

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公 開 特 許 公 報(A)

(11) 特許出願公開番号
特開2010-90476
(P2010-90476A)

(43) 公開日 平成22年4月22日 (2010.4.22)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 1 W	4 K O 1 3
C 2 2 C 38/14 (2006.01)	C 2 2 C 38/14	4 K O 3 2
C 2 2 C 38/58 (2006.01)	C 2 2 C 38/58	
C 2 1 D 8/02 (2006.01)	C 2 1 D 8/02 A	
C 2 1 C 7/10 (2006.01)	C 2 1 C 7/10 A	

審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 24 頁)

(21) 出願番号 特願2009-202869 (P2009-202869)	(71) 出願人 000006655 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
(22) 出願日 平成21年9月2日 (2009.9.2)	
(31) 優先権主張番号 特願2008-233825 (P2008-233825)	(74) 代理人 100107250 弁理士 林 信之
(32) 優先日 平成20年9月11日 (2008.9.11)	(74) 代理人 100120868 弁理士 安彦 元
(33) 優先権主張国 日本国 (JP)	(72) 発明者 高橋 雄三 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 河野 治 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

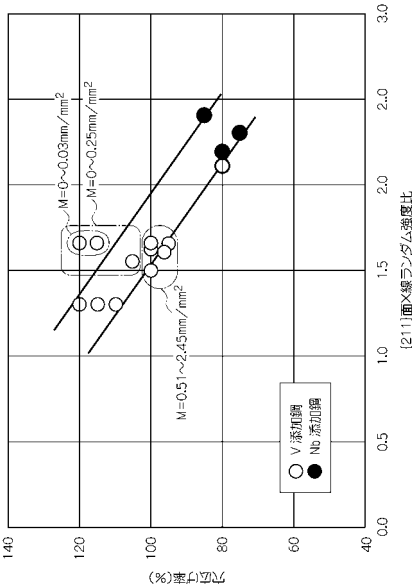
(54) 【発明の名称】 穴広げ性に優れた高強度熱延鋼板及びその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 高強度化を図りつつ穴広げ性に優れた熱延鋼板を提供する。

【解決手段】 質量%で、C : 0.01~0.1%、Si : 0.01~2.0%、Mn : 0.05~3.0%、P 0.1%、S 0.03%、Al : 0.005~0.02%、N 0.005%、Ca : 0.0005~0.003%、Nb 0.01%、Ti : 0.005~0.3%、V : 0.01~0.1%を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなる鋼板であって、そのミクロ組織がフェライト組織、ベイナイト組織又はこれらの混合組織から成り、かつ、圧延面と平行な{211}面のX線ランダム強度比が2.0以下であることを特徴とする。

【選択図】 図1



【特許請求の範囲】

【請求項 1】

質量 % で、

C : 0.01 ~ 0.1 %、

Si : 0.01 ~ 2.0 %、

Mn : 0.05 ~ 3.0 %、

P 0.1 %、

S 0.03 %、

Al : 0.005 ~ 0.05 %、

N 0.005 %、

Ca : 0.0005 ~ 0.003 %、

Nb 0.01 %、

Ti : 0.005 ~ 0.3 %、

V : 0.01 ~ 0.1 %

を含有し、残部が Fe 及び不可避免的不純物からなる鋼板であって、

そのミクロ組織がフェライト組織、ベイナイト組織又はこれらの混合組織から成り、

かつ、圧延面と平行な { 2 1 1 } 面の X 線ランダム強度比が 2.0 以下であること

を特徴とする穴広げ性に優れた高強度熱延鋼板。

10

【請求項 2】

さらに質量 % で、

Cu : 0.1 ~ 1.0 %、

Ni : 0.1 ~ 1.0 %、

Cr : 0.1 ~ 1.0 %、

REM : 0.0005 ~ 0.02 %

のうち何れか一種又は二種以上を含有すること

を特徴とする請求項 1 に記載の穴広げ性に優れた高強度熱延鋼板。

20

【請求項 3】

前記鋼板は、S 及び Ti の含有量が、質量 % で、

S 0.005 %

Ti : 0.05 ~ 0.3 %

であり、

板幅方向を法線に持つ断面において、圧延方向の直線上に隣り合う他の介在物に対して 50 μ m 以下の間隔を空けて並んだ円相当径が 3 μ m 以上である介在物の集まりからなり、圧延方向長さが 30 μ m 以上の介在物群と、圧延方向の直線上に隣り合う他の介在物に対して 50 μ m 超の間隔を空け、円相当径が 3 μ m 以上であり、圧延方向長さが 30 μ m 以上に延伸されてなる介在物との断面 1 mm² 当たりの圧延方向長さの総和が 0.25 mm 以下であること

を特徴とする請求項 1 又は 2 に記載の穴広げ性に優れた高強度熱延鋼板。

30

【請求項 4】

請求項 1 ~ 3 の何れか 1 項に記載の成分を有する鋳片又は鋼片を 1200 以上に加熱した後、粗圧延を行い、次に仕上げ圧延を 950 以上の温度域で終了させ、その後、20 / 秒以上の冷却速度で 600 以下まで冷却した後、550 以下の温度で巻き取ること

40

を特徴とする穴広げ性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項 5】

請求項 1 ~ 3 の何れか 1 項に記載の成分を有する鋳片又は鋼片を 1200 以上に加熱した後、粗圧延を行い、次に仕上げ圧延を 950 以上の温度域で終了させ、その後、20 / 秒以上の冷却速度で 650 以下まで冷却し、次いで 550 以上 650 以下の温度域において 15 / 秒以下の冷却速度で 1 秒以上冷却し、更に 20 / 秒以上の冷却速度で 600 以下まで冷却した後、550 以下の温度で巻き取ること

50

特徴とする穴広げ性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項 6】

上記鋼片又は鋼片は、請求項 3 に記載の成分を有する溶鋼を溶製するに際し、二次精錬装置で脱硫用フラックス添加後に 3 . 0 回以上環流させた溶鋼から得られたものであること

を特徴とする請求項 4 又は 5 に記載の穴広げ性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、穴広げ性に優れた高強度熱延鋼板及びその製造方法に関するものである。

10

【背景技術】

【0002】

近年においては、各種鋼材の軽量化を目的として、鋼板の高強度化の適用が進められている。ここで、鋼板に求められる機械的性質は、鋼板そのものの強度のみならず、靱性、延性、穴広げ性、疲労耐久性或いは耐食性等、多岐に亘っている。一般に、鋼板の高強度化に伴い、鋼板の延性や穴広げ性といった鋼板の加工性に関する機械的性質は低減する傾向にある。このため、鋼板の高強度化を図りつつ、上記の各種機械的性質をバランスよく発揮させることが重要となる。現在自動車の足回り部品用途では引張強度 7 8 0 M P a 級の熱延鋼板が適用されつつあり、この強度クラスの鋼板において引張強度と穴広げ性等の成形性とを両立させることが求められている。

20

【0003】

例えば、自動車の車体重量の約 2 0 % を占める構造部材や足廻り部材等の自動車部材に用いられる鋼板は、打ち抜き加工や穴あけ加工等のせん断加工によって所定形状に切断された後、伸びフランジ加工を主体としたプレス成形が施されるため、優れた穴広げ性（λ）が要求される。

【0004】

鋼板の高強度化を図りつつ穴広げ性を向上させる技術としては、例えば、特許文献 1 には、フェライト、ベイナイト等の鋼組織の分率や、フェライト組織中の析出物を最適化することにより強度と穴広げ性のバランスを改善する技術が開示されている。

【0005】

30

【特許文献 1】特開 2 0 0 4 - 3 3 9 6 0 6 号

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0006】

しかしながら、特許文献 1 の開示技術によっては引張強度 7 8 0 M P a で穴広げ値 6 0 % 以上の鋼板が得られるものの、それでは穴広げ値が十分とは言えず、十分な強度、穴広げ性バランスを有しているとは言い難いものであった。自動車の軽量化のニーズに対応するためには、更に引張強度と穴広げ性をバランスよく備えた熱延鋼板の提案が望まれている。

【0007】

40

そこで、本発明は、上述した問題点に鑑みて案出されたものであり、その目的とするところは、穴広げ性に優れた鋼板を得ることを念頭におきつつ、引張強度と穴広げ性とをバランスよく備えた穴広げ性に優れた高強度熱延鋼板及びその鋼板を製造できる高強度熱延鋼板の製造方法を提供することを目的とするものである。

【課題を解決するための手段】

【0008】

第 1 の発明に係る穴広げ性に優れた高強度熱延鋼板は、質量 % で、

C : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 %、

S i : 0 . 0 1 ~ 2 . 0 %、

M n : 0 . 0 5 ~ 3 . 0 %、

50

P 0.1%、
 S 0.03%、
 Al: 0.005 ~ 0.05%、
 N 0.005%、
 Ca: 0.0005 ~ 0.003%、
 Nb 0.01%
 Ti: 0.005 ~ 0.3%、
 V: 0.01 ~ 0.1%

を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなる鋼板であって、
 そのミクロ組織がフェライト組織、ベイナイト組織又はこれらの混合組織から成り、
 かつ、圧延面と平行な{211}面のX線ランダム強度比が2.0以下であること
 を特徴とする。

