-13	1.1	907	15.8	41.2	89	2	GOOD	5.1	0.323	実施例
NA-14	0.9	1139	14.3	34.4	95	4	GOOD	4.7	0.329	実施例
NA-15	1.2	1150	13.6	59.4	93	8	GOOD	4	0.294	実施例
NA-16	1.2	1233	12.3	30.1	89	4	GOOD	5.2	0.423	実施例
NA-17	1.2	1138	13.3	31.2	87	3	GOOD	5.3	0.398	実施例
NA-18	1.2	946	15.6	35.8	90	5	GOOD	5.1	0.327	実施例
NA-19	1.7	940	16.1	70.1	77	0	GOOD	4.7	0.292	実施例
NA-20	1.0	1147	10.2	35.4	90	1	GOOD	3.8	0.373	実施例
NA-21	1.6	1033	14.9	62.2	83	5	GOOD	4.5	0.302	実施例
NA-22	1.6	1034	12.7	37.3	83	5	GOOD	3.9	0.307	実施例
NA-23	1.0	1233	13.2	26.2	94	5	GOOD	3.8	0.288	実施例
NA-24	1.6	985	12.2	25.9	82	4	GOOD	4.3	0.352	実施例
NA-25	1.0	1068	15.6	40.1	92	3	GOOD	4.9	0.314	実施例
NA-26	1.2	1026	15.3	56.9	89	4	GOOD	4.5	0.294	実施例
NA-27	1.4	1066	13.2	51.2	85	4	GOOD	3.9	0.295	実施例
NA-28	0.8	970	13.7	54.3	95	1	GOOD	4.2	0.307	実施例
NA-29	1.5	1217	15.7	42.2	86	6	GOOD	4.8	0.306	実施例
NA-30	1.8	917	15.0	49.2	80	4	GOOD	4.7	0.313	実施例
NA-31	1.5	1028	12.1	67.4	84	4	GOOD	3.9	0.322	実施例
NA-32			評価不可				BAD	評価不可		比較例

【 0 1 5 0 】

10

20

30

40

50

【表 10 - 2】

試験No.	板厚/mm	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	α (°)	曲げの 閾値	加工性	R30のノッチ 付き引張の 伸び $EI_2(\%)$	EI_2/EI_1	実施例/ 比較例
NA-33	1.1	1295	8.2	22.1	86	-1	BAD	1.8	0.220	比較例
NA-34	1.0	1155	10.3	62.4	96	7	GOOD	3.2	0.311	実施例
NA-35	1.5	1131	13.2	30.6	80	1	GOOD	4.2	0.318	実施例
NA-36	1.5	1052	15.2	23.4	78	-2	BAD	3.4	0.224	比較例
NA-37	1.2	995	14.5	21.6	84	-1	BAD	3.7	0.255	比較例
NA-38	1.8	1159	14.1	40.2	80	4	GOOD	4.5	0.319	実施例
NA-39	1.4	924	13.0	32.0	71	-10	GOOD	4.4	0.338	実施例
NA-40	1.4	905	14.2	33.2	89	7	GOOD	4.3	0.303	実施例
NA-41	1.0	568	31.1	68.2	105	16	GOOD	10.5	0.338	比較例
NA-42	1.0	993	9.9	30.8	90	1	BAD	3.1	0.313	比較例
NA-43	0.9	912	13.1	28.4	98	6	GOOD	5.6	0.427	実施例
NA-44	1.4	901	15.2	51.5	95	14	GOOD	5.1	0.336	実施例
NA-45	1.5	1066	12.2	27.3	82	3	GOOD	4.1	0.336	実施例
NA-46	1.1	890	10.5	25.7	92	5	BAD	3.0	0.286	比較例
NA-47	1.2	1376	10.7	33.5	85	1	GOOD	3.4	0.318	実施例
NA-48	1.6	1125	16.4	21.4	71	-7	BAD	4.5	0.274	比較例
NA-49	1.1	851	16.7	27.8	91	4	GOOD	5.8	0.347	比較例
NA-50	1.7	797	15.5	29.3	97	20	GOOD	4.8	0.310	比較例
NA-51	1.5	1607	6.1	30.5	72	-8	BAD	1.5	0.246	比較例
NA-52	1.8	1169	11.9	25.2	79	4	BAD	3.2	0.269	比較例
NA-53	1.5	1197	7.2	44.1	84	4	BAD	2.2	0.306	比較例
NA-54	1.0	766	13.5	39.1	96	7	GOOD	4.1	0.304	比較例
NA-55	0.9	955	13.6	22.5	94	3	BAD	3.4	0.250	比較例
NA-56	1.0	974	10.2	35.2	97	8	GOOD	2.5	0.245	比較例
NA-57	1.0	974	16.2	34.1	92	-6	GOOD	2	0.123	比較例
NA-58	1.0	974	16.4	34.8	93	-5	GOOD	2	0.122	比較例
NA-59	1.0	974	16.3	34.9	97	-2	GOOD	1.5	0.092	比較例
NA-60	0.9	1100	13.1	26.4	96	-4	GOOD	2	0.153	比較例
NA-61	0.9	1100	13.2	26.9	96	-4	GOOD	2.5	0.189	比較例
NA-62	0.9	900	13.3	27.1	99	-1	GOOD	2.5	0.188	比較例
NA-63	0.9	1200	13.3	26.3	92	-8	GOOD	1.5	0.113	比較例

