

(19)日本国特許庁(JP)

(12)公開特許公報(A)

(11)公開番号

特開2023-45975
(P2023-45975A)

(43)公開日 令和5年4月3日(2023.4.3)

| (51)国際特許分類 | | 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 0 1 S | 4 K 0 3 7 |
| C 2 2 C | 38/14 (2006.01) | C 2 2 C | 38/00 | 3 0 1 T | 4 K 0 4 2 |
| C 2 2 C | 38/60 (2006.01) | C 2 2 C | 38/00 | 3 0 1 Z | |
| C 2 1 D | 9/46 (2006.01) | C 2 2 C | 38/14 | | |
| C 2 1 D | 9/00 (2006.01) | C 2 2 C | 38/60 | | |
| | | 審査請求 | 未請求 | 請求項の数 | 8 O L (全30頁) 最終頁に続く |

| | | | |
|----------|-----------------------------|---------|--|
| (21)出願番号 | 特願2021-154621(P2021-154621) | (71)出願人 | 000001258 J F E スチール株式会社 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号 |
| (22)出願日 | 令和3年9月22日(2021.9.22) | (74)代理人 | 100184859 弁理士 磯村 哲朗 |
| | | (74)代理人 | 100123386 弁理士 熊坂 晃 |
| | | (74)代理人 | 100196667 弁理士 坂井 哲也 |
| | | (74)代理人 | 100130834 弁理士 森 和弘 |
| | | (72)発明者 | 山崎 和彦 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社内 |
| | | (72)発明者 | 多田 雅毅 |
| | | 最終頁に続く | |

(54)【発明の名称】 熱間プレス用鋼板、その製造方法、熱間プレス部材およびその製造方法

(57)【要約】

【課題】本発明は、T S が 1 3 0 0 M P a 以上 1 7 6 0 M P a 未満の引張強さを有し、かつ、低温靱性および耐遅れ破壊特性に優れた熱間プレス部材が得られ、上記熱間プレス部材を得るための熱間プレス用鋼板、その製造方法、上記特性を発揮するような熱間プレス部材およびその製造方法を提供することを目的とする。

【解決手段】特定の成分を含有し、フェライトが面積率で 3 0 % 以上 9 0 % 以下、パーライトが面積率で 1 0 % 以上 7 0 % 以下、残部組織が面積率で 5 % 以下であり、フェライトの平均アスペクト比が 2 . 0 以上 1 2 . 0 以下、フェライトの平均短軸長さが 5 . 0 μ m 以下であり、粒径が 3 n m 以上 5 0 n m 以下の T i 、 N b 複合析出物を 5 0 0 個 / μ m³ 以上 6 0 0 0 個 / μ m³ 以下含有し、転位密度が、 1 . 0 × 1 0¹⁵ / m² 以上であることを特徴とする熱間プレス用鋼板。

【選択図】なし

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

質量%で、C：0.15%以上0.26%未満、Si：0.01%以上1.0%未満、Mn：1.0%以上3.0%以下、P：0.10%以下、S：0.010%以下、Al：0.01%以上1.5%以下、N：0.010%以下、Nb：0.005%以上0.10%以下、B：0.0005%以上0.020%以下、および、Ti： $3.4N + 0.01$ %以上、 $3.4N + 0.2$ %以下[ただし、NはNの含有量(質量%)を示す]を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる成分組成を有し、フェライトが面積率で30%以上90%以下、パーライトが面積率で10%以上70%以下、残部組織が面積率で5%以下であり、前記フェライトの平均アスペクト比が2.0以上12.0以下、前記フェライトの平均短軸長さが5.0 μm 以下であり、粒径が3nm以上50nm以下のTi、Nb複合析出物を500個/ μm^3 以上6000個/ μm^3 以下含有し、転位密度が、 $1.0 \times 10^{15} / \text{m}^2$ 以上であることを特徴とする熱間プレス用鋼板。

10

【請求項 2】

前記成分組成は、さらに、質量%で、Cr：1.0%以下、Cu：1.0%以下、Ni：1.0%以下、Sb：0.10%以下およびSn：0.10%以下からなる群から選ばれる少なくとも1種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の熱間プレス用鋼板。

20

【請求項 3】

前記成分組成は、さらに、質量%で、Mo：1.0%以下、V：1.0%以下、Bi：0.10%以下、Ca：0.10%以下、Mg：0.10%以下、REM：0.10%以下、Co：0.10%以下、Zr：0.10%以下、Ta：0.10%以下、W：0.10%以下、およびZn：0.10%以下、からなる群から選ばれる少なくとも1種以上を含有することを特徴とする請求項1または2に記載の熱間プレス用鋼板。

【請求項 4】

表面に、Zn系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1項に記載の熱間プレス用鋼板。

【請求項 5】

請求項1～3のいずれか1項に記載された熱間プレス用鋼板の製造方法であって、鋼素材を1150以上に加熱し、次いで、粗圧延を施した後、仕上圧延において、RC温度を式(1)で定義したとき、RC温度未満での合計圧下率を20%以上80%以下、仕上圧延終了温度を(RC - 200)以上(RC - 20)以下とする仕上圧延を施す熱間圧延をし、次いで、前記仕上圧延を終了後2.0s以内に冷却を開始し、550以上700以下の冷却停止温度まで、30/s以上の平均冷却速度で冷却し、前記冷却停止温度で巻取り、次いで、鋼板を前記冷却停止温度から500まで50/h以下平均冷却速度で冷却し、次いで、鋼板を酸洗後、20%以上80%以下の圧下率で冷間圧延を行うことを特徴とする熱間プレス用鋼板の製造方法。

30

40

$$RC(\quad) = 850 + 100 \times C + 100 \times N + 10 \times Mn + 700 \times Ti + 5000 \times B + 10 \times Cr + 50 \times Mo + 2000 \times Nb + 150 \times V \quad \cdots \text{式(1)}$$

ここで、式(1)における各元素記号は、各元素の鋼中の含有量(質量%)である。含まない元素の場合は、式中の元素記号を0として計算する。

【請求項 6】

さらに、鋼板の表面にZn系めっき処理を施すことを特徴とする請求項5に記載の熱間

50

プレス用鋼板の製造方法。

【請求項 7】

請求項 1 ~ 3 のいずれか 1 項に記載の成分組成を含有し、
マルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、ベイナイトが面積率で合計 90% 以上 100%
以下、残部組織が面積率で 10% 以下であり、
旧オーステナイト平均粒径が 7.0 μm 以下であり、
粒径が 3 nm 以上 50 nm 以下の Ti、Nb 複合析出物を 500 個 / μm^3 以上 6000
個 / μm^3 以下含有し、
引張強さが 1300 MPa 以上 1760 MPa 未満であることを特徴とする熱間プレス部
材。

10

【請求項 8】

請求項 1 ~ 3 のいずれか 1 項に記載の熱間プレス用鋼板を、せん断加工でトリミング後
、3 / s 以上 200 / s 以下の平均昇温速度で A_{c3} 変態点以上 1000 以下の温
度まで加熱後、この温度範囲で 0 s 以上 300 s 以下保持した後、Ms 温度以上で熱間プ
レスを行うことを特徴とする熱間プレス部材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、主に自動車産業分野で使用される高強度プレス部品であって、加熱した鋼板
をダイとパンチからなる金型内で熱間プレスし、特に引張強さ (TS) が 1300 MPa
以上 1760 MPa 未満となる熱間プレス部材に使われる熱間プレス用鋼板、その製造方
法、熱間プレス部材およびその製造方法に関するものである。

20

【背景技術】

【0002】

近年、地球環境保全の観点から、自動車排ガス規制が強化されている。このような状況
下、自動車の燃費向上が重要な課題となっており、自動車部品の高強度・薄肉化が要求さ
れている。自動車部品の高強度・薄肉化を図る手段としては、自動車部品の素材として鋼
板を用い、熱間プレス焼入れにより鋼板を所望の部品形状に成形する手段が知られてい
る。熱間プレス焼入れでは、オーステナイト単相域まで加熱したブランク (鋼板) を、金型
を用いて所望の形状に熱間プレス成形しつつ、金型内で抜熱して焼入れを行う。

30

【0003】

以上のように、熱間プレス焼入れでは、高温域に加熱した鋼板、すなわち軟質化して加
工し易い状態にある鋼板をプレス成形するため、鋼板を複雑な部品形状に成形すること
ができる。また、鋼板を所望の部品形状に成形しつつ焼入れを行うため、成形後には TS
が 1300 MPa 以上 1760 MPa 未満のような強度の極めて高い熱間プレス部材が得ら
れる。更に、金型内で焼入れを行うため、熱処理ひずみの抑制が可能であり、寸法精度に
優れた熱間プレス部材が得られる。

【0004】

特許文献 1 には、熱間プレス部材の旧オーステナイト粒の板厚方向の長さに対する圧延
方向の長さの寸法比を 1.3 以上かつ 2.5 以下とし、旧オーステナイト粒の平均粒径を
6 μm 以下とし、98% 以上のマルテンサイトとすることで、TS が 1470 MPa 以上
の熱間プレス部材が得られる方法を提案している。

40

【0005】

特許文献 2 には、円相当直径 30 nm 以下のものの平均円相当直径が 3 nm 以上の Ti
含有析出物を含み、フェライト分率が 30 面積% 以上の熱間プレス用鋼板を熱間プレス
することで、TS が 811 ~ 1820 MPa の熱間プレス部材が得られる方法を提案してい
る。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0006】

50

【特許文献1】国際公開第2011/158818号

【特許文献2】特開2013-185248号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0007】

しかしながら、部材の高強度化にともない、一般的に低温靱性や耐遅れ破壊特性等の材料特性は劣化する。そのため高強度化した部材を自動車に適用するためには、熱間プレス成形後に部材として自動車に取り付けたのちに、衝突等による衝撃を受けても脆性破壊しにくいようにすることが部材に要求される。特に、寒冷地における耐衝撃性を確保するために、低温靱性の向上が不可欠である。また、使用環境から侵入する水素によって遅れ破壊（水素脆化）が生じないこと、すなわち、耐遅れ破壊特性の向上が必要である。また、耐遅れ破壊特性の向上のために鋼中に炭化物を分散させた鋼板を熱間プレス用にもちいられることがあるが、熱間プレス前のブランキング（鋼板のせん断や打抜き工程）で端面に割れが生じることがある。

10

【0008】

特許文献1に記載の方法では、熱間プレス前の鋼板のミクロ組織制御、とりわけ析出物数密度の制御が適正ではなく、熱間プレス部材の耐遅れ破壊特性が十分ではなかった。

【0009】

また、特許文献2に記載の方法では、熱間プレス前の鋼板のミクロ組織、とりわけフェライトの粒径・アスペクト比、ならびに熱間プレス用鋼板の転位密度の制御が不十分であったため、熱間プレス部材の低温靱性が十分ではなかった。

20

【0010】

そこで、本発明は、TSが1300MPa以上1760MPa未満の引張強さを有し、かつ、低温靱性および耐遅れ破壊特性に優れた熱間プレス部材が得られ、上記熱間プレス部材を得るための熱間プレス用鋼板、その製造方法、上記特性を発揮するような熱間プレス部材およびその製造方法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】

【0011】

本発明者は、鋭意検討した結果、下記構成を採用することにより、上記目的が達成されることを見出し、本発明を完成させた。

30

(1) 質量%で、C：0.15%以上0.26%未満、Si：0.01%以上1.0%未満、Mn：1.0%以上3.0%以下、P：0.10%以下、S：0.010%以下、Al：0.01%以上1.5%以下、N：0.010%以下、Nb：0.005%以上0.10%以下、B：0.0005%以上0.020%以下、および、Ti：3.4N+0.01%以上、3.4N+0.2%以下[ただし、NはNの含有量(質量%)を示す]を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、フェライトが面積率で30%以上90%以下、パーライトが面積率で10%以上70%以下、残部組織が面積率で5%以下であり、前記フェライトの平均アスペクト比が2.0以上12.0以下、前記フェライトの平均短軸長さが5.0 μ m以下であり、粒径が3nm以上50nm以下のTi、Nb複合析出物を500個/ μ m³以上6000個/ μ m³以下含有し、転位密度が、 $1.0 \times 10^{15} / m^2$ 以上であることを特徴とする熱間プレス用鋼板。

40

(2) 前記成分組成は、さらに、質量%で、Cr：1.0%以下、Cu：1.0%以下、Ni：1.0%以下、Sb：0.10%以下およびSn：0.10%以下からなる群から選ばれる少なくとも1種以上を含有することを特徴とする(1)に記載の熱間プレス用鋼板。

(3) 前記成分組成は、さらに、質量%で、Mo：1.0%以下、V：1.0%以下、Bi：0.10%以下、Ca：0.10%以下、Mg：0.10%以下、REM：0.10%以下、Co：0.10%以下、Zr：0.10%以下、Ta：0.10%以下、W：

50

0.10%以下、およびZn:0.10%以下、からなる群から選ばれる少なくとも1種以上を含有することを特徴とする(1)または(2)に記載の熱間プレス用鋼板。

(4) 表面に、Zn系めっき層を有することを特徴とする(1)~(3)のいずれか1つに記載の熱間プレス用鋼板。

(5) (1)~(3)のいずれか1つに記載された熱間プレス用鋼板の製造方法であって、

鋼素材を1150 以上に加熱し、

次いで、粗圧延を施した後、

仕上圧延において、RC温度を式(1)で定義したとき、RC温度未満での合計圧下率を20%以上80%以下、仕上圧延終了温度を(RC-200)以上(RC-20)以下とする仕上圧延を施す熱間圧延をし、