【0009】

第2の発明に係る穴広げ性に優れた高強度熱延鋼板は、第1の発明において、さらに質量%で、

Cu: 0.1 ~ 1.0%、
 Ni: 0.1 ~ 1.0%、
 Cr: 0.1 ~ 1.0%、
 REM: 0.0005 ~ 0.02%

のうち何れか一種又は二種以上を含有すること
 を特徴とする。

【0010】

第3の発明に係る穴広げ性に優れた高強度熱延鋼板は、第1又は第2の発明において、
 前記鋼板は、S及びTiの含有量が、質量%で、S 0.005%、Ti: 0.05 ~
 0.3%であり、板幅方向を法線に持つ断面において、圧延方向の直線上に隣り合う他の
 介在物に対して50µm以下の間隔を空けて並んだ円相当径が3µm以上である介在物の集
 まりからなり、圧延方向長さが30µm以上の介在物群と、圧延方向の直線上に隣り合う
 他の介在物に対して50µm超の間隔を空け、円相当径が3µm以上であり、圧延方向長
 さが30µm以上に延伸されてなる介在物との断面1mm²当たりの圧延方向長さの総和
 が0.25mm以下であることを特徴とする。

【0011】

第4の発明に係る穴広げ性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法は、第1又は第2の発明
 に係る熱延鋼板の成分を有する鋳片又は鋼片を1200℃以上に加熱した後、粗圧延を行
 い、次に仕上げ圧延を950℃以上の温度域で終了させ、その後、20℃/秒以上の冷却速
 度で600℃以下まで冷却した後、550℃以下の温度で巻き取ることを特徴とする。

【0012】

第5の発明に係る穴広げ性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法は、第1又は第2の発明に
 係る熱延鋼板の成分を有する鋳片又は鋼片を1200℃以上に加熱した後、粗圧延を行い
 、次に仕上げ圧延を950℃以上の温度域で終了させ、その後、20℃/秒以上の冷却速
 度で650℃以下まで冷却し、次いで550℃以上650℃以下の温度域において15℃/秒
 以下の冷却速度で1秒以上冷却し、更に20℃/秒以上の冷却速度で600℃以下ま
 で冷却した後、550℃以下の温度で巻き取ることを特徴とする。

【0013】

第6の発明に係る穴広げ性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法は、第4又は第5の発明
 において、上記鋳片又は鋼片は、第1又は第2の発明に係る熱延鋼板の成分を有する溶鋼
 を溶製するに際し、二次精錬装置で脱硫用フラックス添加後に3.0回以上環流させた溶
 鋼から得られたものであることを特徴とする。

【発明の効果】

【0014】

上述の如き構成からなる熱延鋼板は、Nbの添加量を0.01%以下としつつ、Vの添

加量を 0.01 ~ 0.1 % とすることにより、仕上げ圧延終了温度の過剰な増大を防止しつつ、{ 2 1 1 } 面の X 線ランダム強度比の低減を図ることを可能としており、穴広げ性の向上が図られている。

【 0 0 1 5 】

さらに、穴広げ性を劣化させる延伸した延伸介在物や、圧延方向に直線上に並んだ複数の介在物からなる介在物群の圧延方向長さを抑制させることによって、更なる穴広げ性の向上が図られている。

【図面の簡単な説明】

【 0 0 1 6 】

【図 1】鋼板の圧延面と平行な { 2 1 1 } 面の X 線ランダム強度比と穴広げ率との関係を示す図である。

10

【図 2】本発明者の行なった研究によって得られた熱延鋼板の穴広げ率と引張強度との関係を示す図である。

【図 3】仕上げ圧延終了温度と { 2 1 1 } 面の X 線ランダム強度比との関係を示す図である。

【図 4】L 断面について説明するための斜視図である。

【図 5】介在物の圧延方向長さの総和 M について説明するための模式図である。

【図 6】二次精錬時における溶鋼の環流回数と介在物の圧延方向長さの総和 M との関係を示す図である。

【図 7】溶鋼を溶製する二次精錬工程を行うにあたって二次精錬装置として用いられる R H の構成を示す模式図である。

20

【図 8】熱間圧延工程を概略的に示す図である

【発明を実施するための形態】

【 0 0 1 7 】

以下に、本発明を実施するための形態として、穴広げ性に優れた高強度熱延鋼板及びその製造方法について詳細に説明する。

【 0 0 1 8 】

まず、本発明を完成するに至った基礎的研究結果について説明する。

【 0 0 1 9 】

本発明者らは、フェライト組織及びベイナイト組織を主相とした鋼板の穴広げ性に対する支配要因について調査するため、以下のような検討を行った。

30

【 0 0 2 0 】

本発明者らは、下記の表 1 に示すような鋼成分からなる供試鋼 A ~ I について、加熱温度を 1 2 2 0 ~ 1 2 6 5 、圧延終了温度を 9 2 5 ~ 1 0 0 0 、巻き取り温度を 4 2 0 ~ 4 8 0 の範囲とした条件で熱間圧延、冷却、巻き取りを行い、得られた板厚 2 . 9 m m の熱延鋼板についてのミクロ組織、集合組織、機械的特性を調べた。これらの条件で得られた熱延鋼板の引張強度は、7 8 0 ~ 8 2 0 M P a の範囲に分布していた。

【 0 0 2 1 】

【表 1】

鋼	化学組成 (単位: 質量%)											他元素
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ca	Ti	V	Nb	
A	0.037	0.95	1.29	0.006	0.0012	0.027	0.0039	0.0015	0.138	-	0.044	-
B	0.040	1.05	1.25	0.005	0.0009	0.025	0.0030	0.0015	0.131	0.080	-	-
C	0.038	0.95	1.25	0.008	0.0024	0.015	0.0021	0.0030	0.135	0.012	0.009	Cu=0.2, Ni=0.12
D	0.039	1.04	1.31	0.006	0.0011	0.025	0.0031	0.0020	0.139	0.015	-	Cr=0.2
E	0.037	1.25	1.05	0.011	0.0032	0.040	0.0039	-	0.137	0.080	-	-
F	0.045	1.04	1.28	0.008	0.0015	0.021	0.003	0.0018	0.154	0.085	-	-
G	0.039	1.05	1.29	0.009	0.0012	0.026	0.0014	0.0019	0.134	-	0.038	-
H	0.038	0.95	1.26	0.007	0.0008	0.031	0.0025	0.0024	0.131	0.075	-	-
I	0.041	1.00	1.35	0.008	0.0011	0.025	0.0041	0.0015	0.128	-	0.041	-

※「-」の表記は、無添加であり不可避的不純物レベルで含有されていることを示す。

10

20

30

40

【0022】

ここで、鋼 A、G 及び I は、Nb を他の鋼より多く添加した成分であり、鋼 B、D、E、F 及び H は、Nb の添加が無く、V を添加した成分であり、鋼 C は Nb を 0.009% の微量添加し、V を添加した成分である。以下、鋼 A、G 及び I については Nb 添加鋼といい、鋼 B、C、D、E、F 及び H を V 添加鋼という。

【0023】

なお、ここでいうミクロ組織とは光学顕微鏡等によって観察されるフェライト組織、ペ

50

イナイト組織等のことをいい、集合組織とは、鋼板中の所定位置の鋼組織を代表する、その位置の各結晶粒の結晶方位の平均的な配向である。ここでは、集合組織は、板厚中心部で測定した値とする。

【0024】

この結果、図1に示すように、供試鋼から得られた熱延鋼板の穴広げ性に対しては、所定の結晶方位を有する集合組織が影響していることが判明した。即ち、熱延鋼板中においては、圧延面と平行な $\{211\}$ 面のX線ランダム強度比($\alpha\{211\}$ 面強度)が大きいほど穴広げ性が劣化することが判明した。なお、ここで、供試鋼のミクロ組織は全て、フェライト組織、またはベイナイト組織を主相とするものであった。

【0025】

なお、ここでいうX線ランダム強度比とは、後述するように、X線回折測定において、ランダムな方位分布をもつ粉末試料のX線強度に対する、測定対象である熱延鋼板試料のX線強度の強度比のことを意味し、ランダム強度比が大きいほど、鋼板中に板面と平行な所定方位の結晶面を有する集合組織の量が多いことを意味している。

【0026】

$\alpha\{211\}$ 面強度が高い場合に穴広げ率が劣化するメカニズムは必ずしも明らかではないが、以下のように説明される。熱延鋼板においては $\alpha\{211\}$ 面が多いことにより鋼材の異方性が大きくなる。特に、圧延方向、圧延方向に対して 45° 方向並びに 90° 方向(板幅方向)の塑性歪比(r 値)をそれぞれ r_0 、 r_{45} 、 r_{90} と定義すると、この場合においては r_0 と r_{45} 及び r_{90} との差が大きくなるうえ、 r_{90} が大きく低下することになる。これにより穴広げ成形時に、板幅方向に引張歪を受ける圧延方向端面において板厚減少が大きくなり、端面に高い応力が発生して亀裂が発生、伝播しやすくなるためと考えられる。

【0027】

図2は、所定の製造条件のもと供試鋼A～Iから得られた熱延鋼板の強度と穴広げ率の関係を示すものである。この図に示すように、V添加鋼は、Nb添加鋼よりも優れた穴広げ率が得られており、また強度も同等レベル以上が得られている。これは、再結晶を遅らせて特定の集合組織面強度を高めるNbの添加量を低減し、強度を補うために代わりにVを添加したことによるものと考えられる。

【0028】

また、本発明者らが行なった研究によって、この $\{211\}$ 面のX線ランダム強度比は、図3に示すように、熱間圧延工程における仕上げ圧延終了温度($FT7$)が高温であるほど、低減することが発見された。また、図から分かるようにNb添加量を低減しV添加することで $\alpha\{211\}$ 面強度が低下することも判明した。