【0151】

化学組成及び製造条件が適切であった実施例は、引張強さ、伸び、及び穴広げ性に優れており、強度及び成形性の両方を高水準で備えると判断された。また、実施例NA-39を除く実施例は、限界曲げ角度にも優れていた。実施例NA-39は、 $Hv30/Hvi$ が好ましい範囲内ではなかったため、限界曲げ角度の評価結果は好ましい範囲内とはならなかったが、その他の評価結果に優れるので、強度、成形性、及び応力集中部における変形能の全てを高水準で備える鋼板であると判断された。

一方、比較例NA-32は、圧延荷重過大に加え、熱延板形状不良により熱延以降の試験が不可となった。これは、仕上圧延完了温度が低すぎたからであると考えられる。

比較例NA-33は、マルテンサイトが不足し、一方でフェライトと接するマルテンサイトの割合、及び板厚方向の硬さの最大差が過剰となり、その結果伸び、穴広げ性、加工性、及び応力集中部における変形能が不足し、且つ曲げの閾値も0未満となった。これは、仕上げ圧延から巻取までの冷却速度が遅いので、組織の不均一性が助長されたからであると推定される。

比較例NA-36は、フェライトと接するマルテンサイトの割合、及び板厚方向の硬さの最大差が過剰となり、その結果穴広げ性、加工性、及び応力集中部における変形能が不足し、且つ曲げの閾値も0未満となった。これは、巻き取り温度が高いため、組織の不均

一性が助長されたからであると推定される。

比較例 N A - 3 7 は、フェライトと接するマルテンサイトの割合が過剰となり、その結果穴広げ性、加工性、及び応力集中部における変形能が不足し、且つ曲げの閾値も 0 未満となった。これは、切り替え前の加熱速度が遅かったからであると推定される。

比較例 N A - 4 1 は、フェライト量が過剰となり、その他の組織が不足し、その結果引張強さが不足した。これは、最高加熱温度が低いからであると推定される。

比較例 N A - 4 2 は、フェライト量が少なく、一方マルテンサイト量が過剰であり、その結果伸びと加工性が損なわれた。これは、最高加熱温度が高いからであると推定される。

比較例 N A - 4 6 は、フェライト量が過剰となり、マルテンサイト量が不足し、加工性が損なわれた。これは、580 以上での冷却速度が不足したからであると推定される。

10

比較例 N A - 4 8 は、グラニューベイナイトが生成せず、マルテンサイトが不足した一方で、ベイナイトが過剰となり、さらにフェライトと接するマルテンサイトの割合が過剰となった。その結果、穴広げ性、加工性、及び応力集中部における変形能が損なわれ、且つ曲げの閾値も 0 未満となった。これは、480 以上 580 以下の停留時間が短かったからであると推定される。

比較例 N A - 4 9 は、グラニューベイナイト量が過剰となり、マルテンサイト量が不足し、その結果引張強さが不足した。これは、480 以上 580 以下の停留時間が長すぎたからであると推定される。

比較例 N A - 5 0 は、C が不足したので、マルテンサイトが不足して、引張強さが損なわれた。

20

比較例 N A - 5 1 は、C が過剰であったので、マルテンサイトが過剰となり、その他の組織が不足して、伸び、加工性、及び応力集中部における変形能が不足した。

比較例 N A - 5 2 は、S i + A l が不足したので、グラニューベイナイトが不足する一方でベイナイトが過剰となり、加工性、及び応力集中部における変形能が不足した。

比較例 N A - 5 3 は、S i + A l が過剰であったので、鋼板が脆化し、伸び及び加工性が不足した。

比較例 N A - 5 4 は、M n + C r が不足したので、フェライト量が過剰となる一方でマルテンサイトが不足して、引張強さが不足した。

比較例 N A - 5 5 は、M n + C r が過剰であったので、粗大な M n 酸化物や硫化物が形成され、穴広げ性、加工性、及び応力集中部における変形能が劣化した。

30

比較例 N A - 5 6 は、板厚方向の硬さの最大差が過剰となり、その結果、応力集中部における変形能が不足した。これは、加熱速度の切り替えが、低すぎる温度域で行われたからであると推定される。

比較例 N A - 5 7 は、板厚方向の硬さの最大差が過剰となり、その結果、応力集中部における変形能が不足した。これは、加熱速度の切り替えが、高すぎる温度域で行われたからであると推定される。

比較例 N A - 5 8 は、板厚方向の硬さの最大差が過剰となり、その結果、応力集中部における変形能が不足した。これは、A c 1 ~ A c 1 + 20 の温度域での加熱速度が大きすぎたからであると推定される。