次いで、前記仕上圧延を終了後2.0s以内に冷却を開始し、

550 以上700 以下の冷却停止温度まで、30 /s以上の平均冷却速度で冷却し、

前記冷却停止温度で巻取り、

次いで、鋼板を前記冷却停止温度から500 まで50 /hr以下の平均冷却速度で冷却し、

次いで、鋼板を酸洗後、20%以上80%以下の圧下率で冷間圧延を行うことを特徴とする熱間プレス用鋼板の製造方法。

$RC() = 850 + 100 \times C + 100 \times N + 10 \times Mn + 700 \times Ti + 5000 \times B + 10 \times Cr + 50 \times Mo + 2000 \times Nb + 150 \times V \dots$ 式(1)

ここで、式(1)における各元素記号は、各元素の鋼中の含有量(質量%)である。含まない元素の場合は、式中の元素記号を0として計算する。

(6) さらに、鋼板の表面にZn系めっき処理を施すことを特徴とする(5)に記載の熱間プレス用鋼板の製造方法。

(7) (1)~(3)のいずれか1つに記載の成分組成を含有し、

マルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、ベイナイトが面積率で合計90%以上100%以下、残部組織が面積率で10%以下であり、

旧オーステナイト平均粒径が7.0μm以下であり、

粒径が3nm以上50nm以下のTi、Nb複合析出物を500個/μm³以上6000個/μm³以下含有し、

引張強さが1300MPa以上1760MPa未満であることを特徴とする熱間プレス部材。

(8) (1)~(3)のいずれか1つに記載の熱間プレス用鋼板を、せん断加工でトリミング後、3 /s以上200 /s以下の平均昇温速度でAc₃変態点以上1000

以下の温度まで加熱後、この温度範囲で0s以上300s以下保持した後、Ms温度以上で熱間プレスを行うことを特徴とする熱間プレス部材の製造方法。

【発明の効果】

【0012】

本発明によれば、TSが1300MPa以上1760MPa未満の引張強さを有し、かつ、低温靱性および耐遅れ破壊特性に優れた熱間プレス部材を達成でき、上記の熱間プレス部材を得るための熱間プレス用鋼板を用いることで、上記特性を得ることができる。

【0013】

本発明の熱間プレス部材を、自動車の構造部材、骨格部材、サスペンションなどの足回り部材などに使用することにより、自動車の安全性を確保しつつ、自動車車体の重量を軽減できる。このため、環境負荷の低減に寄与できる。

【発明を実施するための形態】

【0014】

以下に、本発明の熱間プレス用鋼板、その製造方法、熱間プレス部材およびその製造方法について説明する。

10

20

30

40

50

【 0 0 1 5 】

なお、本明細書において「～」を用いて表される数値範囲は、「～」の前後に記載される数値を下限値及び上限値として含む範囲を意味する。

(1) 熱間プレス用鋼板

本発明の熱間プレス部材は、

質量%で、C：0.15%以上0.26%未満、Si：0.01%以上1.0%未満、Mn：1.0%以上3.0%以下、P：0.10%以下、S：0.010%以下、Al：0.01%以上1.5%以下、N：0.010%以下、Nb：0.005%以上0.10%以下、B：0.0005%以上0.020%以下、および、Ti： $3.4N + 0.01$ %以上、 $3.4N + 0.2$ %以下[ただし、NはNの含有量(質量%)を示す]を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、フェライトが面積率で30%以上90%以下、パーライトが面積率で10%以上70%以下、残部組織が面積率で5%以下であり、フェライトの平均アスペクト比が2.0以上12.0以下、フェライトの平均短軸長さが $5.0\mu\text{m}$ 以下であり、粒径が 3nm 以上 50nm 以下のTi、Nb複合析出物を $500\text{個}/\mu\text{m}^3$ 以上 $6000\text{個}/\mu\text{m}^3$ 以下含有し、転位密度が、 $1.0 \times 10^{15}/\text{m}^2$ 以上であることを特徴とする熱間プレス用鋼板を用いて製造される。

10

【 0 0 1 6 】

まず、熱間プレス部材に用いられる熱間プレス用鋼板の成分組成の限定理由を説明する。以下、成分組成における「%」は、特に断らない限り、「質量%」を意味する。

20

【 0 0 1 7 】

C：0.15%以上0.26%未満

Cは、鋼の高強度化に有効な元素であり、熱間プレス後にマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、ベイナイトを強化して熱間プレス部材の強度を高めるのに非常に重要な元素である。熱間プレス後のTS1300MPa以上を確保するためには少なくともC含有量は、0.15%以上とする必要がある。したがってC含有量は、0.15%以上とする。C含有量は、0.17%以上が好ましく、0.19%以上がより好ましい。一方、C含有量が0.26%以上となると、熱間プレス後の強度が高くなりすぎてしまい、耐遅れ破壊特性、低温靱性の1つ以上が劣化する。したがって、C含有量は0.26%未満とする。C含有量は、0.25%以下が好ましく、0.24%以下がより好ましい。

30

【 0 0 1 8 】

Si：0.01%以上1.0%未満

Siは、固溶強化に寄与し、また、セメンタイトの析出を抑制し、熱間プレス時のマルテンサイトの焼戻し軟化抵抗を向上させ、熱間プレス部材の強度向上に寄与する。このような効果を得るために、Si含有量は0.01%以上とする。Si含有量は、0.1%以上が好ましく、0.2%以上がより好ましい。一方、Siはフェライト生成元素であり、Si含有量が1.0%以上であると熱間プレス部材のフェライト分率が増加し、熱間プレス部材の低温靱性が劣化する。このため、Si含有量は、1.0%未満とする。Si含有量は、0.9%以下が好ましく、0.8%以下がより好ましい。

40

【 0 0 1 9 】

Mn：1.0%以上3.0%以下

Mnは、固溶強化に寄与し、また、焼入れ性向上によって熱間プレス時のマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、ベイナイトの生成を促進することで熱間プレス部材の靱性向上に寄与する。このような効果を得るため、Mn含有量は、1.0%以上とする。Mn含有量は、1.2%以上が好ましく、1.5%以上がより好ましい。一方、Mn含有量が3.0%を超えると、熱間圧延巻取り後のフェライト変態を抑制し、十分な量のTi、Nb複合析出物を得ることができない。また、熱延鋼板が硬質マルテンサイトとなってしまう、冷間圧延することが困難となる。このため、Mn含有量は、3.0%以下とする。Mn

50

含有量は、2.5%以下が好ましく、2.0%以下がより好ましい。

【0020】

P：0.10%以下（0%を含む）

Pは、固溶強化により熱間プレス部材の強度向上に寄与する。しかし、Pは、粒界に偏析して低温靱性を低下させる。このため、P含有量は極力低くすることが好ましく、0.10%までのPの含有は許容できる。したがって、P含有量は、0.10%以下とする。P含有量は、0.050%以下が好ましく、0.020%以下がより好ましい。

【0021】

S：0.010%以下（0%を含む）

Sは、TiやMnと結合して粗大な硫化物を形成し、熱間プレス部材の低温靱性と耐遅れ破壊特性を低下させる。このため、S含有量は極力低くすることが好ましく、0.010%までのSの含有は許容できる。したがって、S含有量は、0.010%以下とする。S含有量は、0.0050%以下が好ましく、0.0030%以下がより好ましい。

【0022】

Al：0.01%以上1.5%以下

Alは、脱酸剤として作用し、熱間プレス部材の清浄度を向上させるのに有効である。Alが少なすぎると、その効果が必ずしも十分ではない。このため、Al含有量は、0.01%以上とする。Al含有量は、0.015%以上が好ましく、0.020%以上がより好ましい。一方、Alはフェライト生成元素であり、Al含有量が1.5%を超えると熱間プレス部材のフェライト分率が増加し、熱間プレス部材の低温靱性が劣化する。このため、Al含有量は、1.5%以下とする。Al含有量は、0.7%以下が好ましく、0.1%以下がより好ましい。

【0023】

N：0.010%以下（0%を含む）

Nは、窒化物を形成する元素と結合することにより窒化物として析出し、結晶粒の微細化に寄与する。しかし、Nは、高温でTiと結合して粗大な窒化物になりやすく、多すぎる含有は、熱間プレス部材の低温靱性と耐遅れ破壊特性を劣化させる。このため、N含有量は、0.010%以下とする。N含有量は、0.008%以下が好ましく、0.006%以下がより好ましい。

【0024】

Nb：0.005%以上0.10%以下

Nbは、析出強化または固溶強化により熱間プレス部材の強度を向上させる。また、Nbは、Tiと複合析出物を形成させて、熱間プレスに供する鋼板をAc₃温度以上に加熱した際のオーステナイト粒の粗大化を抑制し、旧オーステナイト粒径を微細にする効果がある元素である。また、熱間プレス部材にTi、Nb複合析出物を含有させることで耐遅れ破壊特性を向上させる重要な元素である。これらの効果を発現させるため、Nbを含有する場合、Nb含有量は、0.005%以上とする。Nb含有量は、0.010%以上が好ましく、0.020%以上がより好ましい。一方、Nb含有量が多すぎると、粗大な炭窒化物を形成し、熱間プレス部材の低温靱性と耐遅れ破壊特性を劣化させる。このため、Nbを含有する場合、Nb含有量は、0.10%以下とする。Nb含有量は、0.080%以下が好ましく、0.060%以下がより好ましい。

【0025】

B：0.0005%以上0.020%以下

Bは、旧オーステナイト粒界に偏析し、フェライトの生成を抑制することにより、熱間プレス時のマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、ベイナイトの生成を促進し、鋼板の強度向上に寄与する。これらの効果を発現させるため、B含有量は、0.0005%以上とする。B含有量は、0.0010%以上が好ましく、0.0015%以上がより好ましい。一方、B含有量が多すぎると、上記した効果が飽和する。このため、B含有量は、0.020%以下とする。B含有量は、0.010%以下が好ましく、0.0050%以下がより好ましい。

【0026】

Ti : $3.4N + 0.01\%$ 以上、 $3.4N + 0.2\%$ 以下 [ただし、NはNの含有量(質量%)を示す]

Tiは、析出強化または固溶強化により熱間プレス部材の強度を向上させる。Tiは、オーステナイト相高温域(オーステナイト相での高温の域、および、オーステナイト相よりも高温の域(鑄造の段階))で窒化物を形成する。これにより、BNの析出が抑制され、Bが固溶状態になる。こうして、熱間プレス時のマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、ベイナイトの生成に必要な焼入れ性が得られ、強度向上に寄与する。また、Tiは、Ti、Nb複合析出物を形成させて、熱間プレスに供する鋼板をAc₃温度以上に加熱した際のオーステナイト粒の粗大化を抑制し、旧オーステナイト粒径を微細にする効果がある非常に重要な元素である。また、熱間プレス部材にTi、Nb複合析出物を含有させることで耐遅れ破壊特性を向上させる重要な元素である。これらの効果を発現させるため、Ti含有量は、 $3.4N + 0.01\%$ 以上とする。一方、Ti含有量が多すぎると、粗大な炭窒化物を形成し、熱間プレス部材の低温靱性と耐遅れ破壊特性を劣化させる。このため、Ti含有量は、 $3.4N + 0.2\%$ 以下とする。Ti含有量は、 $3.4N + 0.1\%$ 以下が好ましく、 $3.4N + 0.06\%$ 以下がより好ましい。

10

【0027】

熱間プレス用鋼板の成分組成は、さらに、Cr、Cu、Ni、SbおよびSnからなる群から選ばれる少なくとも1種以上を、以下に示す含有量で含有してもよい。

【0028】

Cr : 1.0% 以下

Crは、熱間プレス素材および熱間プレス部材の化成処理性やめっき性を劣化させ、耐食性を劣化させることから耐遅れ破壊特性を低下させる。したがって、Crを含有する場合、Cr含有量は、 1.0% 以下とする。Cr含有量は、 0.5% 以下が好ましい。一方、Crは、固溶強化に寄与し、また、焼入れ性の向上を通じて熱間プレス時のマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、ベイナイトの形成を促進し、強度向上に寄与する。これらの効果を発現させるため、Crを含有する場合、Cr含有量は、 0.01% 以上とすることが好ましく、 0.10% 以上がより好ましい。

20

【0029】

Cu : 1.0% 以下

Cuは、固溶強化に寄与し、また、焼入れ性の向上を通じてマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、ベイナイトの形成を促進し、熱間プレス部材の強度向上に寄与する。また、耐食性を向上させることから耐遅れ破壊特性を改善できるため、必要に応じて添加することができる。Cu含有量が多すぎると、上記した効果が飽和し、また、Cuに起因する表面欠陥が発生しやすくなる。このため、Cuを含有する場合、Cu含有量は、 1.0% 以下とする。Cu含有量は、 0.50% 以下が好ましい。

30

上記の効果を得るため、Cuを含有する場合、Cu含有量は、 0.01% 以上とすることが好ましく、 0.05% 以上がより好ましい。

【0030】

Ni : 1.0% 以下

Niは、固溶強化に寄与し、また、焼入れ性の向上を通じて熱間プレス時のマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、ベイナイトの形成を促進し、強度向上に寄与する。また、Cuと同様に耐食性を向上させることから耐遅れ破壊特性を改善できるため、必要に応じて添加することができる。一方、Ni含有量が多すぎると、これらの効果は飽和する傾向にあり、また、Niは高価な元素であるため、経済的観点からNiを含有する場合、Ni含有量は、 1.0% 以下とする。Ni含有量は、 0.50% 以下が好ましい。上記の効果を得るため、Niを含有する場合、Ni含有量は、 0.01% 以上とすることが好ましく、 0.05% 以上がより好ましい。

40

【0031】

Sb : 0.10% 以下

50

S b含有量が多すぎると、熱間プレス素材の製造時の圧延荷重の増大を招き、生産性を低下させる場合がある。このため、S bを含有する場合、S b含有量は、0.10%以下とする。S b含有量は、0.050%以下が好ましく、0.020%以下がより好ましい。一方、S bは、スラブ等の鋼素材を加熱する段階で、鋼素材の表面の窒化を抑制し、鋼素材の表層部のB Nの析出を抑制する。また、固溶Bが存在することにより、熱間プレス部材の表層部において、マルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、ベイナイトの生成に必要な焼入れ性が得られ、熱間プレス部材の強度を向上させる。このような効果を発現するため、S bを含有する場合、S b含有量は、0.0002%以上とすることが好ましく、0.0010%以上がより好ましい。