【0029】

これらの理由は以下のように考えられる。 $\{211\}$ 面のX線ランダム強度比は、熱間圧延後において、再結晶を発生させずに鋼板中に圧延歪みが蓄積された場合に増大することが知られている。このことから、仕上げ圧延終了温度が高温である場合、仕上げ圧延終了後における再結晶を促進することになり、これによって、 $\{211\}$ 面のX線ランダム強度比が低減されると考えられる。また、V添加鋼では、再結晶を遅らせる効果の大きいNb添加量が少ないため、再結晶が促進され、 $\{211\}$ 面のX線ランダム強度比が低減すると考えられる。

【0030】

仕上げ圧延終了温度を高めることにより穴広げ率を劣化させる $\alpha\{211\}$ 面強度を低下させることができるが、仕上げ圧延終了温度を高くしすぎるのは熱延鋼板表面のスケール疵も著しくなるため好ましくない。この観点から、比較的低い仕上げ圧延終了温度でも $\alpha\{211\}$ 面強度を高くせずに十分な強度を得ることができるV添加が穴広げ率の高い高強度鋼を得る上で必須である。

【0031】

また、本発明者らは、これらの供試鋼A～Iから得られた熱延鋼板について、以下の方

10

20

30

40

50

法により介在物の調査を行った。

【 0 0 3 2 】

板幅方向中央部の 3 0 0 m m の部分から試験片を採取し、図 4 に示す板幅方向を法線に持つ断面（以下、L 断面という。）を鏡面研磨し、光学顕微鏡を用いて、× 4 0 0 の倍率で L 断面の観察を行い、L 断面上（板厚 × 1 0 m m ）にある介在物のサイズ、分布の調査を行った。

【 0 0 3 3 】

穴広げ率に及ぼす介在物の影響を整理した結果、介在物の円相当径が 3 . 0 μ m 以上で、圧延方向の長さが 3 0 μ m 以上の介在物や、一つの介在物の圧延方向の長さが 3 0 μ m 以下でも圧延方向の直線上にある間隔で並んでいる介在物の集まりが穴広げ率へ大きく影響していることがわかった。この直線上に並んだ複数の介在物について更に調査をおこなった結果、図 5（a）に示すように圧延方向の直線上に隣り合う他の介在物に対して 5 0 μ m 以下の間隔を空けて並んでいる介在物の集まりが穴広げ率に影響することが判明した。なお、ここでいう円相当径とは、介在物の形状と同じ面積に換算した場合の直径のことを意味し、圧延方向の直線とは圧延方向に延長されてなる仮想的な直線のことを意味する。

10

【 0 0 3 4 】

そこで、圧延方向の直線上に隣り合う他の介在物に対して 5 0 μ m 以下の間隔を空けて並んでいる円相当径が 3 . 0 μ m 以上の介在物の集まりを1個の「介在物群」とみなし、その介在物群のうち圧延方向の長さが 3 0 μ m 以上のものの、図 5（a）に示すような圧延方向の長さ L 1 を L 断面内で求めた。また、圧延方向の直線上に隣り合う他の介在物に対して 5 0 μ m 超の間隔が空いている介在物であっても、その形状が図 5（b）に示すように、円相当径が 3 . 0 μ m 以上であり、圧延方向の長さが 3 0 μ m 以上の介在物については、その圧延方向の長さ L 2 を L 断面内で測定した。なお、測定対象として、圧延方向長さが 3 0 μ m 以上のものに限定したのは、圧延方向長さがこれ未満の介在物群等は穴広げ性の劣化に対する影響が小さいと考えられるためである。また、円相当径が 3 . 0 μ m 以上のものに限定したのは、円相当径がこれ未満の介在物では穴広げ性の劣化に対する影響が小さいと考えられるためである。

20

【 0 0 3 5 】

なお、図 5（c）に示すように、円相当径が 3 . 0 μ m 以上であり、圧延方向長さが 3 0 μ m 以上の介在物であっても、圧延方向の直線上に隣り合う他の介在物に対して 5 0 μ m 以下の間隔が空いている介在物については、介在物群の一部であるとして扱うこととした。以下においては、この介在物群に含まれず、円相当径が 3 . 0 μ m 以上であり、圧延方向の長さが 3 0 μ m 以上の介在物については、「延伸介在物」と記載する。

30

【 0 0 3 6 】

得られた介在物群の圧延方向長さ L 1 や延伸介在物の圧延方向長さ L 2 は、下記の式（1）に従い、1 視野ごとの各介在物群、延伸介在物についての L 1（m m）及び L 2（m m）を総和して L（m m）を求め、得られた L に基づき下記の式（2）に従い数値 M（m m / m m²）を求め、得られた M を単位面積（1 m m²）当たりの介在物の圧延方向長さの総和 M として定義した。なお、下記の式（1）における L 1_i、L 2_i は、それぞれ 1 視野中の各介在物群及び各延伸介在物の圧延方向長さのことであり、S は、観察した視野の面積（m m²）のことである。

40

【数 1】

$$L = \sum_{i=1}^n L_{1_i} + \sum_{i=1}^m L_{2_i} \quad \cdots (1)$$

【数 2】

$$M = \frac{L}{S} \quad \cdot \cdot \cdot (2)$$

【0037】

ここで、介在物の圧延方向長さの総和 M を求めた理由は、以下の通りである。

【0038】

介在物は、鋼板の変形時にボイドを鋼中に形成して延性破壊を促進するため、穴広げ性を劣化させる要因となる。介在物が穴広げ性を劣化させる影響は、その形状が延伸形状であるほど介在物近傍の応力集中が増大するため大きくなる。本発明者らは、延伸した1個の介在物のみならず、延伸した介在物や球状の介在物が、亀裂伝播方向である圧延方向にある間隔の範囲内で分布している介在物群も、1個の延伸した介在物と同じように、鋼板の変形時に介在物近傍に導入される歪の相乗効果により介在物群近傍に応力集中を生じさせることを見いだした。定量的には、圧延方向の直線上に隣り合う他の介在物に対して 50 μm 以下の間隔を空けて並んでいる円相当径が 3.0 μm 以上の介在物の集まりからなる介在物群が、その介在物群の圧延方向長さと同程度の長さに延伸した1個の介在物と同じ影響があることを見出した。

【0039】

また、今回の試験においては、得られた介在物群、延伸介在物の圧延方向長さ L₁、L₂ から、これらの算術平均である平均値についても求めたが、この平均値は、これが 30 μm 以上である場合、穴広げ値に対して大きな相関関係が見られず、その平均値によって穴広げ値の程度を表すことが困難であることが判明した。

【0040】

これは次のような理由に基づくものと考えられる。即ち、鋼板の変形時には、介在物群、延伸介在物の個数が少ないと、これら介在物群等の周囲で生じたボイドが途切れながら亀裂が伝搬するのに対し、これら介在物群等の個数が多いと、介在物群等の周囲のボイドが途切れることなく連結して、長く連続的なボイドを形成し、延性破壊を促進するものと考えられる。このような介在物群等の個数の影響は、介在物群等の圧延方向長さの平均値では表せないが、介在物群等の圧延方向長さの総和 M では表せるので、この点から上述のような結果が得られたと考えられる。

【0041】

以上の観点から、単位面積当たりの介在物の圧延方向長さの総和 M を評価することとした。

【0042】

また、今般の調査により、図1に示すように、同じ α { 2 1 1 } 面強度でも、介在物の圧延方向長さの総和 M が小さいと穴広げ性が向上することも判明した。延伸介在物の圧延方向長さの総和 M が小さい場合に穴広げ性が向上するメカニズムは、上述のように、介在物群や延伸介在物により延性破壊が促進され穴広げ成形での端面の亀裂の発生、伝播が促進されるためである。

【0043】

また、本発明者らは、穴広げ性を劣化させる要因となる圧延方向の直線上に並んだ介在物を調査したところ、これらは圧延により延伸した MnS や、製鋼段階で脱硫のために投入する脱硫フラックスの残存物であることを明らかにした。これらを抑制するための製造方法について検討した結果、以下が重要であることが判明した。

【0044】

即ち、MnS を抑制するには鋼中に含まれる S 量の低減が重要である。この観点から、本発明においては好ましい S 上限 (0.0050 %) について設定することとした。また、Ti 添加鋼では MnS 生成温度域より高温で TiS が生成することにより MnS 生成

が抑制されることから、MnSを抑制するためにはより多量のTi添加が好ましく、この観点から、本発明においては、好ましいTi量下限(Ti 0.05%)について設定することとした。

【0045】

また、脱硫フラックスの残存による介在物の抑制のためには、溶鋼の二次精錬の工程において、脱硫フラックスの添加後、生産性を著しく劣化させない範囲の時間内で溶鋼環流を行い、脱硫フラックスの除去を図ることが重要であることが判明した。以下に、介在物の圧延方向長さの総和Mを所定以下とするために必要な溶鋼環流条件について述べる。

【0046】

製鋼工程において、溶鋼を二次精錬で溶製するに際しては、脱硫フラックスを除去して介在物の圧延方向長さの総和Mを低減するために、RH(Ruhrstahl-Heraeus)等の二次精錬装置を用いた溶鋼脱硫時に、脱硫フラックス添加後に溶鋼を3.0回以上、2次精錬装置内で環流させることが重要となる。この理由について説明する。

【0047】

図6に、表1に示す成分系の鋼を溶製する際の二次精錬工程における溶鋼環流回数と介在物の圧延方向長さの総和Mとの関係を示す。この図6に示すように、環流回数が3.0回以上の場合に介在物の圧延方向長さの総和Mが0.25mm/mm²以下に低減しており、環流回数が4.0回以上の場合に介在物の圧延方向長さの総和Mが0.03mm/mm₂以下に低減していることが分かる。