比較例 N A - 5 9 は、板厚方向の硬さの最大差が過剰となり、その結果、応力集中部における変形能が不足した。これは、A c 1 ~ A c 1 + 20 の温度域での加熱速度が小さすぎたからであると推定される。

40

比較例 N A - 6 0 は、グラニューベイナイトが生成せず、さらにフェライトと接するマルテンサイトの割合が過剰となり、その結果、応力集中部における変形能が不足した。これは、480 ~ 580 での停留時間が不足したからであると推定される。

比較例 N A - 6 1 は、グラニューベイナイトが生成せず、さらにフェライトと接するマルテンサイトの割合が過剰となり、その結果、応力集中部における変形能が不足した。これは、500 ~ 630 での停留時間が不足したからであると推定される。

比較例 N A - 6 2 は、グラニューベイナイトが生成せず、さらにフェライトと接するマルテンサイトの割合が過剰となり、その結果、応力集中部における変形能が不足した。

50

これは、500～630 での停留時間が過剰であったからであると推定される。

比較例NA-63は、グラニューベイナイトが生成せず、さらにフェライトと接するマルテンサイトの割合が過剰となり、その結果、応力集中部における変形能が不足した。これは、480～580 の温度範囲内、500～630 の温度範囲での停留時間が設けられなかったからであると推定される。

【産業上の利用可能性】

【0152】

前述したように、本発明によれば、自動車等の構造部材として好適な成形性に優れた引張最大強度900MPa以上の鋼板、及びその製造方法を提供することができる。本発明の鋼板は、特に、衝突安全性に優れているので、本発明は、自動車産業及び鋼板製造・加工産業において利用可能性が高いものである。

10

【符号の説明】

【0153】

- 1 旧オーステナイト粒界
- 2 ベイニティックフェライト
- 3 グラニューベイナイト
- 5 炭化物
- 6 上部ベイナイト
- 7 下部ベイナイト

20

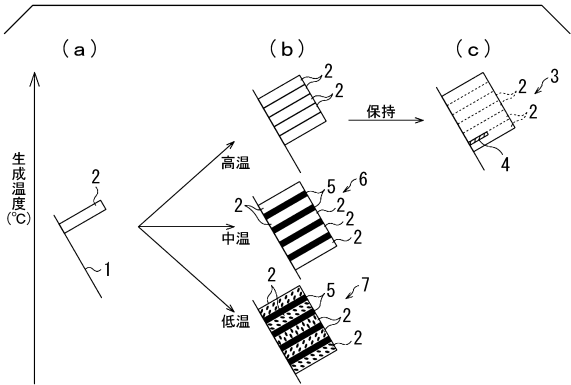
30

40

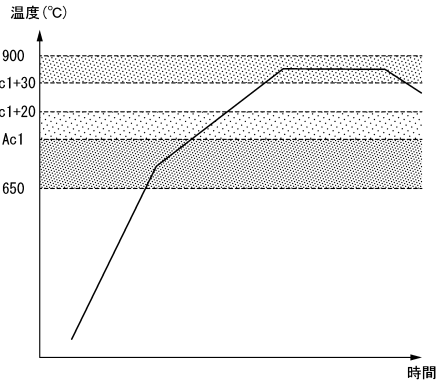
50

【図面】

【図 1】

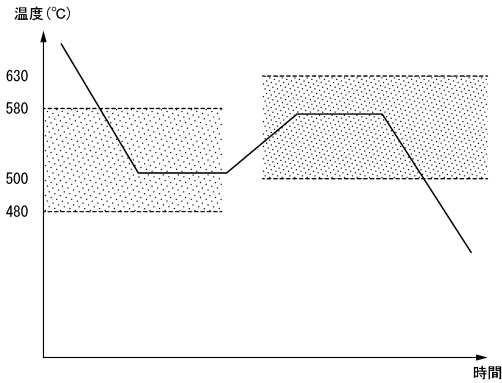


【図 2 - 1】

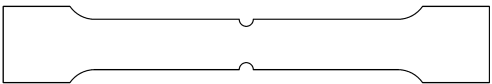


10

【図 2 - 2】



【図 3】



20

30

40

50

フロントページの続き

(51)国際特許分類

F I

C 2 1 D

3/04

G

- (74)代理人 100207686
弁理士 飯田 恭宏
- (74)代理人 100224812
弁理士 井口 翔太
- (72)発明者 中野 克哉
東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号 日本製鉄株式会社内
- (72)発明者 林 邦夫
東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号 日本製鉄株式会社内
- (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 日本製鉄株式会社内
- (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 日本製鉄株式会社内
- 審査官 河野 一夫
- (56)参考文献 国際公開第 2 0 1 8 / 0 5 1 4 0 2 (W O , A 1)
国際公開第 2 0 1 8 / 1 4 2 4 5 0 (W O , A 1)
中国特許出願公開第 1 1 2 1 5 9 9 2 4 (C N , A)
- (58)調査した分野 (Int.Cl. , D B 名)
C 2 2 C 3 8 / 0 0
C 2 2 C 3 8 / 6 0
C 2 1 D 9 / 4 6
C 2 1 D 3 / 0 4