【0032】

10

S n : 0.10%以下

S n含有量が多すぎると、熱間加工性が低下、熱間プレス時に割れが発生してしまう場合がある。このため、S nを含有する場合、S n含有量は、0.10%以下とする。S n含有量は、0.050%以下が好ましく、0.020%以下がより好ましい。一方、S nは、C uやN iと同様、耐食性を向上させることから耐遅れ破壊特性を改善できるため、必要に応じて添加することができる。上記の効果を得るため、S nを含有する場合、S n含有量は、0.0002%以上が好ましく、0.0010%以上がより好ましい。

【0033】

熱間プレス用鋼板の成分組成は、さらに、M o、V、B i、C a、M g、R E M、C o、Z r、T a、WおよびZ nからなる群から選ばれる少なくとも1種を、以下に示す含有量で含有してもよい。

20

【0034】

R E M (R a r e E a r t h M e t a l) は、S c (スカンジウム) および Y (イットリウム) の2元素、ならびに、L a (ランタン) から L u (ルテチウム) までの15元素 (ランタノイド) の合計17元素の総称である。R E Mの含有量は、これら17元素の総含有量である。

【0035】

M o : 1.0%以下

M o含有量が多すぎると、C rと同様に熱間プレス素材および熱間プレス部材の化成処理性やめっき性を劣化させ、耐食性を劣化させることから耐遅れ破壊特性を低下させる。このため、M oを含有する場合、M o含有量は、1.0%以下とする。M o含有量は、0.50%以下が好ましい。一方、M oは、焼入れ性の向上を通じて熱間プレス時のマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、ベイナイトの形成を促進し、鋼板の強度向上に寄与する。また、M oは、T iと同様に、炭窒化物を形成させて、熱間プレスに供する鋼板をA c₃温度以上に加熱した際のオーステナイト粒の粗大化を抑制し、旧オーステナイト粒径を微細にする効果がある元素である。このような効果を得るため、M oを含有する場合、M o含有量は、0.01%以上とすることが好ましく、0.05%以上がより好ましい。

30

【0036】

V : 1.0%以下

V含有量が多すぎると、粗大な炭窒化物を形成し、熱間プレス部材の低温靱性と耐遅れ破壊特性を劣化させる。このため、Vを含有する場合、V含有量は、1.0%以下とする。V含有量は、0.50%以下が好ましい。一方、Vは、析出強化または固溶強化により熱間プレス部材の強度を向上させる。また、Vは、T iと同様に、炭窒化物を形成させて、熱間プレスに供する鋼板をA c₃温度以上に加熱した際のオーステナイト粒の粗大化を抑制し、旧オーステナイト粒径を微細にする効果がある元素である。これらの効果を発現させるため、Vを含有する場合、V含有量は、0.01%以上とすることが好ましく、0.10%以上がより好ましい。

40

【0037】

B i : 0.10%以下

B i含有量が多すぎると、粗大な酸化物を形成し、熱間プレス部材の低温靱性と耐遅れ

50

破壊特性を劣化させる。このため、B iを含有する場合、B i含有量は0.10%以下とする。B i含有量は、0.050%以下が好ましく、0.020%以下がより好ましい。B iは、熱間プレス部材のマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、ベイナイト内のMn等の置換型元素を均質化し、低温靱性を向上させる効果がある元素である。このような効果を得るため、B iを含有する場合、B i含有量は、0.0002%以上とすることが好ましく、0.0010%以上がより好ましい。

【0038】

Ca : 0.10%以下、Mg : 0.10%以下、REM : 0.10%以下

Ca、Mg、REMの含有量が多すぎると、介在物の増加を引き起こし、熱間プレス部材の低温靱性と遅れ破壊特性を劣化させる。このため、これら1種または2種以上の元素を含有する場合、それぞれの含有量は0.10%以下とする。それぞれの含有量は、0.050%以下がより好ましく、0.020%以下がさらに好ましい。一方、Ca、Mg、REMは、酸化物や硫化物の形状を制御し、粗大な介在物の生成を抑制することから、熱間プレス部材の低温靱性と耐遅れ破壊特性が向上する。これらの効果を発現するため、これら1種または2種以上の元素を含有する場合、それぞれの含有量は0.0002%以上とすることが好ましく、0.0010%以上がより好ましい。

10

【0039】

Co : 0.10%以下、Zr : 0.10%以下

Co、Zrの含有量が多すぎると、低温靱性を劣化させる。このため、これら1種または2種の元素を含有する場合、それぞれの含有量は0.10%以下とする。それぞれの含有量は、0.050%以下が好ましく、0.020%以下がより好ましい。一方、Co、Zrは、CuやNiと同様、耐食性を向上させることから耐遅れ破壊特性を改善できるため、必要に応じて添加することができる。このような効果を得るため、これら1種または2種の元素を含有する場合、それぞれの含有量は0.0002%以上とすることが好ましく、0.0010%以上がより好ましい。

20

【0040】

Ta : 0.10%以下、W : 0.10%以下

Ta、Wの含有量が多すぎると、粗大な炭化物を形成し、熱間プレス部材の低温靱性と耐遅れ破壊特性を劣化させる。このため、これら1種または2種の元素を含有する場合、それぞれの含有量は0.10%以下とする。それぞれの含有量は、0.050%以下が好ましく、0.020%以下がより好ましい。一方、Ta、Wは、合金炭化物を生成して析出強化に寄与し、熱間プレス部材の強度向上に寄与する。このような効果を得るため、これら1種または2種の元素を含有する場合、それぞれの含有量は0.0002%以上とすることが好ましく、0.0010%以上がより好ましい。

30

【0041】

Zn : 0.10%以下

Znの含有量が多すぎると、低温靱性を劣化させる。このため、Znを含有する場合、Znの含有量は0.10%以下とする。Zn含有量は、0.050%以下が好ましく、0.020%以下がより好ましい。一方、Znは、熱間プレス時の焼入れ性の向上を通じて熱間プレス時のマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、ベイナイトの形成を促進し、鋼板の強度向上に寄与する。このような効果を得るため、Znを含有する場合、Zn含有量は0.0002%以上とすることが好ましく、0.0010%以上がより好ましい。

40

【0042】

熱間プレス用鋼板の成分組成において、上述した成分(元素)以外の残部は、Feおよび不可避的不純物からなる。不可避的不純物としては、例えば、Ag、As、O等が挙げられ、これらの含有量は、合計で0.5%以下であれば許容できる。

【0043】

次に、熱間プレス用鋼板のミクロ組織の限定理由を説明する。

ミクロ組織が、フェライトが面積率で30%以上90%以下、パーライトが面積率で10%以上70%以下、残部組織が面積率で5%以下であり、フェライトの平均アスペクト比

50

が 2.0 以上 12.0 以下であり、フェライトの平均短軸長さが 5.0 μm 以下であり、粒径が 3 nm 以上 50 nm 以下の Ti、Nb 複合析出物を 500 個 / μm^3 以上 6000 個 / μm^3 以下含有する、熱間プレス用鋼板である。

【0044】

フェライトが面積率で 30% 以上 90% 以下、パーライトが面積率で 10% 以上 70% 以下、残部組織が面積率で 5% 以下、フェライトの平均アスペクト比が 2.0 以上 12.0 以下、フェライトの平均短軸長さが 5.0 μm 以下

フェライトが面積率で 30% 未満では、十分な数の Ti、Nb 複合析出物が得られず、熱間プレス部材の優れた耐遅れ破壊特性が達成できなくなるため、フェライトが面積率で 30% 以上とし、35% 以上が好ましく、40% 以上がより好ましい。

10

フェライトが面積率で 90% を超えると熱間プレス用鋼板のブランピングで端面に割れが生じることがあるため、フェライトが面積率で 90% 以下とし、80% 以下が好ましく、70% 以下がより好ましい。

パーライトが面積率で 10% 未満であると、熱間プレス用鋼板のブランピングで端面に割れが生じることがあるため、パーライトの面積率を 10% 以上とし、20% 以上が好ましく、30% 以上がより好ましい。一方、パーライトの面積率が 70% を超えると十分な数の Ti、Nb 複合析出物が得られず、熱間プレス部材の優れた耐遅れ破壊特性が達成できなくなるため、パーライトの面積率を 70% 以下とし、60% 以下が好ましく、50% 以下がより好ましい。

熱間プレス用鋼板の残部組織としてベイナイト、マルテンサイト、残留オーステナイト等が考えられるが、これらは面積率で合計 5% 以下であれば許容できる。

20

【0045】

フェライトの平均アスペクト比 2.0 未満であると、熱間プレス部材の旧オーステナイト平均粒径 7.0 μm 以下を達成できないことがあり、熱間プレス部材の優れた低温靱性を達成できなくなるため、フェライトの平均アスペクト比を 2.0 以上とし、2.5 以上が好ましく、3.0 以上がより好ましく、4.0 以上がさらに好ましい。一方、フェライトの平均アスペクト比が 12.0 を超えると熱間プレス用鋼板のブランピングで端面に割れが生じることがあるため、フェライトの平均アスペクト比を 12.0 以下とし、10.0 以下が好ましく、8.0 以下がより好ましい。

【0046】

30

フェライトの平均短軸長さが 5.0 μm を超えると、熱間プレス部材の旧オーステナイト平均粒径 7.0 μm 以下を達成できないことがあり、熱間プレス部材の優れた低温靱性を達成できなくなるため、フェライトの平均短軸長さを 5.0 μm 以下とし、4.0 μm 以下が好ましく、3.0 μm 以下がより好ましい。フェライトの平均短軸長さの下限は特に無いが、0.5 μm 未満は制御が困難なため、0.5 μm 以上が好ましい。

【0047】

粒径が 3 nm 以上 50 nm 以下の Ti、Nb 複合析出物を 500 個 / μm^3 以上 6000 個 / μm^3 以下を含有

粒径が 3 nm 以上 50 nm 以下の Ti、Nb 複合析出物の含有量が 500 個 / μm^3 未満であると、熱間プレス部材の優れた耐遅れ破壊特性を達成できないことがあるため、粒径が 3 nm 以上 50 nm 以下の Ti、Nb 複合析出物の含有量が 500 個 / μm^3 以上とし、600 個 / μm^3 以上が好ましく、700 個 / μm^3 以上がより好ましく、1000 個 / μm^3 以上がさらに好ましい。一方、粒径が 3 nm 以上 50 nm 以下の Ti、Nb 複合析出物の含有量が 6000 個 / μm^3 を超えると、熱間プレス用鋼板のブランピングで端面に割れが生じることがあるため、粒径が 3 nm 以上 50 nm 以下の Ti、Nb 複合析出物の含有量が 6000 個 / μm^3 以下とし、5500 個 / μm^3 以下が好ましく、5000 個 / μm^3 以下がより好ましい。

40

なお、Ti、Nb 複合析出物の Ti と Nb の原子濃度比は Nb を 1 とした場合、Ti 1 超 12 以下であり、さらに Ti の原子濃度を超えない量の Mo、V、Cr、Mn、W、Ca、Mg、Sn が 1 種または 2 種以上含まれていてもよい。析出物は主に炭化物、窒化物、

50

酸化物である。

【0048】

次に、熱間プレス用鋼板の転位密度の限定理由を説明する。

転位密度が、 $1.0 \times 10^{15} / \text{m}^2$ 以上であることを特徴とする熱間プレス用鋼板である。

転位密度が、 $1.0 \times 10^{15} / \text{m}^2$ 以上

転位密度が $1.0 \times 10^{15} / \text{m}^2$ 未満であると、熱間プレス部材の旧オーステナイト平均粒径 $7.0 \mu\text{m}$ 以下を達成できないことがあり、熱間プレス部材の優れた低温靱性を達成できなくなるため、転位密度を $1.0 \times 10^{15} / \text{m}^2$ 以上とする。転位密度が、 $1.4 \times 10^{15} / \text{m}^2$ 以上が好ましく、 $1.8 \times 10^{15} / \text{m}^2$ 以上がより好ましく、 $2.0 \times 10^{15} / \text{m}^2$ 以上がさらに好ましい。

10

転位密度の上限は特に規定しないが $2.0 \times 10^{16} / \text{m}^2$ を超えると、プランキングの際の金型の損耗が大きくなることから、転位密度を $2.0 \times 10^{16} / \text{m}^2$ 以下とすることが好ましい。転位密度が、 $1.5 \times 10^{16} / \text{m}^2$ 以下がより好ましく、 $1.0 \times 10^{16} / \text{m}^2$ 以下がさらに好ましく、 $0.5 \times 10^{16} / \text{m}^2$ 以下がもっとも好ましい。

【0049】

次に、本発明の熱間プレス用鋼板の製造方法について説明する。なお、説明において、温度に関する「」表示は、鋼板表面あるいは鋼素材の表面における温度を表すものとする。

【0050】

20

鋼素材を 1150 以上に加熱し、

次いで、粗圧延を施した後、

仕上圧延において、RC温度を式(1)で定義したとき、RC温度未満での合計圧下率を20%以上80%以下、仕上圧延終了温度を(RC-200)以上(RC-20)以下とする仕上圧延を施す熱間圧延をし、次いで、仕上圧延を終了後2.0s以内に冷却を開始し、

550 以上 700 以下の冷却停止温度まで、 30 /s以上の平均冷却速度で冷却し、

前記冷却停止温度で巻取り、

次いで、鋼板を前記冷却停止温度から 500 まで 50 /hr以下の平均冷却速度で冷却し、

30

次いで、鋼板を酸洗後、20%以上80%以下の圧下率で冷間圧延を行った熱間プレス用鋼板の製造方法。

$RC(\quad) = 850 + 100 \times C + 100 \times N + 10 \times Mn + 700 \times Ti + 5000 \times B + 10 \times Cr + 50 \times Mo + 2000 \times Nb + 150 \times V \quad \cdots \text{式(1)}$