【0048】

ここで、溶鋼の環流回数については、単位時間あたりに二次精錬装置内で循環させる溶鋼量のことを意味する溶鋼の環流速度Q(ton/min)と、脱硫フラックス添加後の溶鋼環流時間(min)と二次精錬工程において処理すべき対象の溶鋼量(ton)とから、以下の式(3)、(4)に基づき求めることができる。

【数3】

$$1 \text{ 回の環流に要する時間 } S \text{ (min)} = \frac{\text{処理すべき溶鋼量 (ton)}}{\text{環流速度 } Q \text{ (ton/min)}} \quad \dots (3)$$

【数4】

$$\text{溶鋼環流回数 (回)} = \frac{\text{溶鋼環流時間 (min)}}{1 \text{ 回の環流に要する時間 } S \text{ (min)}} \quad \dots (4)$$

【0049】

上述の溶鋼の環流速度Qについては、種々の算出式があるが、例えば「大量生産規模における不純物元素の精錬限界」((株)日本鉄鋼協会高温精錬プロセス部会精錬フォーラム 日本学術振興会製鋼第19委員会反応プロセス研究会, 平成8年3月, 184頁~187頁)に開示されている下記式(5)に基づき求めればよい。なお、下記式(5)における環流ガス流量は、0、1atmの条件下での1分間当たりの還流ガスの流量を意味する。

【数5】

$$\text{環流速度 } Q = 11.4 \times \frac{1}{3} V \times \frac{4}{3} D \times \frac{1}{3} \left\{ 1 - \ln \left(\frac{P_1}{P_0} \right) \right\} \times k \quad \dots (5)$$

Q : 環流速度 (ton/min)、

V : 環流ガス流量 (L/min)

D : 浸漬管内径 (m)、

P₀ : 真空槽内圧力 (Pa)

P₁ : 環流ガス吹込位置圧力 (Pa)、

10

20

30

40

50

k : 定数 (二次精練装置による定数)

【 0 0 5 0 】

本発明者らは、上述のようにして得られた知見に基づき、引張強度並びに穴広げ性をバランスよく備えた熱延鋼板及びその製造方法について鋭意検討を行い、その結果、下記の条件からなる熱延鋼板及びその製造方法を想到するに至った。

【 0 0 5 1 】

以下、本発明の構成要素を詳細に説明する。

【 0 0 5 2 】

まず、本発明における化学成分の限定理由について説明する。なお、以下では、組成における質量 % を、単に % と記載する。

【 0 0 5 3 】

C : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 %

C は、Nb、Ti 等と結合して析出強化等によって強度向上に寄与する元素であるが、C の含有量が 0 . 0 1 % 未満であると強度向上の効果が得られない。また、C の含有量が、0 . 1 % 超であると、加工性及び溶接性が劣化する。このため、C の含有量は、0 . 0 1 % 以上、0 . 1 % 以下とする。

【 0 0 5 4 】

Si : 0 . 0 1 ~ 2 . 0 %

Si は、予備脱酸に必要な元素であると共に固溶強化元素として強度向上に寄与する元素である。Si は、所望の強度を得るために 0 . 0 1 % 以上含有する必要がある。また、Si の含有量は、2 . 0 % 超であると、加工性が劣化する。このため、Si の含有量は、0 . 0 1 % 以上、2 . 0 % 以下とする。

【 0 0 5 5 】

Mn : 0 . 0 5 ~ 3 . 0 %

Mn は、固溶強化元素として鋼板の強度向上に寄与する元素である。Mn は、所望の強度を得るためには 0 . 0 5 % 以上含有する必要がある。また、Mn の含有量は、3 . 0 % 超であると、熱間圧延時のスラブ割れが生じやすくなる。このため、Mn の含有量は、0 . 0 5 ~ 3 . 0 % とする。

【 0 0 5 6 】

P : 0 . 1 % 以下

P は、溶鋼の精錬時において不可避免的に混入する不純物であり、含有量の増加に伴い靱性等の加工性や溶接性に悪影響を及ぼすとともに疲労特性を低下させる元素である。このため、P の含有量は、低いほど望ましく、P の含有量が 0 . 1 % 超の場合、上述のような加工性等への悪影響、疲労特性の低下が著しいものとなる。このため、P の含有量は、0 . 1 % 以下とする。

【 0 0 5 7 】

S : 0 . 0 3 % 以下

S は、溶鋼の精錬時において不可避免的に混入する不純物であり、含有量が多すぎると、熱間圧延時のスラブ割れを引き起こす。このため、S の含有量は、極力低減させるべきであり、0 . 0 3 % を上限とする。また、S は、その含有量が 0 . 0 3 % 以下でも 0 . 0 0 5 % 超であると、鋼中で延伸した Mn S を形成し、介在物の圧延方向長さの総和 M が増大することによって穴広げ性を劣化させることが懸念される。このため、S は、その含有量を 0 . 0 0 5 % 以下とすることが好ましい。

【 0 0 5 8 】

Al : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 5 %

Al は、溶鋼脱酸時に微細な酸化物を多数分散させ、組織微細化のために必要な元素である。Al の含有量は、溶鋼を脱酸させる効果を十分に得るために 0 . 0 0 5 % 以上添加する必要がある。一方、Al の含有量は、過剰に添加するとその効果が飽和するため、その上限を 0 . 0 5 % とする。このため、Al の含有量は、0 . 0 0 5 % 以上、0 . 0 5 % 以下とする。

10

20

30

40

50

【0059】

N : 0.005%以下

Nは、Cよりも高温にてTiおよびNbと析出物を形成し、Cを固定するのに有効なTi及びNbを減少させるばかりでなく、穴広げ値のバラツキを増大させる大きなサイズのTi窒化物を形成する。従って、Nの含有量は、極力低減させるべきであるが、0.005%以下ならば許容できる範囲である。

【0060】

Ca : 0.0005 ~ 0.003%

Caは、溶鋼脱酸時に微細な酸化物を多数分散させ、組織微細化のために必要な元素であるとともに、溶鋼の脱硫のために、あるいは鋼中Sを球形のCaSとして固定し延伸MnSの生成を抑制して穴広げ性を向上させるためにも添加することが必須である。これらの効果を有するために、Caはその下限を0.0005%とする。一方、Caは、これが過剰に鋼中に含まれてもその効果が飽和するうえ、製造コストの増加を招くので上限を0.003%とする。

【0061】

Nb : 0.01%以下

Nbは、析出強化や、組織細細化により強度を向上させる元素として有効であるが、多量に添加すると、未再結晶域の温度が拡大されて、{211}面のX線ランダム強度比を増大させる未再結晶状態の圧延集合組織を熱間圧延工程終了後に多く残存させてしまうので好ましくない。Nbの含有量が0.01%以下であれば、{211}面のX線ランダム強度比が過剰に増大せず、許容できる範囲である。このため、Nbの含有量は、その上限を0.01%とする。

【0062】

Ti : 0.005 ~ 0.3%

Tiは、TiNとして微細に析出して析出強化による鋼板の強度上昇に寄与する元素である。このような効果は、Tiの含有量が0.005%未満では不十分であるので、Tiの含有量は、0.005%以上とする必要がある。また、Tiは、炭化物(TiC)を形成し、穴広げ性を劣化させる粗大なセメントイト(Fe₃C)の形成を抑制する元素である。このためにも、Tiは0.005%以上の添加が必要である。Tiの含有量が0.3%超であるとその効果が飽和するだけでなく合金コストの上昇を招く。従ってTiの含有量は0.3%以下とする。

【0063】

また、Tiは、鑄片の再加熱段階でTiSとして析出することにより延伸介在物を形成するMnSの析出を抑制する元素である。以上の効果を得るために、Tiの含有量は0.05%以上とすることが好ましい。また、Tiの含有量が0.3%超であるとこれらの効果が飽和するだけでなく合金コストの上昇を招く。従ってTiの含有量は、0.05%以上、0.3%以下とすることが好ましい。

【0064】

V : 0.01 ~ 0.1%

Vは、本発明において必須な元素の一つである。Vは、その添加によって、未再結晶域の温度を拡大させることなく、析出強化により熱延鋼板の強度を著しく増加させる元素である。Vの含有量は、0.01%未満であると、このような強度と穴広げ性とをバランスよく備えるという効果が発揮されない。また、Vは、炭化物(VC)を形成し、穴広げ性を劣化させる粗大なセメントイト(Fe₃C)の形成を抑制する元素である。このためにもVは、0.01%以上の添加が必要である。また、Vの含有量が0.1%超であると、熱延鋼板の製造時の製鋼工程において鑄片の割れを生じやすくなる。このため、Vの含有量は、0.01%以上、0.1%以下とする。

【0065】

以上が、本発明の基本成分の限定理由であるが、本発明においては、必要に応じてCu、Ni、Cr、REMの成分を含有していてもよい。

10

20

30

40

50

【0066】

Cu、Ni、Crは、析出強化若しくは固溶強化により熱延鋼板の強度を向上させる効果がある元素である。これらの元素は、必要に応じて一種又は二種以上添加してもよい。

【0067】

Cuの含有量は、0.1%未満であると強度向上の効果が得られず、1.0%超であると強度向上の効果が飽和するため、0.1%以上1.0%以下とするのが望ましい。

【0068】

また、Niの含有量は、0.1%未満であると強度向上の効果が得られず、1.0%超であると強度向上の効果が飽和するため、0.1%以上1.0%以下とするのが望ましい。

10

【0069】

Crの含有量は、0.1%未満であると強度向上の効果が得られず、1.0%超であると強度向上の効果が飽和するため、0.1%以上1.0%以下とするのが望ましい。

【0070】

また、REM（希土類元素）は、破壊の起点となったり、加工性を劣化させる原因となる非金属介在物の形態を変化させて無害化する元素である。REMの含有量は、0.0005%未満であるとその効果が発揮されず、また、0.02%超添加してもその効果が飽和して経済性が低下する。このため、REMの含有量は、0.0005%以上、0.02%以下とする。