ここで、式(1)における各元素記号は、各元素の鋼中の含有量(質量%)である。含まない元素の場合は、式中の元素記号を0として計算する。

以下、詳細に説明する。

【0051】

本発明において、鋼素材の製造方法は、特に限定する必要はなく、上記した組成を有する溶鋼を、転炉等の公知の方法で溶製し、連続鋳造等の鋳造方法でスラブ等の鋼素材とする、常用の方法がいずれも適用できる。なお、造塊-分塊圧延方法など、公知鋳造方法を用いてもよい。また、原料としてスクラップを使用しても構わない。

40

【0052】

鋼素材(鋳造後のスラブを直送圧延、または、温片や冷片となったスラブ)の加熱温度： 1150 以上

低温まで冷却された後のスラブ等の鋼素材中では、TiやNbなどの炭窒化物形成元素の殆どが、粗大な炭窒化物として存在している。この粗大な析出物を加熱により一度溶解させなければ微細なTi、Nb複合析出物が得られず、熱間プレス部材の優れた耐遅れ破壊特性が得られない。そのため、熱間圧延前の鋼素材を鋳造後高温のまま直接熱間圧延

50

(直送圧延)に供する、または、熱間圧延前の鋼素材を加熱して、粗大な析出物を固溶する。スラブを加熱する場合、粗大な析出物を熱間圧延前に十分に固溶させるためには、鋼素材の加熱温度を1150以上とする必要がある。鋼素材の加熱温度は、好ましくは1180以上であり、さらに好ましくは1200以上である。一方、鋼素材の加熱温度が高くなりすぎるとスラブ疵の発生や、スケールオフによる歩留まり低下を招く。そのため、鋼素材の加熱温度は1350以下とすることが好ましい。鋼素材の加熱温度は、より好ましくは1300以下である。さらに好ましくは1280以下である。

なお、鋼素材は、1150以上の加熱温度に加熱して所定時間保持するが、保持時間が9000sを超えると、スケール発生量が増大する。その結果、続く熱間圧延工程においてスケール噛み込み等が発生し易くなり、酸洗でのスケールの除去が困難となる。したがって、1150以上の温度域における鋼素材の保持時間は、9000s以下とすることが好ましい。より好ましくは、1150以上の温度域における鋼素材の保持時間は、7200s以下である。粗大な析出物を十分に固溶させる必要があるため、1150以上の温度域における鋼素材の保持時間は1800s以上が好ましい。

【0053】

本発明では、鋼素材の加熱に続き、粗圧延と仕上圧延からなる熱間圧延を行う。粗圧延では、所望のシートパー寸法が確保できればよく、その条件は特に限定する必要はない。粗圧延後、仕上圧延前に、仕上圧延機の入り側で高圧水を使用したデスクーリングを行う。

【0054】

仕上圧延での、RC温度未満での合計圧下率：20%以上80%以下

RC温度未満で圧下されることで、オーステナイト粒は再結晶せずにひずみが蓄積され、変形帯が導入される。オーステナイト粒の中にひずみや変形帯が生じることで、変態の核が増加し、変態後のフェライトの粒径が微細となり、またフェライトのアスペクト比が大きくなり、熱間プレス部材の旧オーステナイト粒径の微細化に寄与し、熱間プレス部材の優れた低温靱性が得られる。この効果を得るためにはRC温度未満での合計圧下率を20%以上とし、25%以上が好ましく、30%以上がより好ましい。一方、RC温度未満での合計圧下率が80%を超えると、熱間プレス用鋼板のフェライトのアスペクト比が12.0を超えることがあり、熱間プレス用鋼板のブランキングで端面に割れが生じることがある。したがって、RC温度未満での仕上圧延合計圧下率を80%以下とし、70%以下が好ましく、60%未満がより好ましい。

目標の合計圧下率を得るために、必要に応じて圧延途中で強制冷却を行う。冷却方法の例として、強制空冷、ミスト冷却、水冷却などがあげられる。

【0055】

仕上圧延終了温度：(RC-200)以上(RC-20)以下

仕上圧延終了温度が(RC-200)未満の場合、圧延がフェライト+オーステナイトの二相域温度で行われることがある。圧延中に高温でフェライト変態が生じるとフェライト粒が粗大となり、熱間プレス部材の優れた低温靱性が得られなくなることがあるため、仕上げ圧延終了温度を(RC-200)以上とする。仕上げ圧延終了温度は、(RC-180)以上が好ましく、(RC-150)以上がより好ましい。一方、仕上圧延終了温度が(RC-20)を超えであると、RC温度未満での合計圧下率を20%以上とすることが困難となるため、仕上げ圧延終了温度を(RC-20)以下とする。仕上げ圧延終了温度は、(RC-40)以下が好ましく、(RC-60)以下がより好ましい。なお、ここでの仕上圧延終了温度は、鋼板の表面温度を表すものとする。

【0056】

冷却開始時間：仕上圧延終了後2.0s以内

仕上圧延が終了した後、2.0s以内に強制冷却を開始し、冷却停止温度(巻取り温度)で冷却を停止し、コイル状に巻き取る。仕上圧延終了から強制冷却を開始するまでの時間が、2.0sを超えて長くなると、オーステナイト粒に導入したひずみが回復してしまい、微細なフェライトが得られなくなることがあるため、強制冷却開始時間を、仕上圧延

10

20

30

40

50

終了後 2.0 s 以内とする。好ましくは、強制冷却開始時間は、仕上圧延終了後 1.5 s 以内である。より好ましくは、強制冷却開始時間は、仕上圧延終了後 1.0 s 以内である。

【0057】

仕上圧延終了温度から冷却停止温度（巻取り温度）までの平均冷却速度：30 /s 以上

強制冷却において、仕上圧延終了温度から巻取り温度までの平均冷却速度が、30 /s 未満であると、高い温度でフェライト変態が起こり、微細なフェライトが得られないことがある。したがって、平均冷却速度を30 /s 以上とする。平均冷却速度は、好ましくは40 /s 以上であり、さらに好ましくは50 /s 以上である。なお、ここでの平均冷却速度の上限は特に規定しないが、平均冷却速度が大きくなりすぎると、冷却停止温度の管理が困難となり、所望のミクロ組織を得ることが困難となることがある。このため、平均冷却速度を300 /s 以下とすることが好ましい。なお、平均冷却速度は、鋼板の表面における平均冷却速度をもとに規定される。

10

【0058】

冷却停止温度（巻取り温度）：550 以上700 以下

冷却停止温度（巻取り温度）が550 未満であると、所望のTi、Nb複合析出物の密度を得ることができなくなるため、冷却停止温度を550 以上とする。冷却停止温度は、570 以上が好ましく、600 以上がより好ましい。

冷却停止温度が700 を超えると、フェライトが粗大となり、所望のフェライトの平均短軸長さが得られなくなることがあるため、冷却停止温度を700 以下とする。冷却停止温度は、680 以下が好ましく、660 以下がより好ましい。

20

【0059】

巻取り後、500 までの平均冷却速度：50 /hr 以下

巻取り後、500 までの平均冷却速度が50 /hr を超えると、粒径が3 nm以上50 nm以下のTi、Nb複合析出物の含有量が6000個/ μm^3 を超えることがあり、熱間プレス用鋼板のブランキングで端面に割れが生じることがあるため、巻取り後、500 までの平均冷却速度を50 /hr 以下とする。巻取り後、500 までの平均冷却速度は、40 /hr 以下が好ましく、30 /hr 以下がより好ましく、20 /hr 以下がさらに好ましい。一方、巻取り後、500 までの平均冷却速度の下限は生産性の観点から、1 /hr 以上が好ましく、5 /hr がより好ましい。

30

【0060】

500 未満の冷却速度は何ら限定されるものではなく、常法に従って冷却すればよい。冷却方法の例として、保熱カバー冷却、自然空冷、強制空冷、ガス冷却、ミスト冷却、水冷却等があげられる。

巻取り、冷却後は、常法にしたがい、調質圧延を施してもよい。

巻取り後、酸洗

巻取り後、酸洗を実施し、表面に生成したスケールを除去する。この酸洗処理は特に限定されず、常法に従って実施すればよい。

【0061】

20%以上80%以下の圧下率で冷間圧延

冷間圧延の圧下率が20%未満であると、所望の熱間プレス用鋼板のフェライトの平均アスペクト比、フェライトの平均短軸長さ、転位密度のいずれか1つ以上を得ることができず、熱間プレス部材の旧オーステナイト平均粒径7.0 μm 以下を達成できないことがあり、熱間プレス部材の優れた低温靱性を達成できなくなるため、圧下率を20%以上とする。圧下率は、30%以上が好ましく、40%以上がより好ましい。冷間圧延の圧下率が80%を超えると、所望の熱間プレス用鋼板のフェライトの平均アスペクト比を得ることができず、熱間プレス用鋼板のブランキングで端面に割れが発生することがあるため、圧下率を80%以下とする。圧下率は、70%以下が好ましく、60%以下がより好ましい。

40

50

【0062】

冷間圧延後は、常法にしたがい、調質圧延を施してもよい。

次に、本発明の熱間プレス用鋼板の表面にZn系めっき処理を施す製造方法について説明する。

【0063】

本発明の熱間プレス用鋼板は、上記の製造工程により製造された冷延鋼板ままで使用してもよいが、目的に応じてZn系めっき層を施すためのめっき工程を行ってもよい。

めっき工程は、公知の電気めっき法、蒸着めっき法がいずれも適用可能である。溶融めっき法は加熱によるフェライトの再結晶によって熱間プレス用鋼板の所望のフェライトのAspect比や転位密度が得られなくなることがあるため、工程内での加熱温度を600以下に限定することで適用可能である。また、めっき工程後に600以下での合金化処理を施してもよい。

めっき層の付着量は特に限定されず、一般的なものであればよい。例えば、片面当たりのめっき付着量が $5 \sim 150 \text{ g/m}^2$ のめっき層を有することが好ましい。めっき付着量が 5 g/m^2 未満では耐食性の確保が困難になる場合があり、一方 150 g/m^2 を超えると耐めっき剥離性が劣化する場合がある。

めっき層にはZn以外にSi、Mg、Ni、Fe、Co、Mn、Sn、Pb、Be、B、P、S、Ti、V、W、Mo、Sb、Cd、Nb、Cr、Sr等の1種または2種以上を含有するめっき層であってもよい。

めっき後は、常法にしたがい、調質圧延を施してもよい。

【0064】

Zn系めっき層が付与された熱間プレス用鋼板を、加熱した後、熱間プレスを行うと、Zn系めっき層に含有されるめっき層成分の一部またはすべてが下地鋼板中に拡散して固溶相や金属間化合物を形成すると同時に、逆に、下地鋼板成分であるFeがZnめっき層中に拡散して固溶相や金属間化合物を形成する。また、Zn系めっき層の表面にはZnを含有する酸化被膜層が形成する。

【0065】

一例を挙げると、溶融Znめっき層、合金化溶融Znめっき層、電気Znめっき層等を加熱すると、FeにZnが固溶したFeZn固溶相、ZnFe金属間化合物、表面のZnO層等が形成される。さらに、電気Zn-Ni合金めっき層を加熱した場合には、Feにめっき層成分が固溶したNiを含有する固溶相、ZnNiを主体とする金属間化合物、表面のZnO層等が形成される。

【0066】

なお、本発明においては、連続鋳造時の鋼の成分偏析低減のために、電磁攪拌(EMS)、軽圧下鋳造(IBSR)等を適用することができる。電磁攪拌処理を行うことにより、板厚中心部に等軸晶を形成させ、偏析を低減させることができる。また、軽圧下鋳造を施した場合は、連続鋳造スラブの未凝固部の溶鋼の流動を防止することにより、板厚中心部の偏析を低減させることができる。これらの偏析低減処理の少なくとも1つの適用により、後述する熱間プレス部材の低温靱性をより優れたレベルにすることができる。

【0067】

次に熱間プレス部材のミクロ組織について説明する。

【0068】

ミクロ組織が、マルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、ベイナイトが面積率で合計90%以上100%以下、残部組織が面積率で10%以下であり、旧オーステナイト平均粒径が $7.0 \mu\text{m}$ 以下であり、粒径が 3 nm 以上 50 nm 以下のTi、Nb複合析出物を $500 \text{ 個}/\mu\text{m}^3$ 以上 $6000 \text{ 個}/\mu\text{m}^3$ 以下含有する熱間プレス部材である。なお、熱間プレス部材の成分組成は、前述している熱間プレス用鋼板と同一である。

【0069】

マルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、ベイナイトが面積率で合計90%以上100%以下

10

20

30

40

50

マルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、ベイナイトが面積率で合計90%未満では、優れた低温靱性を達成できなくなるため、マルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、ベイナイトが面積率で合計90%以上とする。マルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、ベイナイトが面積率で合計95%以上が好ましく、合計100%がより好ましい。

【0070】

なお、熱間プレス部材の残部組織としてフェライト、パーライトおよび残留オーステナイト等が挙げられるが、これらは面積率で合計10%以下であれば許容できる。

【0071】

旧オーステナイト平均粒径が7.0 μm以下

旧オーステナイト平均粒径が微細であるほど、優れた低温靱性が得られる。旧オーステナイト平均粒径が7.0 μmを超えると、優れた低温靱性が達成できない。したがって旧オーステナイト平均粒径が7.0 μm以下とする。本発明の効果がより優れる理由から、旧オーステナイト平均粒径は、6.5 μm以下が好ましく、6.0 μm以下がより好ましい。