【0071】

また、本発明においては、必要に応じてZr、Sn、Co、Zn、W、Mgを添加してもかまわない。

20

【0072】

次に本発明を適用した熱延鋼板における集合組織、ミクロ組織の限定理由について説明する。

【0073】

本発明においては、十分な強度と穴広げ率のバランスを得るために、圧延面と平行な{211}面のX線ランダム強度比を2.0以下とする必要がある。X線ランダム強度比とは、X線回折測定において、ランダムな方位分布をもつ粉末試料のX線強度に対する、測定対象である熱延鋼板試料のX線強度の強度比のことである。X線ランダム強度比は、適切なX線管球を用いたディフラクトメーター法等を用いて α {211}面のX線回折強度の測定を行い、ランダムサンプルの回折強度との比較により測定するものとする。本発明において必須の化学成分並びに後述のミクロ組織の条件を満たしつつ、この{211}面のX線ランダム強度比が2.0以下とされていれば、熱延鋼板の高強度化を図りつつ穴広げ性を向上させることが可能となる。

30

【0074】

本発明における鋼板のミクロ組織は、優れた穴広げ性（バーリング加工性）を確保するために、フェライト組織、ベイナイト組織又はこれらの混合組織であればよい。これは、それらの組織の場合に、組織の硬さが比較的均一となり、延性破壊が抑制されて穴広げ性の向上を図ることが可能となるためである。

40

【0075】

また、本発明における鋼板のミクロ組織は、不可避的なマルテンサイト、残留オーステナイト及びパーライトを含むことを許容するものであるが、これらが過剰に含まれている場合、それらは硬質であるため延性破壊を助長し穴広げ性に悪影響を及ぼすため、これらを合わせたミクロ組織の体積分率は、5%以下とすることが望ましい。

【0076】

なお、フェライト、ベイナイト、パーライト、マルテンサイト等のミクロ組織の調査は、鋼板の板幅をW、鋼板の板厚をtとした場合において、鋼板の1/4W若しくは3/4W位置より切り出した試料のL断面を研磨し、ナイタル試薬を用いてこれをエッチングし、光学顕微鏡を用いて200～500倍の倍率で観察された1/4tにおける視野の写真

50

にて行った。

【0077】

ここでいうフェライトとは、比較的高温でのオーステナイトからの変態により生成する、BCC格子の結晶粒からなる組織であり、結晶中にTiCを初めとした諸々の析出物や多少の転位を含む組織も含むものとする。ここでは、ナイトール腐食写真で確認される、円相当径 $3\mu\text{m}$ 以上の比較的等軸形状の結晶粒からなる組織をフェライトとした。

【0078】

また、ベイナイトとは、フェライトよりも低温で生成するより微細でかつ伸張した組織よりなる組織である。ここでは、ナイトール腐食写真で確認される、円相当径が $3\mu\text{m}$ 以下の伸張した小さい結晶粒からなる組織をベイナイトとした。

10

【0079】

また、パーライトとは、フェライトと層状のセメンタイトとからなる組織である。ここでは、ナイトール腐食写真で層状組織が確認された場合に、これをパーライトと同定した。

【0080】

マルテンサイトとは、大よそ 350 以下の低温での変態により生ずる硬質の組織である。ここでは、ナイトール腐食写真で灰色の部分が確認された場合に、これをマルテンサイトとして同定した。

【0081】

また、本発明において、より良好な引張強度、穴広げ性のバランスを得るためには、介在物の圧延方向長さの総和 M を 0.25mm/mm^2 以下とすることが望ましい。ここでいう介在物の圧延方向長さの総和 M の意味は、上述した通りである。本発明では、従来より穴広げ性を劣化させる影響があることを知られている延伸介在物のみならず、所定の配列をした介在物群の圧延方向長さを抑制している点に特徴がある。また、更に優れた穴広げ性を得るうえためには、介在物の圧延方向長さの総和 M を 0.03mm/mm^2 以下とすることが更に望ましい。因みに、介在物の圧延方向長さの総和 M は零であってもよい。

20

【0082】

次に、本発明を適用した熱延鋼板を得るための好ましい製造方法について説明する。以下、各製造条件の限定理由について、詳細に述べる。

【0083】

製鋼工程においては、高炉等によって溶銑を得た後に、これを転炉にて溶鋼としたうえで、得られた溶鋼を各種の二次精錬で溶製して上述の所定範囲の成分含有量となるよう成分調整を行なうことになる。

30

【0084】

図7は、溶鋼を溶製する二次精錬工程を行うにあたって二次精錬装置としてRHを用いた場合のそのRHの構成を示す模式図である。二次精錬装置1は、溶鋼鍋2中に脱ガス槽3内に連通された二本の浸漬管4a、4bが浸漬をされて構成されている。また、この二次精錬装置1は、環流ガス吹込管5から溶鋼鍋2内の溶鋼6に供給されているAr等の環流ガスが一方の浸漬管4a内に下方から吹き込まれるよう構成されている。二次精錬装置1における溶鋼鍋2内の溶鋼6は、溶鋼鍋2から一方の浸漬管4aを介して上昇して脱ガス槽3に入り、脱ガス処理後に脱ガス槽3から他方の浸漬管4bを介して溶鋼鍋2に下降して戻るよう構成されている。溶鋼鍋2内の溶鋼6中には、環流ガス吹込管5又は別途設けた管から脱硫フラックスが吹き込まれており、溶鋼6が環流ガスによって攪拌されることによって溶鋼6の脱硫が行なわれることになる。

40

【0085】

ここで、本発明においては、溶鋼を溶製するに際して、上述のように延伸介在物の圧延方向長さの総和 M が小さくなるように溶鋼環流の制御を行うことが好ましい。即ち、介在物の圧延方向長さの総和 M を 0.25mm/mm^2 以下にするうえでは、溶鋼を溶製するに際し、RH等の二次精錬装置を用いた溶鋼脱硫時に、脱硫フラックス添加後に溶鋼を3.0回以上、二次精錬装置内で環流させることが好ましい。また、介在物の圧延方向長さ

50

の総和Mを 0.03 mm/mm^2 以下にするうえでは、溶鋼を4.0回以上環流させることが好ましい。溶鋼の環流回数については、上述の式(3)、(4)を用いるものとする。

【0086】

なお、ここでは二次精錬装置としてRHを用いた例を示したが、他のDH(Dortmund H orde)、LF(Ladle Furnace)等の二次精錬装置を用いても構わないことは言うまでもない。

【0087】

以上の点を除けば、製鋼工程中の他の工程について、特にその条件を限定するものではない。二次精錬後においては、二次精錬によって得られた溶鋼から、通常の連続鑄造、又はインゴット法による鑄造の他、薄スラブ鑄造などの方法で鑄造して鑄片を得るようにすればよい。得られた鑄片は、通常ガス切断機等によって所定長さに切断された鋼片となる。なお、高炉にて溶銑を得る代わりに、原料として鉄スクラップを使用して、これを電炉にて溶解して溶鋼を得るようにしてもかまわない。また、連続鑄造によって鑄片等を得た場合には、高温鑄片のまま熱間圧延機に直送してもよいし、室温まで冷却後に加熱炉にて再加熱した後にこれを熱間圧延するようにしてもよい。

【0088】

次に続いて、本発明における、熱間圧延工程での条件について説明する。図8は、熱間圧延工程における各工程での温度の条件を概略的に示す図である。

【0089】

鑄片や鋼片を加熱するスラブ加熱工程S1におけるスラブ加熱温度は、目的とするランダム強度比、ミクロ組織を得るうえで、例えば、1190 以上とする必要がある。また、このスラブ加熱温度は、目的とする引張強度と穴広げ性とを得るうえでは1200 以上であることが好ましい。これは、1200 未満で鑄片等を加熱した場合に、TiやNbを含む析出物がスラブ中に十分に溶解せずに粗大化し、TiやNbの析出物による析出強化能が得られなくなることに加え、これらが鋼材中に粗大な析出物として最後まで残留するため穴広げ性を劣化させるためである。なお、スラブ加熱温度の上限値は特に問わないが、スラブ加熱温度が1400 超であると、スケール欠陥の量が多量になり歩留まりが低下するので、スラブ加熱温度は1400 以下であることが望ましい。なお、スラブ加熱工程S1における加熱時間については特に問うものではない。

【0090】

スラブ加熱工程S1の後には、加熱炉より抽出したスラブに対して粗圧延を行なう粗圧延工程S2に移行する。この粗圧延工程S2における粗圧延終了温度は特に問うものではないが、動的な再結晶を促進し結晶方位のランダム化を促進する観点から1150 以上であることが望ましい。

【0091】

粗圧延工程S2によって得られる粗バーの厚みは、特に問うものではないが、後述の仕上げ圧延工程において圧延歪みを軽減させる観点から小さいことが望ましく、25mm以下であることが好ましい。

【0092】

また、粗圧延工程S2終了から後述の仕上げ圧延工程S3開始までの時間は、特に問うものではないが、その間において30秒以上保持することが望ましい。これは、保持時間が30秒未満であると、オーステナイト粒の再結晶が促進されず、未再結晶状態の圧延集合組織が多く残存してしまうためである。

【0093】

粗圧延工程S2の後には、粗圧延工程S2によって得られた粗バーに対して更に圧延を施す仕上げ圧延工程S3に移行する。この仕上げ圧延工程S3における仕上げ圧延終了温度は、{211}面のX線ランダム強度比を増加させる原因となる未再結晶状態の圧延集合組織が残存するのを避けるため950 以上とする必要がある。仕上げ圧延終了温度の上限は、本発明の効果をj得るためには特に定める必要はないが、操業上スケール疵が発生す