10

【0072】

粒径が3 nm以上50 nm以下のTi、Nb複合析出物を500個/μm³以上6000個/μm³以下含有

粒径が3 nm以上50 nm以下のTi、Nb複合析出物を500個/μm³未満であると、優れた耐遅れ破壊特性が得られないため、粒径が3 nm以上50 nm以下のTi、Nb複合析出物を500個/μm³以上とする。粒径が3 nm以上50 nm以下のTi、Nb複合析出物が、600個/μm³以上が好ましく、700個/μm³以上がより好ましく、1000個/μm³以上がさらに好ましい。一方、粒径が3 nm以上50 nm以下のTi、Nb複合析出物の含有量が6000個/μm³を超えると、優れた低温靱性が達成できず、また、熱間プレス部材の端面に割れが生じることがあるため、粒径が3 nm以上50 nm以下のTi、Nb複合析出物の含有量が6000個/μm³以下とする。粒径が3 nm以上50 nm以下のTi、Nb複合析出物が、5500個/μm³以下が好ましく、5000個/μm³以下がより好ましい。

20

【0073】

次に、本発明の熱間プレス部材を製造する方法について説明する。

【0074】

熱間プレス工程とは、熱間プレス用鋼板を、せん断加工でトリミング後、3 /s以上200 /s以下の平均昇温速度でA_{c3}変態点以上1000 以下の温度まで加熱後、この温度範囲で0 s以上300 s以下保持した後、Ms温度以上で熱間プレスを行うことにより、引張強さが1300 MPa以上1760 MPa未満の熱間プレス部材を得る工程である。

30

【0075】

せん断加工でトリミング

熱間プレス用鋼板を、製造する熱間プレス部材形状に応じて任意の寸法にせん断加工でトリミングを実施する。このせん断加工によるトリミング方法は特に限定されず、常法に従って実施すればよい。

40

【0076】

平均昇温速度が3 /s以上200 /s以下

鋼素材の平均昇温速度が3 /s未満だと、フェライトの再結晶、粒成長が進行し、オーステナイトに逆変態した際のオーステナイトの粒径が粗大になってしまい、熱間プレス後の旧オーステナイト平均粒径7.0 μm未満が得られない。したがって平均昇温速度を3 /s以上とした。平均昇温速度が好ましくは5 /s以上であり、より好ましくは50 /s以上である。平均昇温速度の上限は特にないが、200 /sを超えると加熱温度の制御が困難となるため、200 /s以下が好ましい。ここでいう平均昇温速度とは、鋼素材の加熱前の温度から加熱温度まで昇温した時の平均昇温速度である。

【0077】

50

加熱温度が A_{c3} 変態点以上 1000 以下

加熱温度が A_{c3} 温度未満であると、フェライトとオーステナイトの 2 相域となってしまう、熱間プレス後のマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、ベイナイトの面積率が合計 90% 以上を達成できなくなる。したがって、加熱温度の下限を A_{c3} 温度以上とした。好ましくは、加熱温度の下限は A_{c3} 温度 + 10 以上であり、より好ましくは A_{c3} 温度 + 20 以上である。一方で、加熱温度が 1000 を超えると、オーステナイトの再結晶、粒成長が進行し、熱間プレス後の旧オーステナイト平均粒径 7.0 μm 以下を達成することができなくなる。したがって加熱温度の上限を加熱温度が 1000 以下とした。好ましくは加熱温度は 980 以下であり、より好ましくは 950 以下である。

【0078】

10

A_{c3} 温度以上 1000 以下の温度での保持時間が 0 s 以上 300 s 以下

A_{c3} 温度以上 1000 以下の温度での保持時間が 300 s を超えると、オーステナイトの粒成長が進行し、熱間プレス後の旧オーステナイト平均粒径 7.0 μm 未満を達成することができなくなる。したがって A_{c3} 温度以上 1000 以下の温度での保持時間を 300 s 以下とした。好ましくは 200 s 以下であり、より好ましくは 100 s 以下である。保持時間の下限は特に制限されず 0 s (保持時間無し) である。

【0079】

熱間プレス温度

M_s 温度未満の温度で熱間プレス成形をすると、鋼板の一部がマルテンサイト変態しているため、成形性が低下し、成形時に割れが発生してしまうことがある。したがって、熱間プレス成形は M_s 温度以上とする。

20

【0080】

上述した加熱の方式は特に限定されず、所望の加熱速度が達成できれば、炉加熱、高周波加熱、通電加熱等により加熱できるが、本発明の効果がより優れる理由から、通電加熱であることが好ましい。

【0081】

上述した冷却の方式は、 $M_s - 200$ までの冷却において、30 / s 以上の冷却速度が得られれば特に限定されず、所望の冷却速度が達成できれば、空冷、強制空冷、水冷、ミスト冷却、ガス冷却、金型冷却等により冷却できるが、本発明の効果がより優れる理由から、金型冷却が好ましい。

30

【0082】

熱間プレス後の部材の表面に常法で塗装を施してもよい。例えば、スプレー塗装、電着塗装等のいずれも適用可能である。必要に応じて塗装後に常法の焼付け処理を施してもよい。たとえば 100 以上 300 以下で 1 分以上 60 分以下の焼付け処理をすることが好ましい。塗装と焼付け処理は繰り返し行っても問題ない。塗装下地として常法で化成処理を施してもよい。例えば、りん酸亜鉛処理、りん酸鉄処理、ジルコニウム処理等のいずれも適用可能である。

【0083】

ここに、 A_{c3} 温度は、次式によって求めることができる。

【0084】

40

$$A_{c3} \text{ 温度 (} \text{)} = 881 - 206C + 53Si - 15Mn - 20Ni - 1Cr - 27Cu + 41Mo$$

ただし、式中の元素記号は各元素の含有量 (質量%) を表し、元素を含有しない場合は 0 として計算する。

【0085】

ここに、 M_s 温度は、次式によって求めることができる。

【0086】

$$M_s \text{ 温度 (} \text{)} = 561 - 474C - 33Mn - 18Ni - 17Cr - 21Mo$$

ただし、式中の元素記号は各元素の含有量 (質量%) を表し、元素を含有しない場合は 0 として計算する。

50

【実施例】

【0087】

以下に、実施例を挙げて本発明を具体的に説明する。ただし、本発明は以下に説明する実施例に限定されない。本発明の趣旨に適合しうる範囲において適当に変更を加えて実施することも可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に含まれる。

【0088】

表1に示す組成の溶鋼を転炉で溶製し、連続鋳造法により鋼スラブ（鋼素材）を製造した。表1のRC温度、Ac₃温度及びMs温度欄は各鋼素材のRC温度、Ac₃温度、Ms温度を表す。次いで、これらの鋼素材を、表2に示す製造条件で加熱し、粗圧延を施し、表2に示す条件で仕上圧延を施した。仕上圧延終了後、表2に示す条件の冷却開始時間（仕上圧延終了後から冷却（強制冷却）を開始するまでの時間）、平均冷却速度（仕上圧延終了温度から冷却停止温度（巻取り温度）までの平均冷却速度）で冷却し、表2に示す条件の巻取り温度（冷却停止温度）で巻取り、表2に示す条件で巻取り後の鋼板を冷却した。このようにして得られた熱延鋼板をスキンパス圧延し、その後塩酸濃度が質量%で10%、温度85とした条件で酸洗を行い、表2に示す圧下率で冷間圧延を行い、表2に示す板厚とした。一部については溶融亜鉛めっき処理、さらには合金化処理、電気亜鉛めっき処理を施した。表2のめっきの欄において、CRは冷間圧延後の冷延鋼板、GIは溶融Znめっきが付与された冷延鋼板、GAはさらに溶融Znめっきの合金化がされた冷延鋼板、EGは電気Znめっきが付与された冷延鋼板、EGNは電気ZnめっきにNiが合金された冷延鋼板を表す。

【0089】

以上により得られた熱間プレス用鋼板から試験片を採取し、組織観察、ブランキング試験を実施した。組織観察方法および各種試験方法は以下の通りである。なお、めっき鋼板の場合は、めっき後の鋼板で試験、評価を行った。

【0090】

(1) 組織観察

熱間プレス用鋼板から走査電子顕微鏡（SEM）用試験片を採取し、採取した試験片を研磨して、板厚1/4位置の断面（圧延方向に平行な断面）を露出させた。露出させた断面を、腐食液（3質量%ナイトール溶液）を用いて腐食させてから、走査電子顕微鏡（SEM）を用いて1000倍の倍率で10視野観察および撮影をした。フェライトおよびパーライトの面積率[%]は撮影した10視野のミクロ組織写真を、ポイントカウント法（ASTM E562-83（1988）に準拠）により、面積率を測定し、定量化した。結果を表3に示す。フェライトの平均アスペクト比は、面積率を定量化した同一画像からすべてのフェライト粒を楕円近似し、その楕円の長軸長さを短軸長さで除した値を全てのフェライト粒で平均化して求めた。結果を表3に示す。フェライトの平均短軸長さは、アスペクト比の測定で得られたフェライト粒の短軸長さを平均して求めた。結果を表3に示す。

Ti、Nb複合析出物の密度は、透過型電子顕微鏡を用いて20万倍の倍率で10視野以上観察し、EDX（エネルギー分散型X線分光法）による元素分析で、TiとNbが検出される3nm以上50nm以下のTi、Nb複合析出物を選別して、個数を数え、観察視野の総体積（面積×薄膜の厚み）で割って、析出物の密度とした。結果を表3に示す。なお、透過型電子顕微鏡に用いる薄膜の厚みはEELS（電子エネルギー損失分光法）により測定した。また、ここでいう析出物のサイズは、画像解析装置を用いて各析出物の面積を求め、円相当直径に換算したものである。なお、熱間プレス用鋼板と熱間プレス部材から採取した試料ともに、上記の方法にて測定している。

【0091】

(2) 転位密度測定

熱間プレス用鋼板から転位密度測定用試験片（20mm×20mm）を採取し、肉厚1/4面が測定面となるように表層から機械研磨、化学研磨を施したのち、X線回折を行う。入射X線にはCoK₁線を使用し、{110}、{211}、{220}のピ

ークの半価幅を実測する。ひずみの無い標準試験片 (S i) を使用し、実測した { 1 1 0 }、 { 2 1 1 }、 { 2 2 0 } のピークの半価幅を真の半価幅へと補正したのち、 W i l l i a m s o n - H a l l 法に基づき、ひずみ () を求める。転位密度 () は、ひずみ () とバーガースベクトル ($b = 0.25 \text{ nm}$) を用いて、次式で求められる。

$$= 14.4 \times \text{ }^2 / b^2$$

結果を表 3 に示す。

【 0 0 9 2 】

(3) ブランキング試験

熱間プレス用鋼板から、ブランク板 (5 0 m m × 5 0 m m) を 1 0 枚採取した。そして打抜きポンチを 2 0 m m の平底型として、打抜きクリアランスを 2 0 % ± 2 % 以内となるようにダイ側の穴径を決定し、上から板押さえで固定して 2 0 m m のポンチ穴を打ち抜いた。ブランク板 1 0 枚全てに対して打ち抜き後、ポンチ穴の全周にわたり、打抜き端面の破面状況をマイクロスコop (倍率 : 5 0 倍) で、割れ、欠け、脆性破面、2 次せん断面等の有無を観察した。1 0 個のポンチ穴について、割れ、欠け、脆性破面、2 次せん断面等がないポンチ穴が 1 0 個のものを (合格)、割れ、欠け、脆性破面、2 次せん断面等がないポンチ穴が 8 ~ 9 個のものを (合格) とし、それ以外 (割れ、欠け、脆性破面、2 次せん断面等のないポンチ穴が 0 ~ 7 個のもの) を × (不合格) とし、ブランキングでの割れ性を評価した。結果を表 3 に示す。

10

【 0 0 9 3 】

前述した熱間プレス用鋼板を下記の熱間プレス工程をへて熱間プレス部材を製造した。

20

【 0 0 9 4 】

まず、熱間プレス用鋼板は 1 0 0 0 m m × 1 0 0 0 m m のサイズの鋼板から 2 7 0 m m × 3 3 0 m m のサイズにせん断機を用いて全周をブランキングした。せん断のクリアランスを 2 0 % ± 2 % 以内に管理してブランキングを実施した。

【 0 0 9 5 】

得られた熱間プレス用鋼板に対して下記表 4 に示す熱間プレス工程に記載の条件によって熱間プレス工程を行った。

熱間プレスで使用した金型はパンチ幅 7 0 m m、パンチ肩 R 4 m m、ダイ肩 R 4 m m で、成形深さは 3 0 m m であった。

【 0 0 9 6 】

かくして得られた熱間プレス部材のハット底部から試験片を採取して、以下に説明する試験および評価等を行なった。

30

【 0 0 9 7 】

(4) 組織観察

採取した試験片を研磨して、板厚 1 / 4 位置の断面 (圧延方向に平行な断面) を露出させた。露出させた断面を、腐食液 (3 質量 % ナイタル溶液) を用いて腐食させてから、走査電子顕微鏡 (S E M) を用いて 5 0 0 0 倍の倍率で 1 0 視野観察および撮影をした。マルテンサイト、焼戻しマルテンサイト、ベイナイト、フェライトの面積率 [%] は撮影した 1 0 視野のミクロ組織写真を、ポイントカウント法 (A S T M E 5 6 2 - 8 3 (1 9 8 8) に準拠) により、面積率を測定し、定量化した。ラス状の組織はマルテンサイト、焼戻しマルテンサイトおよびベイナイトとし、ラメラ組織はパーライトとした。残部組織の明暗コントラストからフェライトと残留オーステナイトの区別可能であり、暗部はフェライト、明部は残留オーステナイトとした。結果を表 5 に示す。