10

20

30

40

50

る可能性があるため、1000 以下とすることが好ましい。

【0094】

なお、仕上げ圧延工程S3における仕上げ圧延開始温度は、圧延後において再結晶を促進させる観点からは、高温である方が好ましく、1050 以上とすることが望ましい。また、仕上げ圧延工程S3における最終パスの圧下率は特に問うものではないし、圧延速度等についても特に問わない。

【0095】

また、粗圧延工程S2と仕上げ圧延工程S3とにおいては、粗バーの圧延方向、板幅方向、板厚方向における温度のバラツキを小さく制御するように、各圧延機内又は圧延機間において加熱装置を設置し、熱間圧延中の温度のバラツキを低減させるように制御してもよい。

10

【0096】

また、粗圧延工程S2と仕上げ圧延工程S3との間において、必要に応じて高水圧を用いたデスクーリングを行なうようにしてもよい。

【0097】

仕上げ圧延工程S3の後は、仕上げ圧延によって得られた熱延鋼板をランアウトテーブルで冷却する冷却工程S4に移行する。冷却工程S4においては、20 /秒以上の冷却速度で600 以下まで冷却する必要がある。これは、冷却速度が20 /秒未満であると、パーライト相が生成されたり、T i Cの析出物が粗大化してしまうことにより、強度が得られなくなり、かつ穴広げ性も劣化するためである。また、これは、600 超で冷却を停止すると、T i Cの析出物が粗大化してしまうことにより、強度が得られなくなり、かつ穴広げ性も劣化するためである。この冷却は、巻き取り温度～巻き取り温度+20 の温度域まで行なう。

20

【0098】

また、冷却工程S4においては、熱間圧延の後、初めに冷却速度を20 /秒以上とした強冷却を行ない、強冷却の後、550 以上650 以下の温度域で、15 /秒以下の冷却速度で緩冷却を行うことが望ましい。この場合、緩冷却を行なう時間は、1秒以上5秒以下とすることが望ましい。これにより、微細な析出物の析出が促進され、得られる熱延鋼板の強度が向上する。緩冷却の開始温度を650 以下としたのは、緩冷却の開始温度が650 超であると、T i Cなどの鋼材の強度向上に寄与する析出物が粗大に析出しやすく、かえって強度低下を招きやすいためである。緩冷却の終了温度を550 以上としたのは、それ以下の温度では短時間で微細にT i Cを析出させる効果が小さく、強度増加に対する寄与が小さいためである。

30

【0099】

緩冷却の冷却速度を15 /秒以下としたのは、緩冷却速度が15 /秒超であると、微細な析出物が十分に析出しないためである。なお、緩冷却の冷却速度の下限值は特に限定しない。

【0100】

また、緩冷却の時間を1秒以上としたのは、これが1秒未満であると、微細な析出物が十分に析出されないためである。また、緩冷却の時間を5秒以下としたのは、これが5秒超であると、かえって析出物が粗大に析出するため、強度低下を招くためである。

40

【0101】

緩冷却の後は、再び、冷却速度を20 /秒以上とした強冷却を行う必要がある。緩冷却の後に強冷却を行わないと析出物が粗大に析出し、強度低下を招く可能性があるためである。この強冷却は、600 以下の温度域まで行い、具体的には、巻き取り温度～巻き取り温度+20 の温度域まで行なう。

【0102】

なお、ランアウトテーブルにおける強冷却は、例えば、水冷、又はミスト等による冷却で行なわれ、緩冷却は、例えば、空冷によって行なわれる。

【0103】

50

冷却工程 S 4 の後は、冷却工程 S 4 を経て得られた熱延鋼板を巻き取る巻き取り工程 S 5 に移行する。巻き取り工程 S 5 においては、550 以下の温度域で熱延鋼板を巻き取る必要がある。巻き取り温度が550 超であると、加工性に好ましくないパーライト等の粗大炭化物を含む相が生成し、{ 2 1 1 } 面の X 線ランダム強度比を増大させる恐れがあるうえ、析出物が粗大に析出し穴広げ性を劣化させるため好ましくない。従って、巻き取り工程 S 5 における巻き取り温度は、550 以下とする。なお、巻き取り工程 S 5 における巻き取り温度は、400 未満では T i 等の炭化物が粒界に析出しにくくなり、炭化物による析出強化能が十分に得られない恐れがあるので、巻き取り温度は400 以上とすることが好ましい。また、巻き取り工程の後は、巻き取り温度から室温や所定の温度域にまで徐冷することになる。

10

【 0 1 0 4 】

なお、可動転位の導入による延性の向上や鋼板形状の矯正を図ることを目的として、全工程終了後において圧下率 0 . 1 % 以上 2 % 以下のスキンパス圧延を施すようにしてもよい。また、全工程終了後において、得られた熱延鋼板の表面に付着しているスケールの除去を目的として、得られた熱延鋼板を酸洗するようにしてもよい。また、熱間圧延終了後又は酸洗後に、得られた熱延鋼板に対してインライン若しくはオフラインで圧下率 1 0 % 以下のスキンパス、又は圧下率 4 0 % 以下の冷汗圧延を施してもよい。

【 0 1 0 5 】

また、本発明を適用した熱延鋼板は、鑄造後、各圧延工程後、冷却後の何れかの場合において、溶融めっきラインにて熱処理を施す、若しくは全工程終了後の熱延鋼板に対して溶融めっき法による表面処理を施すようにして、熱延鋼板の耐食性を向上させてもよい。また、溶融めっきに加えて合金化処理を施すようにしてもよいのは勿論である。

20

【 実施例 】

【 0 1 0 6 】

次に、本発明を適用した高強度熱延鋼板の実施例について詳細に説明する。

【 0 1 0 7 】

まず、下記の表 2 に示す化学成分を有する鋼番 A ~ K の鋼片を転炉の溶製後、二次精錬によって得たうえで、得られた鋼片を連続鑄造後に直接、又は再加熱した後に、表 3 に示す製造条件を経て、板厚 2 . 9 m m の熱延鋼板を得た。このようにして得られた熱延鋼板の機械的性質並びにミクロ組織等を表 4 に示す。

30

【 0 1 0 8 】

【 表 2 】

	成分	化学組成（単位：質量％）											他元素
		C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ca	Ti	V	Nb	
本発明例	A	0.035	1.05	1.25	0.005	0.0010	0.025	0.0031	0.0015	0.131	0.08	-	-
比較例	B	0.037	0.95	1.29	0.006	0.0012	0.027	0.0039	0.0020	0.138	-	0.044	-
比較例	C	0.041	0.95	1.28	0.005	0.0014	0.024	0.0032	0.0015	0.130	-	-	-
本発明例	D	0.039	1.04	1.31	0.006	0.0008	0.025	0.0031	0.0020	0.139	0.015	-	Cr=0.2
本発明例	E	0.037	1.25	1.05	0.011	0.0030	0.040	0.0039	0.0005	0.137	0.080	-	-
本発明例	F	0.038	0.95	1.25	0.008	0.0020	0.015	0.0021	0.0030	0.135	0.012	0.009	Cu=0.2、Ni=0.12
本発明例	G	0.045	1.04	1.28	0.008	0.0015	0.021	0.003	0.0011	0.154	0.085	-	-
本発明例	H	0.038	0.95	1.26	0.007	0.0008	0.031	0.0025	0.0007	0.131	0.075	-	-
本発明例	I	0.040	0.75	1.41	0.007	0.0035	0.055	0.0033	0.0012	0.045	0.10	-	-
本発明例	J	0.045	0.95	1.32	0.008	0.0055	0.025	0.0038	0.0015	0.120	0.07	-	-
本発明例	K	0.055	0.15	1.90	0.006	0.0025	0.045	0.0033	0.0010	0.055	0.085	-	-

※「―」の表記は、無添加であり不可避免の不純物レベルで含有されていることを示す。

【表 3】

鋼番	成分	溶鋼循環回数	製造条件														巻き取り 巻き取り 温度(°C)
			加熱 スラブ加 熱温度 (°C)	粗圧延 粗圧延 終了温度 (°C)	粗圧延 粗圧延 後 粗圧延 終了温度 (°C)	仕上げ圧 延 圧延速度 (rpm)	仕上げ圧 延 開始温度 (°C)	仕上げ圧 延 終了温度 (°C)	強冷却1 強冷却速 度 (°C/s)	緩冷却 緩冷却 開始温度 (°C)	緩冷却 終了温度 (°C)	保持時間 (s)	緩冷却速 度 (°C/s)	強冷却速 度 (°C/s)	強冷却2 強冷却速 度 (°C/s)		
1	A	1.8	1220	1100	30	550	1050	950		有り	610	590	2	10	40	485	480
2	A	1.8	1265	1190	25	500	1150	980		有り	610	560	5	10	40	485	480
3	A	1.8	1230	1090	25	650	1050	970		無し	-	-	0	-	-	-	420
4	A	1.8	1240	1110	30	700	1050	990		有り	640	600	4	10	40	485	480
5	A	1.8	1220	1155	30	650	1080	1000		有り	640	590	5	10	40	485	480
6	D	2.1	1220	1095	30	550	1050	950		有り	610	590	2	10	40	485	480
7	E	2.2	1220	1115	30	550	1050	950		有り	610	590	2	10	45	485	480
8	F	3.2	1220	1100	30	550	1050	950		有り	610	590	2	10	30	485	480
9	G	4.1	1220	1100	30	550	1050	950		有り	610	590	2	10	40	485	480
10	H	4.2	1220	1100	30	550	1050	950		有り	610	590	2	10	40	485	480
11	A	2.5	1190	1125	30	550	1050	950		有り	610	590	2	10	40	485	480
12	A	1.8	1220	1115	30	650	1045	925		有り	630	610	2	10	40	485	480
13	A	1.8	1220	1120	30	550	1050	950		有り	610	590	2	10	15	485	480
14	A	1.8	1220	1120	30	650	1060	990		有り	640	620	2	10	40	575	570
15	B	3.2	1250	1120	30	650	1080	951		有り	570	550	2	10	40	544	539
16	B	3.2	1230	1120	30	650	1060	962		有り	590	570	2	10	40	532	527
17	B	3.2	1250	1140	30	650	1080	956		有り	580	550	3	10	40	541	536
18	B	3.2	1250	1135	30	650	1070	965		有り	570	550	2	10	40	484	479
19	C	3.7	1220	1140	30	650	1060	990		有り	626	618	0.8	10	40	485	480
20	C	1.8	1240	1100	30	650	1050	990		無し	-	-	0	-	-	-	480
21	I	4.4	1265	1190	25	500	1150	980		有り	610	580	3	10	40	485	480
22	J	4.5	1240	1110	30	700	1050	990		有り	640	620	2	10	40	485	480
23	K	4.4	1240	1100	30	650	1050	950		無し	-	-	0	-	-	505	500

【0 1 1 0】

10

20

30

40

【表 4】

	鋼番	介在物の 圧延方向長さ の総和M (mm/mm ²)	[211]面 X線ランダム強度 比	ミクロ組織	観察される主な介在物	機械的性質			機械的性質 評価
						λ (%)	TS(N/mm ²)	EL (%)	
本発明例	1	1.52	1.65	フェライト	CaS、脱硫材残り	95	800	22	○
本発明例	2	1.52	1.30	ベイナイト	CaS、脱硫材残り	120	800	22	○
本発明例	3	1.52	1.50	フェライト+ベイナイト	CaS、脱硫材残り	100	782	23	○
本発明例	4	1.52	1.30	フェライト	CaS、脱硫材残り	110	790	24	○
本発明例	5	1.52	1.30	フェライト	CaS、脱硫材残り	115	790	22	○
本発明例	6	2.45	1.55	フェライト	CaS、脱硫材残り	100	785	24	○
本発明例	7	0.75	1.62	ベイナイト	CaS、脱硫材残り	96	795	23	○
本発明例	8	0.25	1.60	フェライト+ベイナイト	CaS、脱硫材残り	105	810	21	○
本発明例	9	0.03	1.65	フェライト	カルシウムアルミネート	120	800	22	○
本発明例	10	0	1.65	フェライト	カルシウムアルミネート	115	800	22	○
本発明例	11	0.51	1.60	フェライト	CaS、脱硫材残り	100	752	24	○
比較例	12	1.52	2.10	フェライト	CaS、脱硫材残り	80	820	21	×
比較例	13	1.52	1.70	フェライト+パーライト	CaS、脱硫材残り	80	780	23	×
比較例	14	1.52	1.41	フェライト+パーライト	CaS、脱硫材残り	80	825	18	×
比較例	15	0.21	2.40	フェライト	CaS、脱硫材残り	85	792	20	×
比較例	16	0.21	2.20	フェライト	CaS、脱硫材残り	80	785	20	×
比較例	17	0.21	2.30	フェライト	CaS、脱硫材残り	75	790	20	×
比較例	18	0.21	2.10	フェライト	CaS、脱硫材残り	80	781	20	×
比較例	19	0.09	1.35	フェライト	CaS、脱硫材残り	85	790	21	×
比較例	20	1.45	1.35	フェライト	CaS、脱硫材残り	85	775	21	×
本発明例	21	1.45	1.12	フェライト	MnS、カルシウムアルミネート	110	795	22	○
本発明例	22	0.45	1.35	フェライト	MnS、カルシウムアルミネート	99	790	20	○
本発明例	23	0.24	1.45	フェライト+ベイナイト	CaS、脱硫材残り	115	796	21	○

10

【0111】

20

なお、表 3、表 4 における下線を付した数値、文字は、本発明の範囲外又は好ましい範囲外であることを示すものである。また、表 3 における溶鋼環流回数を求めるにあたって、上述の式(5)における定数 k は 4 とした。また、表 3 における「緩冷却の有無」とは、冷却工程 S 4 において冷却速度 15 / 秒以下の緩冷却を行なったか否かを示しており、「強冷却速度」とは、冷却速度 20 / 秒以上で行なう強冷却での実際の冷却速度を示しており、「緩冷却速度」とは、冷却速度 15 / 秒以下の緩冷却での実際の冷却速度を示している。また、「保持時間」とは、冷却速度 15 / 秒以下の緩冷却を行なう時間のことを示している。表 3 の、「強冷却 1」、「強冷却 2」は、緩冷却を行なう場合は図 8 で示される「強冷却 1」、「強冷却 2」の冷却条件を示すこととし、緩冷却を行わない場合はその冷却条件を「強冷却 1」にのみ示すこととした。

30

【0112】

穴広げ率は、日本鉄鋼連盟規格 J F S T 1001 - 1996 記載の穴広げ試験方法に従い評価したものである。表 4 における λ は穴広げ率のことである。また、引張試験は、得られた熱延鋼板を J I S Z 2201 記載の 5 号試験片に加工し、J I S Z 2241 記載の試験方法に従い評価したものである。表 4 における T S は引張強度、E l は破断伸びのことである。また、各 X 線ランダム強度比は、対象サンプルの X 線回折試験片にて測定される所定の結晶面からの X 線回折強度と、ランダムサンプルにおいて同様に測定した X 線回折強度の比である。ここで、X 線回折試験片は、板厚方向中心部まで研削、化学研磨された 20 mm × 20 mm のサンプルにより測定した。また、ミクロ組織は、ナイタル腐食写真を確認することにより測定することとし、例えば、フェライトのみが確認された場合は単に「フェライト」とのみ記載し、フェライトとベイナイトの何れもが確認された場合は「フェライト+ベイナイト」と記載することとした。得られた熱延鋼板の機械的性質の評価においては、穴広げ率が 90 % 以上の条件を満たすものを本発明の範囲内である本発明例とし、穴広げ率がこの条件を満たさないものを本発明の範囲外である比較例とした。表 4 において、機械的性質の評価が上記の条件を満たすものを「○」で記載し、上記の条件を満たさないものを「×」で記載した。

40

【0113】

本発明に沿うものは、鋼番 1 ~ 11、21 ~ 23 である。これらの熱延鋼板は、所定量の鋼成分を含有し、ミクロ組織がフェライト組織、ベイナイト組織又はこれらの混合組織からなり、更に{211}面の X 線ランダム強度比が 2.0 以下であることを特徴としてい

50

る。これらの熱延鋼板は、穴広げ率が90%以上とされている。鋼番1~10は、引張強度が780MPa以上、穴広げ率が90%以上とされており、強度と穴広げ率とがバランスよく得られている。鋼番8~10、23は、溶鋼環流回数Mが多く、介在物の圧延方向長さの総和Mが特に少ないため、穴広げ率が何れも100%以上と特に良好である。

【0114】

鋼番11は、スラブ加熱温度が1200未満とされていることにより、析出物が粗大化してしまい、引張強度が780MPa以上、穴広げ率90%以上の強度と穴広げ率とのバランスのよい熱延鋼板が得られていない。

【0115】

鋼番21は、Tiが0.05未満と好ましい範囲外とされていることにより、延伸したMnSが鋼板中に多く含まれてしまい、介在物の圧延方向長さの総和Mが0.25mm/mm²超と好ましい範囲外とされている。鋼番22は、Sが0.005超と好ましい範囲外とされていることにより、延伸したMnSが鋼板中に多く含まれてしまい、介在物の圧延方向長さの総和Mが0.25mm/mm²超と好ましい範囲外とされている。

【0116】

鋼番12は、組成、ミクロ組織が本発明の範囲内であるものの、{211}面X線ランダム強度比が本発明の範囲外とされているため、目的とする穴広げ率が得られていない。これは、仕上げ圧延終了温度が950未満とされることによって、{211}面の集合組織が多く残存してしまうためである。

【0117】

鋼番13は、組成、集合組織が本発明の範囲内であるが、ミクロ組織が本発明の範囲外とされているため、目的とする穴広げ率が得られていない。これは、強冷却での冷却速度が20/秒未満とされることにより、パーライト等の粗大な析出物が生成したためと考えられる。

【0118】

鋼番14は、組成、集合組織が本発明の範囲内であるが、ミクロ組織が本発明の範囲外とされているため、目的とする穴広げ率が得られていない。これは、巻き取り温度が550超とされることによって、パーライト等の粗大な析出物が生成したためと考えられる。

【0119】

鋼番15~18は、集合組織、ミクロ組織、製造工程が本発明の範囲内であるが、Nbが過剰に含有されているため、集合組織が発達しており、目的とする穴広げ率が得られていない。

【0120】

鋼番19は、集合組織、ミクロ組織、製造工程が本発明の範囲内であるが、Vが含有されておらず、組成が本発明の範囲外であるため、目的とする穴広げ率が得られていない。

【0121】

鋼番20は、集合組織、ミクロ組織、製造工程が本発明の範囲内であるが、Vが含有されておらず、組成が本発明の範囲外であるため、目的とする強度、穴広げ率のバランスが得られていない。