40

【 0 0 9 8 】

(5) 旧オーステナイト平均粒径の測定

採取した試験片について、J I S G 0 5 5 1 : 2 0 1 3 に準じて旧オーステナイト粒径を測定した。具体的には、採取した試験片を研磨して、板厚 1 / 4 位置の断面 (圧延方向に平行な断面) を露出させた。露出させた断面を、腐食液 (ピクリン酸、界面活性剤、シュウ酸を含有する水溶液) で旧オーステナイト組織を現出させ、板厚 1 / 4 位置にて光学顕微鏡を用い、1 0 0 0 倍の倍率で 1 0 視野撮影して、旧オーステナイト粒の平均の円

50

相当直径を測定した。結果を表 5 に示す。

【 0 0 9 9 】

(6) 引張試験

かくして得られた熱間プレス部材のハット底部の位置から、J I S 5 号試験片 (標点間距離 $G L : 5 0 \text{ mm}$) を採取し、引張強さ ($T S$) を求めた。具体的には、採取した試験片について、J I S Z 2 2 4 1 : 2 0 1 1 の規定に準拠して、引張試験を行ない、引張強さ ($T S$) [$M P a$] を求めた。熱間プレス部材ごとに引張試験は 2 回ずつ行ない、2 回の平均値を、その熱間プレス部材の $T S$ とした。 $T S$ が $1 3 0 0 \text{ MPa}$ 以上 $1 7 6 0 \text{ MPa}$ 未満を合格とした。結果を表 5 に示す。

【 0 1 0 0 】

(7) 耐遅れ破壊特性の評価

熱間プレス部材のハット底部の位置から 4 点曲げ試験片を採取し、A S T M G 3 9 - 9 9 (2 0 1 6) に準拠して 4 点曲げ試験を実施した。チオシアン酸アンモニウム ($N H_4 S C N$) 5 g , クエン酸 ($C_6 H_8 O_7$) $5 0 . 9 3 \text{ g}$, リン酸水素二ナトリウム ($N a_2 H P O_4$) $1 8 5 . 4 0 \text{ g}$ を水 $1 0 \text{ L}$ に溶解させ、溶液の $p H$ が $5 . 0$ になるように調製した溶液を作製し、4 点曲げ試験を実施した試験片を作製した常温の溶液に浸漬して耐遅れ破壊特性を評価した。溶液に浸漬しながら曲げ応力をかけて、破断有無を評価した。曲げ応力を $0 . 8 \times T S$ として、 $1 0 0$ 時間以上破断しない場合は耐遅れ破壊特性を良好 (\circ) 、 $1 0 0$ 時間未満で破断した場合は耐遅れ破壊特性を劣 (\times) とした。試験片の n 数は 2 で試験を実施した。2 本とも破断ない場合を良好 (\circ) 、1 本でも破断した場合を劣 (\times) とした。結果を表 5 に示す。

【 0 1 0 1 】

(8) 低温靱性の評価

熱間プレス部材のハット底部の位置からシャルピー試験片を採取し、シャルピー衝撃試験を実施した。試験片の n 数は 3 で試験を実施した。試験片形状は、J I S Z 2 2 4 2 の V ノッチ試験片と同等にした。シャルピー衝撃試験を $- 8 0$ で行い、脆性破面率が $5 0 \%$ 未満となった場合を合格 (\circ) とし、 $5 0 \%$ 以上では不合格 (\times) とした。熱間プレス部材ごとにシャルピー試験は 3 回ずつ行い、3 回の脆性破面率の平均値で評価をした。結果を表 5 に示す。

【 0 1 0 2 】

(9) 熱間プレス部材の端面割れの評価

熱間プレス部材の端面を全周にわたり、打抜き端面の破面状況をマイクログラフ (倍率 : $5 0$ 倍) で、割れ、欠け、脆性破面等の有無を観察した。端面全周に割れ、欠け、脆性破面等がないものを (合格) とし、割れ、欠け、脆性破面等が観察されたものを \times (不合格) として、熱間プレス部材の端面割れを評価した。結果を表 5 に示す。

【 0 1 0 3 】

10

20

30

40

50

【表 1】

| 鋼 | 成分組成(質量%) | | | | | | | | | | | | | RC温度 (°C) | Ac ₁ 温度 (°C) | Ms温度 (°C) | 備考 | | |
|---|-----------|------|------|-------|--------|-------|--------|-------|--------|-------|------|------|----|--------------|----------------------------|--------------|-----|-----|--------|
| | C | Si | Mn | P | S | Al | N | Nb | B | Ti | Cr | Cu | Ni | | | | | Sb | Others |
| A | 0.22 | 0.27 | 1.45 | 0.010 | 0.0012 | 0.045 | 0.0053 | 0.015 | 0.0034 | 0.055 | | | | | | 973 | 828 | 409 | 発明鋼 |
| B | 0.22 | 0.34 | 1.41 | 0.005 | 0.0014 | 0.030 | 0.0037 | 0.023 | 0.0021 | 0.044 | 0.16 | | | 0.0152 | | 975 | 832 | 407 | 発明鋼 |
| C | 0.23 | 0.37 | 1.58 | 0.015 | 0.0023 | 0.047 | 0.0040 | 0.020 | 0.0024 | 0.025 | | | | | | 959 | 830 | 400 | 発明鋼 |
| D | 0.22 | 0.74 | 1.50 | 0.016 | 0.0011 | 0.037 | 0.0035 | 0.022 | 0.0025 | 0.038 | 0.40 | 0.20 | | | | 970 | 838 | 404 | 発明鋼 |
| E | 0.24 | 0.44 | 1.46 | 0.014 | 0.0009 | 0.043 | 0.0033 | 0.015 | 0.0026 | 0.045 | | | | | Mg: 0.0015 | 963 | 833 | 399 | 発明鋼 |
| F | 0.21 | 0.61 | 1.62 | 0.009 | 0.0015 | 0.042 | 0.0039 | 0.016 | 0.0034 | 0.047 | | | | | Ta: 0.030, W: 0.010 | 969 | 846 | 408 | 発明鋼 |
| G | 0.21 | 0.97 | 1.73 | 0.008 | 0.0013 | 0.038 | 0.0023 | 0.025 | 0.0016 | 0.051 | | | | | Co: 0.015, Zr: 0.025 | 982 | 863 | 404 | 発明鋼 |
| H | 0.23 | 0.36 | 1.51 | 0.010 | 0.0013 | 0.027 | 0.0039 | 0.022 | 0.0033 | 0.067 | | | | | Ca: 0.0021, REM: 0.0022 | 996 | 830 | 402 | 発明鋼 |
| I | 0.25 | 0.25 | 1.39 | 0.009 | 0.0017 | 0.041 | 0.0035 | 0.014 | 0.0032 | 0.062 | 0.25 | | | | Mo: 0.20 | 989 | 830 | 388 | 発明鋼 |
| J | 0.23 | 0.37 | 1.34 | 0.019 | 0.0015 | 0.035 | 0.0031 | 0.024 | 0.0150 | 0.027 | | | | | | 1029 | 833 | 408 | 発明鋼 |
| K | 0.22 | 0.18 | 1.09 | 0.019 | 0.0016 | 0.039 | 0.0032 | 0.028 | 0.0014 | 0.045 | | | | | V: 0.20, Zr: 0.063 | 1008 | 829 | 421 | 発明鋼 |
| L | 0.22 | 0.30 | 1.69 | 0.006 | 0.0010 | 0.039 | 0.0043 | 0.036 | 0.0020 | 0.051 | 0.19 | | | | Sn: 0.011, Bi: 0.009 | 1009 | 826 | 398 | 発明鋼 |
| M | 0.17 | 0.58 | 2.52 | 0.014 | 0.0021 | 0.044 | 0.0045 | 0.079 | 0.0026 | 0.053 | | | | 0.0043 | | 1101 | 839 | 397 | 発明鋼 |
| N | 0.24 | 0.23 | 1.64 | 0.014 | 0.0012 | 0.053 | 0.0039 | 0.016 | 0.0018 | 0.061 | 0.28 | | | | | 977 | 819 | 388 | 発明鋼 |
| O | 0.25 | 0.30 | 1.37 | 0.015 | 0.0011 | 0.025 | 0.0043 | 0.021 | 0.0023 | 0.054 | | | | | | 981 | 823 | 393 | 発明鋼 |
| P | 0.23 | 0.09 | 1.45 | 0.014 | 0.0008 | 0.041 | 0.0031 | 0.029 | 0.0018 | 0.054 | | | | | | 993 | 817 | 404 | 発明鋼 |
| Q | 0.19 | 0.20 | 1.32 | 0.013 | 0.0016 | 0.034 | 0.0034 | 0.018 | 0.0031 | 0.053 | 0.27 | | | | | 974 | 832 | 423 | 発明鋼 |
| R | 0.18 | 0.25 | 1.88 | 0.017 | 0.0012 | 0.042 | 0.0047 | 0.023 | 0.0030 | 0.057 | 0.16 | | | | | 990 | 829 | 411 | 発明鋼 |
| S | 0.24 | 0.27 | 1.70 | 0.005 | 0.0014 | 0.042 | 0.0021 | 0.025 | 0.0032 | 0.054 | | | | | | 995 | 820 | 391 | 発明鋼 |
| T | 0.20 | 0.15 | 1.44 | 0.011 | 0.0009 | 0.041 | 0.0034 | 0.013 | 0.0012 | 0.055 | | | | | | 955 | 826 | 419 | 発明鋼 |
| U | 0.19 | 0.06 | 2.84 | 0.015 | 0.0011 | 0.045 | 0.0010 | 0.027 | 0.0011 | 0.054 | | | | | | 995 | 802 | 377 | 発明鋼 |
| V | 0.16 | 0.55 | 1.86 | 0.010 | 0.0008 | 0.039 | 0.0038 | 0.013 | 0.0022 | 0.154 | | | | | | 1030 | 849 | 424 | 発明鋼 |
| a | 0.12 | 0.37 | 1.47 | 0.011 | 0.0017 | 0.042 | 0.0042 | 0.018 | 0.0015 | 0.044 | | | | | | 951 | 854 | 456 | 比較鋼 |
| b | 0.19 | 1.48 | 1.43 | 0.017 | 0.0019 | 0.035 | 0.0036 | 0.005 | 0.0015 | 0.051 | | | | | | 937 | 899 | 424 | 比較鋼 |
| c | 0.20 | 0.34 | 3.92 | 0.006 | 0.0006 | 0.039 | 0.0030 | 0.020 | 0.0039 | 0.076 | | | | | | 1022 | 799 | 337 | 比較鋼 |
| d | 0.22 | 0.41 | 1.54 | 0.028 | 0.0116 | 0.044 | 0.0109 | 0.023 | 0.0053 | 0.061 | | | | | | 1004 | 834 | 406 | 比較鋼 |
| e | 0.25 | 0.21 | 1.52 | 0.016 | 0.0008 | 0.038 | 0.0046 | 0.015 | 0.0025 | 0.001 | | | | | | 934 | 818 | 392 | 比較鋼 |
| f | 0.24 | 0.29 | 1.37 | 0.015 | 0.0014 | 0.027 | 0.0040 | 0.001 | 0.0018 | 0.032 | | | | | | 922 | 826 | 402 | 比較鋼 |

下線:本発明の範囲外を示す。 空欄の元素:意図して添加していない。

【 0 1 0 4 】

10

20

30

40

50

【表 2 - 1】

| No | 鋼 | スラブ加熱温度 (°C) | 仕上げ圧延 | | 冷却 | | | 巻取り後、(500°C)までの平均冷却速度 (°C/hr) (*3) | 冷間圧延率 (%) | めっき | 板厚 (mm) |
|----|---|--------------|-------------------|----------------|-----------------|--------------------|---------------------|------------------------------------|-----------|-----|---------|
| | | | RC温度未満での合計圧下率 (%) | 仕上げ圧延終了温度 (°C) | 冷却開始時間 (s) (*1) | 平均冷却速度 (°C/s) (*2) | 冷却停止温度 (巻取り温度) (°C) | | | | |
| 1 | A | 1250 | 40 | 910 | 1.0 | 60 | 620 | 30 | 50 | CR | 1.4 |
| 2 | A | 1250 | 40 | 910 | 1.0 | 60 | 620 | 30 | 50 | EGN | 1.4 |
| 3 | A | 1250 | 40 | 910 | 1.0 | 60 | 620 | 30 | 50 | CR | 1.4 |
| 4 | A | <u>1100</u> | 40 | 910 | 1.0 | 60 | 620 | 30 | 50 | CR | 1.4 |
| 5 | A | 1250 | <u>10</u> | <u>960</u> | 1.0 | 60 | 620 | 30 | 25 | CR | 1.4 |
| 6 | A | 1250 | <u>82</u> | 820 | 1.0 | 60 | 620 | 30 | 50 | CR | 1.4 |
| 7 | A | 1250 | 75 | <u>750</u> | 1.0 | 60 | 620 | 30 | 30 | CR | 1.4 |
| 8 | A | 1250 | 40 | 910 | <u>5.0</u> | 60 | 620 | 30 | 50 | CR | 1.4 |
| 9 | A | 1250 | 40 | 910 | 1.0 | <u>5</u> | 620 | 30 | 35 | CR | 1.4 |
| 10 | A | 1250 | 40 | 910 | 1.0 | 60 | <u>490</u> | - | 50 | CR | 1.4 |
| 11 | A | 1250 | 40 | 910 | 1.0 | 60 | <u>750</u> | 30 | 30 | CR | 1.4 |
| 12 | A | 1250 | 40 | 910 | 1.0 | 60 | 620 | <u>100</u> | 50 | CR | 1.4 |
| 13 | A | 1250 | 40 | 910 | 1.0 | 60 | 620 | 30 | <u>10</u> | CR | 1.4 |
| 14 | A | 1250 | 40 | 910 | 1.0 | 60 | 620 | 30 | <u>85</u> | CR | 1.4 |
| 15 | B | 1250 | 40 | 900 | 0.5 | 60 | 630 | 30 | 40 | CR | 1.4 |
| 16 | B | 1250 | 40 | 900 | 0.5 | 60 | 630 | 30 | 40 | EG | 1.4 |
| 17 | B | 1250 | 40 | 900 | 0.5 | 60 | 630 | 30 | 40 | EGN | 1.4 |
| 18 | B | 1250 | 40 | 900 | 0.5 | 60 | 630 | 30 | 40 | GI | 1.4 |
| 19 | B | 1250 | 40 | 900 | 0.5 | 60 | 630 | 30 | 40 | GA | 1.4 |
| 20 | C | 1180 | 60 | 860 | 1.0 | 60 | 620 | 30 | 40 | CR | 1.4 |
| 21 | C | 1180 | 60 | 860 | 1.0 | 60 | 620 | 30 | 40 | EG | 1.4 |
| 22 | C | 1180 | 60 | 860 | 1.0 | 60 | 620 | 30 | 40 | EGN | 1.4 |