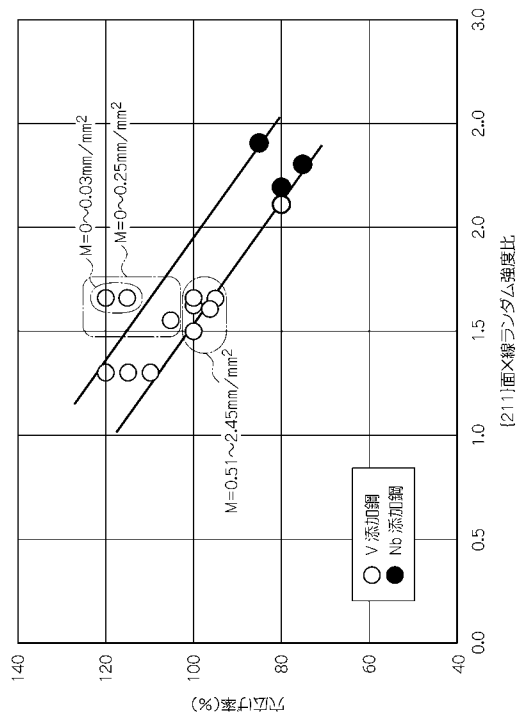
10

20

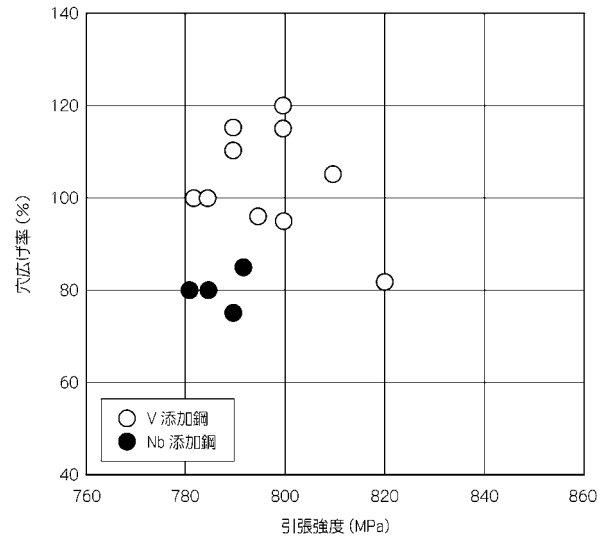
30

40

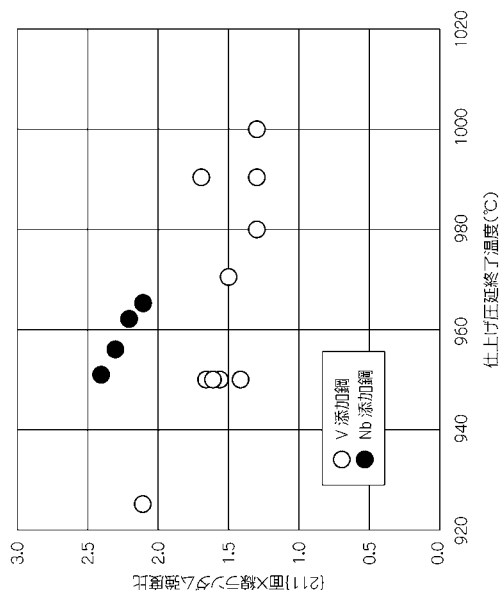
【図 1】



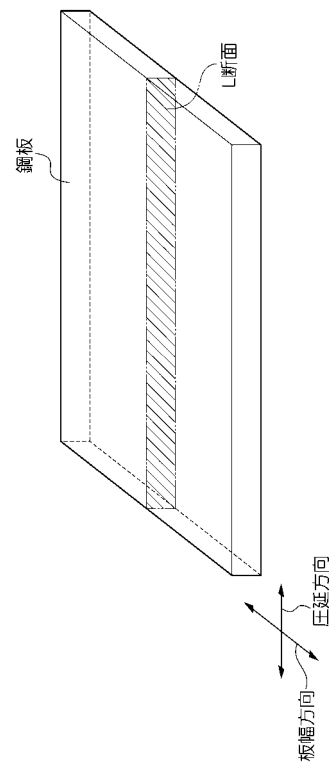
【図 2】



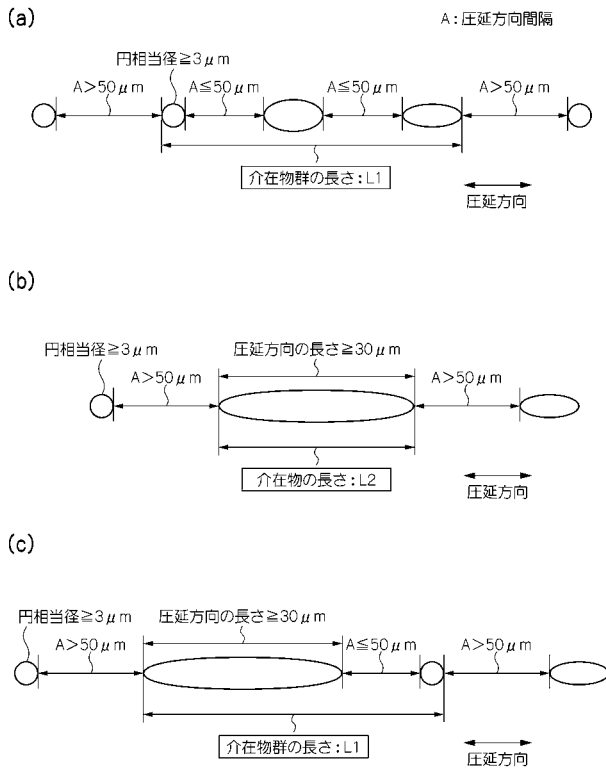
【図 3】



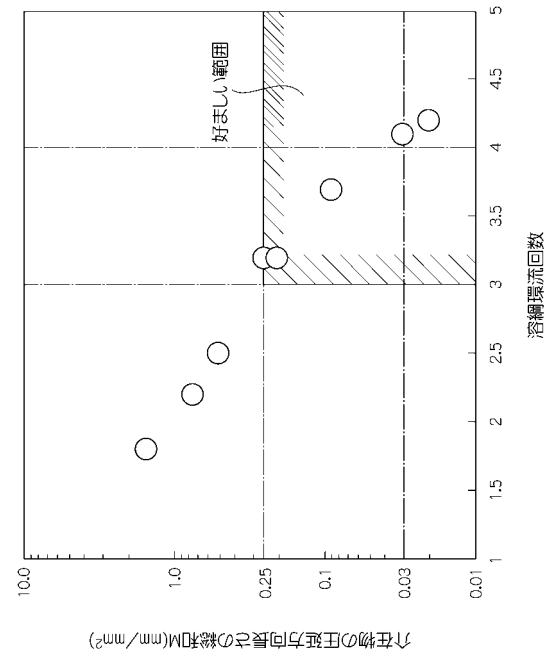
【図 4】



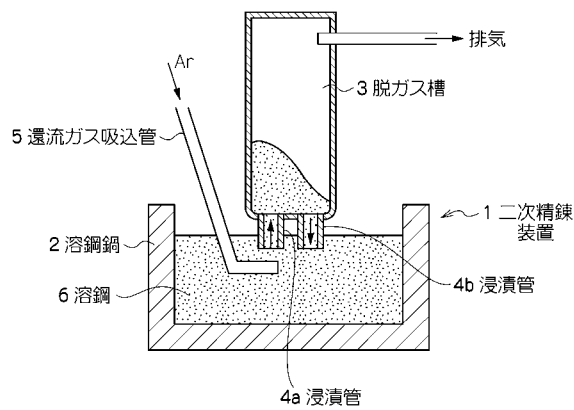
【図5】



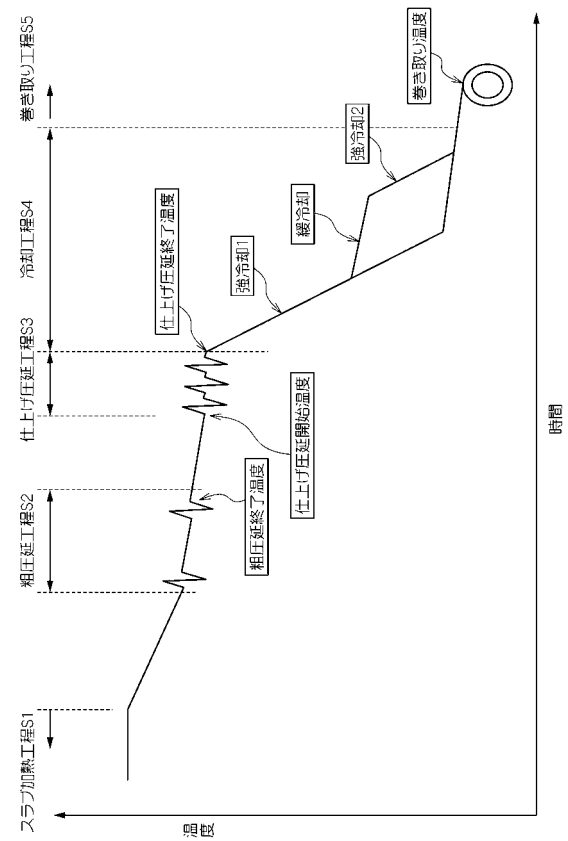
【図6】



【図7】



【図8】



フロントページの続き

(72)発明者 小原 昌弘

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

Fターム(参考) 4K013 BA05 CB09 CE01 CE07

4K032 AA01 AA04 AA05 AA08 AA11 AA12 AA14 AA15 AA16 AA17

AA21 AA22 AA23 AA24 AA27 AA29 AA31 AA32 AA35 AA36

AA40 BA01 CA03 CC04 CD03 CE01