*1: 仕上げ圧延終了後から強制冷却を開始するまでの時間、*2: 仕上げ終了温度から巻取り温度までの平均冷却速度、

*3: 巻取り後、500°Cまでの平均冷却速度

下線: 本発明の範囲外を示す。CR: 冷延鋼板、EG: 電気Znめっきが付与された冷延鋼板、

EGN: 電気ZnめっきにNiが合金された冷延鋼板、GI: 溶融Znめっきが付与された冷延鋼板、GA: 溶融Znめっきの合金化がされた冷延鋼板

10

20

30

【 0 1 0 5 】

40

50

【表 2 - 2】

| No | 鋼 | スラブ加熱温度(°C) | 仕上げ圧延 | | 冷却 | | | 巻取り後、(500°C)までの平均冷却速度(°C/hr)(*3) | 冷間圧延率(%) | めっき | 板厚(mm) |
|----|----------|-------------|------------------|---------------|---------------|------------------|-------------------|----------------------------------|----------|-----|--------|
| | | | RC温度未満での合計圧下率(%) | 仕上げ圧延終了温度(°C) | 冷却開始時間(s)(*1) | 平均冷却速度(°C/s)(*2) | 冷却停止温度(巻取り温度)(°C) | | | | |
| 23 | C | 1180 | 60 | 860 | 1.0 | 60 | 620 | 30 | 40 | GI | 1.4 |
| 24 | C | 1180 | 60 | 860 | 1.0 | 60 | 620 | 30 | 40 | GA | 1.4 |
| 25 | D | 1200 | 25 | 920 | 1.0 | 60 | 620 | 30 | 30 | CR | 1.4 |
| 26 | E | 1250 | 40 | 890 | 1.0 | 60 | 620 | 30 | 50 | CR | 1.4 |
| 27 | F | 1250 | 60 | 850 | 0.5 | 60 | 650 | 35 | 20 | CR | 2.0 |
| 28 | G | 1250 | 40 | 920 | 1.0 | 60 | 620 | 30 | 40 | CR | 1.4 |
| 29 | H | 1250 | 40 | 900 | 1.0 | 60 | 620 | 30 | 50 | CR | 2.0 |
| 30 | I | 1250 | 30 | 930 | 1.0 | 60 | 640 | 30 | 50 | CR | 1.4 |
| 31 | J | 1250 | 30 | 950 | 2.0 | 60 | 620 | 30 | 65 | CR | 1.4 |
| 32 | K | 1250 | 40 | 950 | 1.0 | 60 | 630 | 30 | 50 | CR | 1.4 |
| 33 | L | 1250 | 50 | 930 | 1.0 | 60 | 630 | 30 | 50 | CR | 1.4 |
| 34 | M | 1280 | 60 | 1000 | 1.5 | 60 | 570 | 5 | 50 | EGN | 1.4 |
| 35 | N | 1250 | 50 | 920 | 1.0 | 60 | 600 | 25 | 40 | CR | 1.2 |
| 36 | O | 1250 | 50 | 900 | 1.0 | 60 | 630 | 30 | 40 | CR | 1.6 |
| 37 | P | 1250 | 60 | 900 | 1.0 | 60 | 610 | 25 | 45 | CR | 1.4 |
| 38 | Q | 1250 | 50 | 900 | 1.0 | 60 | 680 | 35 | 50 | CR | 1.4 |
| 39 | R | 1250 | 50 | 900 | 1.0 | 60 | 610 | 30 | 55 | CR | 1.4 |
| 40 | S | 1250 | 60 | 910 | 1.0 | 60 | 580 | 20 | 40 | CR | 1.4 |
| 41 | T | 1250 | 50 | 900 | 1.0 | 60 | 620 | 30 | 50 | CR | 1.0 |
| 42 | U | 1250 | 70 | 900 | 1.0 | 60 | 620 | 30 | 50 | CR | 1.4 |
| 43 | V | 1300 | 50 | 970 | 1.0 | 60 | 620 | 30 | 50 | EGN | 1.8 |
| 44 | <u>a</u> | 1250 | 30 | 920 | 1.0 | 60 | 620 | 30 | 50 | CR | 1.4 |
| 45 | <u>b</u> | 1250 | 30 | 900 | 1.0 | 60 | 620 | 30 | 50 | CR | 1.4 |
| 46 | <u>c</u> | 1250 | 35 | 920 | 1.0 | 60 | 620 | 30 | 冷間圧延不可 | - | 2.8 |
| 47 | <u>d</u> | 1250 | 50 | 920 | 1.0 | 60 | 620 | 30 | 50 | CR | 1.4 |
| 48 | <u>e</u> | 1250 | 30 | 900 | 1.0 | 60 | 620 | 30 | 50 | CR | 1.4 |
| 49 | <u>f</u> | 1250 | 30 | 900 | 1.0 | 60 | 620 | 30 | 50 | CR | 1.4 |

*1: 仕上げ圧延終了後から強制冷却を開始するまでの時間、*2: 仕上げ終了温度から巻取り温度までの平均冷却速度、

*3: 巻取り後、500°Cまでの平均冷却速度

下線: 本発明の範囲外を示す。CR: 冷延鋼板、EG: 電気Znめっきが付与された冷延鋼板、

EGN: 電気ZnめっきにNiが合金された冷延鋼板、GI: 溶融Znめっきが付与された冷延鋼板、GA: 溶融Znめっきの合金化がされた冷延鋼板

【 0 1 0 6 】

10

20

30

40

50

【表 3 - 1】

| 表3-1 | | | | | | | | | | |
|------|---|---------------------|---------------------|---------------------------|-----------------------|------------------------------------|--|---|-----------------|-----|
| No | 鋼 | 熱間プレス用鋼板のマイクロ組織 | | | | | | 熱間プレス用鋼板の転位密度 ($\times 10^{15}/m^2$) | ブラン キング 性 | 備考 |
| | | フェライト 面積率 (%) | パーライト 面積率 (%) | 残部ミクロ 組織 面積率 (%) | フェライト 平均アス ペクト比 | フェライト 平均短軸 長さ (μm) | 粒径が3nm以上 50nm以下のTi、Nb 複合析出物の 密度 ($\text{個}/\mu m^3$) | | | |
| 1 | A | 70 | 30 | 0 | 7.3 | 2.6 | 2820 | 2.0 | ◎ | 発明例 |
| 2 | A | 70 | 30 | 0 | 7.3 | 2.6 | 2820 | 2.0 | ◎ | 発明例 |
| 3 | A | 70 | 30 | 0 | 7.3 | 2.6 | 2820 | 2.0 | ◎ | 発明例 |
| 4 | A | 66 | 34 | 0 | 6.9 | 2.3 | <u>250</u> | 2.0 | ◎ | 比較例 |
| 5 | A | 69 | 31 | 0 | <u>1.8</u> | <u>6.7</u> | 2680 | 1.2 | ◎ | 比較例 |
| 6 | A | 74 | 21 | 5 | <u>13.8</u> | 1.4 | 2250 | 2.1 | × | 比較例 |
| 7 | A | 73 | 24 | 3 | 3.6 | <u>5.7</u> | 1920 | 1.8 | ◎ | 比較例 |
| 8 | A | 69 | 31 | 0 | 5.8 | <u>5.4</u> | 2420 | 1.9 | ◎ | 比較例 |
| 9 | A | 74 | 26 | 0 | 3.9 | <u>5.5</u> | 2531 | 1.7 | ◎ | 比較例 |
| 10 | A | 65 | 31 | 4 | 7.9 | 2.3 | <u>380</u> | 1.9 | ◎ | 比較例 |
| 11 | A | 73 | 27 | 0 | 3.0 | <u>5.6</u> | 1230 | 1.6 | ◎ | 比較例 |
| 12 | A | 69 | 31 | 0 | 6.6 | 3.0 | <u>11200</u> | 1.9 | × | 比較例 |
| 13 | A | 70 | 30 | 0 | <u>1.5</u> | 4.6 | 2820 | <u>0.7</u> | ◎ | 比較例 |
| 14 | A | 70 | 30 | 0 | <u>18.4</u> | 1.2 | 2820 | 2.3 | × | 比較例 |
| 15 | B | 70 | 30 | 0 | 5.8 | 3.3 | 2130 | 1.8 | ◎ | 発明例 |
| 16 | B | 70 | 30 | 0 | 5.8 | 3.3 | 2130 | 1.8 | ◎ | 発明例 |
| 17 | B | 70 | 30 | 0 | 5.8 | 3.3 | 2130 | 1.8 | ◎ | 発明例 |
| 18 | B | 70 | 30 | 0 | 5.7 | 3.4 | 1980 | 1.6 | ◎ | 発明例 |
| 19 | B | 70 | 30 | 0 | 5.6 | 3.5 | 1870 | 1.4 | ◎ | 発明例 |
| 20 | C | 65 | 35 | 0 | 6.8 | 2.1 | 870 | 1.9 | ◎ | 発明例 |
| 21 | C | 65 | 35 | 0 | 6.8 | 2.1 | 870 | 1.9 | ◎ | 発明例 |
| 22 | C | 65 | 35 | 0 | 6.8 | 2.1 | 870 | 1.9 | ◎ | 発明例 |

下線:本発明の範囲外を示す。

【 0 1 0 7 】

10

20

30

40

50

【表 3 - 2】

| 表3-2 | | | | | | | | | | | |
|------|----------|----------------|--------------|----------------|---------------|-------------------------|---|---|---------|-----|-----|
| No | 鋼 | 熱間プレス用鋼板のミクロ組織 | | | | | | 熱間プレス用鋼板の転位密度 ($\times 10^{15}/m^2$) | ブランピング性 | 備考 | |
| | | フェライト面積率 (%) | パーライト面積率 (%) | 残部ミクロ組織面積率 (%) | フェライト平均アスペクト比 | フェライト平均短軸長さ (μm) | 粒径が $\geq 3nm$ 以上50nm以下のTi、Nb複合析出物の密度 (個/ μm^3) | | | | |
| 23 | C | 65 | 35 | 0 | 6.7 | 2.2 | 770 | 1.7 | ◎ | 発明例 | |
| 24 | C | 65 | 35 | 0 | 6.6 | 2.4 | 650 | 1.5 | ◎ | 発明例 | |
| 25 | D | 66 | 34 | 0 | 2.5 | 4.9 | 2040 | 1.5 | ◎ | 発明例 | |
| 26 | E | 62 | 38 | 0 | 5.9 | 2.8 | 2520 | 1.9 | ◎ | 発明例 | |
| 27 | F | 63 | 37 | 0 | 3.8 | 3.3 | 1830 | 1.6 | ◎ | 発明例 | |
| 28 | G | 63 | 37 | 0 | 5.4 | 2.9 | 3290 | 1.8 | ◎ | 発明例 | |
| 29 | H | 65 | 35 | 0 | 7.3 | 2.8 | 4100 | 1.9 | ◎ | 発明例 | |
| 30 | I | 65 | 35 | 0 | 5.6 | 3.3 | 3040 | 1.9 | ◎ | 発明例 | |
| 31 | J | 63 | 37 | 0 | 10.7 | 2.1 | 1250 | 2.1 | ○ | 発明例 | |
| 32 | K | 70 | 30 | 0 | 7.5 | 2.3 | 2310 | 1.9 | ◎ | 発明例 | |
| 33 | L | 62 | 38 | 0 | 8.6 | 2.2 | 2460 | 2.0 | ◎ | 発明例 | |
| 34 | M | 63 | 37 | 0 | 8.3 | 1.5 | 5620 | 2.0 | ○ | 発明例 | |
| 35 | N | 67 | 33 | 0 | 6.6 | 3.1 | 4680 | 1.8 | ◎ | 発明例 | |
| 36 | O | 61 | 39 | 0 | 5.6 | 2.6 | 2670 | 1.8 | ◎ | 発明例 | |
| 37 | P | 70 | 30 | 0 | 8.0 | 1.9 | 3750 | 1.9 | ◎ | 発明例 | |
| 38 | Q | 75 | 25 | 0 | 8.3 | 2.6 | 1650 | 2.0 | ◎ | 発明例 | |
| 39 | R | 68 | 32 | 0 | 9.8 | 2.2 | 3530 | 2.0 | ○ | 発明例 | |
| 40 | S | 66 | 34 | 0 | 6.2 | 1.9 | 5540 | 1.9 | ○ | 発明例 | |
| 41 | T | 71 | 29 | 0 | 8.2 | 2.5 | 3310 | 2.0 | ◎ | 発明例 | |
| 42 | U | 55 | 43 | 2 | 9.3 | 1.6 | 3860 | 2.0 | ○ | 発明例 | |
| 43 | V | 72 | 28 | 0 | 7.1 | 2.2 | 5720 | 2.0 | ○ | 発明例 | |
| 44 | <u>a</u> | 78 | 22 | 0 | 6.8 | 2.9 | 2260 | 1.9 | ◎ | 比較例 | |
| 45 | <u>b</u> | 69 | 31 | 0 | 6.1 | 2.8 | 2950 | 1.9 | ◎ | 比較例 | |
| 46 | <u>c</u> | 冷間圧延不可のため、未評価 | | | | | | | | | 比較例 |
| 47 | <u>d</u> | 65 | 35 | 0 | 8.7 | 1.9 | 1820 | 2.0 | ◎ | 比較例 | |
| 48 | <u>e</u> | 61 | 39 | 0 | 6.2 | 2.7 | <u>10</u> | 1.9 | ◎ | 比較例 | |
| 49 | <u>f</u> | 64 | 36 | 0 | 6.2 | 2.5 | <u>50</u> | 1.9 | ◎ | 比較例 | |

下線:本発明の範囲外を示す。

【 0 1 0 8 】

10

20

30

40

50

【表 4 - 1】

| 表4-1 | | | | | | |
|------|---|------------------|--------------|-------------|-----------------|--|
| No | 鋼 | 熱間プレス工程 | | | | |
| | | 平均昇温速度 (°C/s) | 加熱温度 (°C) | 保持時間 (s) | 熱間プレス温度 (°C) | M _s -200°Cまでの冷却速度 (°C/s) |
| 1 | A | 5 | 900 | 60 | 700 | 100 |
| 2 | A | 100 | 940 | 5 | 700 | 100 |
| 3 | A | 5 | 900 | 280 | 700 | 100 |
| 4 | A | 5 | 900 | 60 | 700 | 100 |
| 5 | A | 5 | 900 | 60 | 700 | 100 |
| 6 | A | 5 | 900 | 60 | 700 | 100 |
| 7 | A | 5 | 900 | 60 | 700 | 100 |
| 8 | A | 5 | 900 | 60 | 700 | 100 |
| 9 | A | 5 | 900 | 60 | 700 | 100 |
| 10 | A | 5 | 900 | 60 | 700 | 100 |
| 11 | A | 5 | 900 | 60 | 700 | 100 |
| 12 | A | 5 | 900 | 60 | 700 | 100 |
| 13 | A | 5 | 900 | 60 | 700 | 100 |
| 14 | A | 5 | 900 | 60 | 700 | 100 |
| 15 | B | 5 | 910 | 60 | 700 | 100 |
| 16 | B | 5 | 910 | 60 | 700 | 100 |
| 17 | B | 5 | 910 | 60 | 700 | 100 |
| 18 | B | 5 | 910 | 60 | 700 | 100 |
| 19 | B | 5 | 910 | 60 | 700 | 100 |
| 20 | C | 200 | 980 | 0 | 700 | 100 |
| 21 | C | 100 | 950 | 5 | 600 | 100 |
| 22 | C | 100 | 950 | 5 | 600 | 100 |

10

20

30

【 0 1 0 9 】

40

50

【表 4 - 2】

| 表4-2 | | | | | | |
|------|----------|--------------------------|------------------|-----------------|-------------------------|-------------------------------|
| No | 鋼 | 熱間プレス工程 | | | | |
| | | 平均 昇温 速度 (°C/s) | 加熱 温度 (°C) | 保持 時間 (s) | 熱間 プレス 温度 (°C) | Ms-200°Cまで の冷却速度 (°C/s) |
| 23 | C | 100 | 950 | 5 | 600 | 100 |
| 24 | C | 100 | 950 | 5 | 600 | 100 |
| 25 | D | 5 | 920 | 60 | 700 | 100 |
| 26 | E | 5 | 910 | 90 | 800 | 100 |
| 27 | F | 5 | 920 | 60 | 500 | 100 |
| 28 | G | 5 | 940 | 60 | 700 | 100 |
| 29 | H | 5 | 900 | 60 | 700 | 100 |
| 30 | I | 50 | 930 | 15 | 700 | 100 |
| 31 | J | 5 | 900 | 60 | 700 | 100 |
| 32 | K | 5 | 900 | 60 | 700 | 100 |
| 33 | L | 5 | 900 | 120 | 700 | 100 |
| 34 | M | 3 | 910 | 60 | 700 | 100 |
| 35 | N | 5 | 880 | 60 | 700 | 100 |
| 36 | O | 5 | 880 | 150 | 700 | 100 |
| 37 | P | 5 | 890 | 60 | 700 | 100 |
| 38 | Q | 5 | 870 | 180 | 700 | 100 |
| 39 | R | 5 | 900 | 60 | 700 | 100 |
| 40 | S | 5 | 890 | 60 | 700 | 100 |
| 41 | T | 5 | 870 | 60 | 700 | 100 |
| 42 | U | 5 | 880 | 60 | 700 | 100 |
| 43 | V | 5 | 930 | 60 | 700 | 100 |
| 44 | <u>a</u> | 5 | 920 | 60 | 700 | 100 |
| 45 | <u>b</u> | 5 | 980 | 60 | 700 | 100 |
| 46 | <u>c</u> | 冷間圧延不可のため未評価 | | | | |
| 47 | <u>d</u> | 5 | 910 | 60 | 700 | 100 |
| 48 | <u>e</u> | 5 | 880 | 60 | 700 | 100 |
| 49 | <u>f</u> | 5 | 880 | 60 | 700 | 100 |

下線:本発明の範囲外を示す。

【 0 1 1 0 】

10

20

30

40

50

【表 5 - 1】

| 表5-1 | | | | | | | | | | |
|------|---|---|-------------------------|---------------------------------------|---|---------------|-------------|----------|--------------|-----|
| No | 鋼 | 熱間プレス部材のマイクロ組織 | | | | 熱間プレス部材の機械的性質 | | | 熱間プレス部材の端面割れ | 備考 |
| | | マルテンサイト、 焼戻しマルテンサイト、 ベイナイト の面積率 (%) | 残部マイクロ組織 の面積率 (%) | 旧オーステナイト 平均粒径 (μm) | 粒径が3nm以上50nm以 下のTi、Nb 複合析出物の 密度 (個/ μm^3) | TS (MPa) | 耐遅れ 破壊特性 | 低温 靱性 | | |
| 1 | A | 100 | 0 | 5.3 | 2370 | 1480 | ○ | ○ | ○ | 発明例 |
| 2 | A | 100 | 0 | 4.2 | 2380 | 1490 | ○ | ○ | ○ | 発明例 |
| 3 | A | 100 | 0 | 6.7 | 1720 | 1470 | ○ | ○ | ○ | 発明例 |
| 4 | A | 100 | 0 | 5.0 | <u>210</u> | 1430 | × | ○ | ○ | 比較例 |
| 5 | A | 100 | 0 | <u>8.4</u> | 2260 | 1470 | ○ | × | ○ | 比較例 |
| 6 | A | 100 | 0 | 4.2 | 1890 | 1480 | ○ | ○ | × | 比較例 |
| 7 | A | 100 | 0 | <u>7.7</u> | 1610 | 1470 | ○ | × | ○ | 比較例 |
| 8 | A | 100 | 0 | <u>7.5</u> | 2040 | 1470 | ○ | × | ○ | 比較例 |
| 9 | A | 100 | 0 | <u>7.3</u> | 2130 | 1470 | ○ | × | ○ | 比較例 |
| 10 | A | 100 | 0 | 4.9 | <u>320</u> | 1440 | × | ○ | ○ | 比較例 |
| 11 | A | 100 | 0 | <u>7.7</u> | 1030 | 1460 | ○ | × | ○ | 比較例 |
| 12 | A | 100 | 0 | 5.4 | <u>9440</u> | 1510 | ○ | × | × | 比較例 |
| 13 | A | 100 | 0 | <u>7.3</u> | 2370 | 1470 | ○ | × | ○ | 比較例 |
| 14 | A | 100 | 0 | 4.2 | 2370 | 1490 | ○ | ○ | × | 比較例 |
| 15 | B | 100 | 0 | 5.5 | 1710 | 1490 | ○ | ○ | ○ | 発明例 |
| 16 | B | 100 | 0 | 5.5 | 1710 | 1490 | ○ | ○ | ○ | 発明例 |
| 17 | B | 100 | 0 | 5.5 | 1710 | 1490 | ○ | ○ | ○ | 発明例 |
| 18 | B | 100 | 0 | 5.7 | 1590 | 1490 | ○ | ○ | ○ | 発明例 |
| 19 | B | 100 | 0 | 5.9 | 1500 | 1490 | ○ | ○ | ○ | 発明例 |
| 20 | C | 100 | 0 | 3.3 | 750 | 1500 | ○ | ○ | ○ | 発明例 |
| 21 | C | 100 | 0 | 3.1 | 740 | 1520 | ○ | ○ | ○ | 発明例 |
| 22 | C | 100 | 0 | 3.1 | 740 | 1520 | ○ | ○ | ○ | 発明例 |

下線:本発明の範囲外を示す。

【 0 1 1 1 】

10

20

30

40

50

【表 5 - 2】

| 表5-2 | | | | | | | | | | |
|------|---|---|-------------------------|---------------------------------------|---|---------------|-------------|----------|--------------|-----|
| No | 鋼 | 熱間プレス部材のマイクロ組織 | | | | 熱間プレス部材の機械的性質 | | | 熱間プレス部材の端面割れ | 備考 |
| | | マルテンサイト、 焼戻しマルテンサイト、 ベイナイト の面積率 (%) | 残部マイクロ組織 の面積率 (%) | 旧オーステナイト 平均粒径 (μm) | 粒径が3nm以上50nm以 下のTi、Nb 複合析出物の 密度 (個/ μm^3) | TS (MPa) | 耐遅れ 破壊特性 | 低温 靱性 | | |
| 23 | C | 100 | 0 | 3.1 | 630 | 1520 | ○ | ○ | ○ | 発明例 |
| 24 | C | 100 | 0 | 3.1 | 510 | 1510 | ○ | ○ | ○ | 発明例 |
| 25 | D | 98 | 2 | 6.7 | 1570 | 1510 | ○ | ○ | ○ | 発明例 |
| 26 | E | 97 | 3 | 5.2 | 1840 | 1570 | ○ | ○ | ○ | 発明例 |
| 27 | F | 95 | 5 | 5.2 | 1400 | 1470 | ○ | ○ | ○ | 発明例 |
| 28 | G | 93 | 7 | 4.6 | 2340 | 1550 | ○ | ○ | ○ | 発明例 |
| 29 | H | 100 | 0 | 5.5 | 3450 | 1560 | ○ | ○ | ○ | 発明例 |
| 30 | I | 100 | 0 | 4.3 | 3400 | 1730 | ○ | ○ | ○ | 発明例 |
| 31 | J | 100 | 0 | 5.0 | 1050 | 1500 | ○ | ○ | ○ | 発明例 |
| 32 | K | 100 | 0 | 5.2 | 1940 | 1660 | ○ | ○ | ○ | 発明例 |
| 33 | L | 100 | 0 | 5.3 | 1770 | 1520 | ○ | ○ | ○ | 発明例 |
| 34 | M | 98 | 2 | 4.3 | 4520 | 1460 | ○ | ○ | ○ | 発明例 |
| 35 | N | 100 | 0 | 6.2 | 4410 | 1600 | ○ | ○ | ○ | 発明例 |
| 36 | O | 100 | 0 | 6.4 | 2050 | 1630 | ○ | ○ | ○ | 発明例 |
| 37 | P | 100 | 0 | 4.9 | 3330 | 1530 | ○ | ○ | ○ | 発明例 |
| 38 | Q | 100 | 0 | 6.9 | 1310 | 1360 | ○ | ○ | ○ | 発明例 |
| 39 | R | 100 | 0 | 4.7 | 2970 | 1380 | ○ | ○ | ○ | 発明例 |
| 40 | S | 100 | 0 | 4.8 | 4920 | 1610 | ○ | ○ | ○ | 発明例 |
| 41 | T | 100 | 0 | 6.1 | 3330 | 1400 | ○ | ○ | ○ | 発明例 |
| 42 | U | 98 | 2 | 4.8 | 3640 | 1450 | ○ | ○ | ○ | 発明例 |
| 43 | V | 95 | 5 | 4.2 | 4230 | 1420 | ○ | ○ | ○ | 発明例 |
| 44 | a | 100 | 0 | 4.9 | 1740 | 1100 | ○ | ○ | ○ | 比較例 |
| 45 | b | 78 | 22 | 6.4 | 1850 | 1310 | ○ | × | ○ | 比較例 |
| 46 | c | 冷間圧延不可のため未評価 | | | | | | | | 比較例 |
| 47 | d | 100 | 0 | 4.5 | 1460 | 1490 | × | × | ○ | 比較例 |
| 48 | e | 100 | 0 | 5.9 | 10 | 1430 | × | ○ | ○ | 比較例 |
| 49 | f | 100 | 0 | 5.6 | 40 | 1440 | × | ○ | ○ | 比較例 |

下線: 本発明の範囲外を示す。

10

20

30

40

50

フロントページの続き

| (51)国際特許分類 | F I | テーマコード (参考) |
|--------------------------------------|-----------------|-------------|
| C 2 1 D 1/18 (2006.01) | C 2 1 D 9/46 | G |
| | C 2 1 D 9/46 | J |
| | C 2 1 D 9/00 | A |
| | C 2 1 D 1/18 | C |

東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社内

F ターム (参考) 4K037 EA01 EA02 EA03 EA06 EA09 EA10 EA11 EA13 EA14 EA15
 EA16 EA17 EA18 EA19 EA20 EA23 EA25 EA26 EA27 EA29 EA31
 EA32 EA33 EA34 EA35 EA36 EB05 EB07 EB08 EB09 FA02 FA03
 FB07 FB08 FC04 FD04 FE02 FE03 FG00 FG01 FM02 FM04 GA05
 JA06

4K042 AA25 BA01 BA02 BA05 CA01 CA02 CA03 CA04 CA05 CA06
 CA08 CA09 CA10 CA12 CA13 CA14 DA06 DB01 DB02 DB07 DC02
 DC03 DD01 DD04 DE05