

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B1)

(11) 特許番号

特許第6103165号
(P6103165)

(45) 発行日 平成29年3月29日 (2017.3.29)

(24) 登録日 平成29年3月10日 (2017.3.10)

(51) Int.Cl.	F I	
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 1 Z
C 2 2 C 38/60 (2006.01)	C 2 2 C 38/60	
C 2 1 D 1/18 (2006.01)	C 2 1 D 1/18	C
C 2 1 D 9/00 (2006.01)	C 2 1 D 9/00	A
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 1 D 9/46	G
請求項の数 5 (全 34 頁) 最終頁に続く		

(21) 出願番号 特願2016-568709 (P2016-568709)
 (86) (22) 出願日 平成28年8月16日 (2016.8.16)
 (86) 国際出願番号 PCT/JP2016/073896
 審査請求日 平成28年11月18日 (2016.11.18)

早期審査対象出願

(73) 特許権者 000006655
 新日鐵住金株式会社
 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
 (74) 代理人 100064908
 弁理士 志賀 正武
 (74) 代理人 100175802
 弁理士 寺本 光生
 (74) 代理人 100106909
 弁理士 棚井 澄雄
 (74) 代理人 100134359
 弁理士 勝俣 智夫
 (74) 代理人 100188592
 弁理士 山口 洋

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 熱間プレス成形部材

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

単位質量%で、

- C : 0 . 1 0 0 ~ 0 . 6 0 0 %、
- S i : 1 . 0 0 ~ 3 . 0 0 %、
- M n : 1 . 0 0 ~ 5 . 0 0 %、
- P : 0 . 0 4 0 % 以下、
- S : 0 . 0 5 0 0 % 以下、
- A l : 0 . 0 0 1 ~ 2 . 0 0 0 %、
- N : 0 . 0 1 0 0 % 以下、
- O : 0 . 0 1 0 0 % 以下、
- M o : 0 ~ 1 . 0 0 %、
- C r : 0 ~ 2 . 0 0 %、
- N i : 0 ~ 2 . 0 0 %、
- C u : 0 ~ 2 . 0 0 %、
- N b : 0 ~ 0 . 3 0 0 %、
- T i : 0 ~ 0 . 3 0 0 %、
- V : 0 ~ 0 . 3 0 0 %、
- B : 0 ~ 0 . 1 0 0 0 %、
- C a : 0 ~ 0 . 0 1 0 0 %、

Mg : 0 ~ 0 . 0 1 0 0 %、及び

REM : 0 ~ 0 . 0 1 0 0 %

を含有し、

残部が鉄及び不純物からなり、

板厚 1 / 4 部におけるミクロ組織が、単位体積%で、焼戻しマルテンサイト : 2 0 ~ 9 0 %、ベイナイト : 5 ~ 7 5 %、及び残留オーステナイト : 5 ~ 2 5 %を含み、且つフェライトが 1 0 %以下に制限され、

前記板厚 1 / 4 部における { 2 1 1 } < 0 1 1 > 方位の極密度が 3 . 0 以上であることを特徴とする熱間プレス成形部材。

【請求項 2】

単位質量%で、

Mo : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 0 %、

Cr : 0 . 0 5 ~ 2 . 0 0 %、

Ni : 0 . 0 5 ~ 2 . 0 0 %、及び

Cu : 0 . 0 5 ~ 2 . 0 0 %

からなる群から選択される 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成形部材。

【請求項 3】

単位質量%で、

Nb : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 3 0 0 %、

Ti : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 3 0 0 %、及び

V : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 3 0 0 %

からなる群から選択される 1 種以上を含有する

ことを特徴とする請求項 1 又は 2 に記載の熱間プレス成形部材。

【請求項 4】

単位質量%で、

B : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 1 0 0 0 %

を含有する

ことを特徴とする請求項 1 から 3 のいずれか 1 項に記載の熱間プレス成形部材。

【請求項 5】

単位質量%で、

Ca : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 1 0 0 %、

Mg : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 1 0 0 %、及び

REM : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 1 0 0 %

からなる群から選択される 1 種以上を含有する

ことを特徴とする請求項 1 から 4 のいずれか 1 項に記載の熱間プレス成形部材。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、熱間プレス成形部材に関する。

【背景技術】

【0002】

ドアガード、フロントサイドメンバ、クロスメンバ及びサイドメンバ等の自動車用部材は、燃費向上のために、軽量化が求められている。軽量化を行うための手段として、材料の薄肉化が考えられる。しかし、上記自動車用部材には、高強度であることも要求される。従って、薄肉化しても衝突安全性等が十分に確保されるように、当該部材の材料となる鋼板については、さらなる高強度化が進められている。具体的には、延性と引張強さとの積である抗張積、ランクフォード値、及び限界曲げを向上させることが試みられている。

【0003】

上に例示された自動車用部材は、熱間プレスによって製造されることが多い。熱間プレ

10

20

30

40

50

ス技術は、鋼板をオーステナイト域の高温まで加熱した後にプレス成形する技術であって、室温で行う通常のプレス加工に比べて成形荷重が極めて小さい。さらに、熱間プレス技術では、プレス成形と同時に金型内で焼入れ処理が行われるので、鋼板に高強度を付与することができる。従って、熱間プレス技術は、形状凍結性と強度確保とを両立することのできる技術として注目されている（例えば、特許文献1参照）。

【0004】

しかしながら、鋼板を熱間プレス技術により加工した部材（以下、単に「熱間プレス成形部材」と称する場合がある）は、優れた強度を有するものの、延性が十分に得られない場合がある。自動車の衝突時には、自動車用部材に極度の塑性変形が生じることによって、熱間プレス成形部材の表層部が曲げ変形を激しく受けることがある。熱間プレス成形部材の延性が不足している場合、この激しい曲げ変形によって熱間プレス成形部材に割れが生じるおそれがある。つまり、通常の熱間プレス成形部材は、優れた衝突特性を発揮できないおそれがある。

10

【0005】

一方、残留オーステナイトのマルテンサイト変態を利用することにより優れた延性を有するTRIP (Transformed Induced Plasticity) 鋼も知られている（特許文献2、3参照）。

【0006】

一般に、TRIP鋼は、熱処理においてベイナイト変態させることにより、その組織中に室温でも安定な残留オーステナイトを含ませることができる。但し、高強度化を促進すると、ベイナイト変態が遅延するので、残留オーステナイトの生成には長時間を要する。この場合、生産性が著しく損なわれる。また、ベイナイト生成時の保持時間が不十分な場合には、不安定な未変態オーステナイトが室温で硬質なマルテンサイトとなるので、部材の延性及び曲げ性が低下し、ひいては十分な衝突特性が得られないおそれがある。

20

【0007】

ベイナイト変態を促進する技術として、鋼をオーステナイト単相域で焼鈍し、次いでMs点とMf点との間の温度に冷却し、さらに、350以上400以下に再加熱、保持する技術が知られている（例えば、非特許文献1参照）。この技術によれば、より短時間で安定な残留オーステナイトを得ることが可能である。

【0008】

従来、TRIP鋼は、その優れた延性を活かして、冷間成形用鋼板とされてきた。但し、冷間成形によって部材を製造した場合、成形後の部材の残留延性が、部材の衝突特性に影響を及ぼす。冷間成形時に強加工を受けた部位では残留延性が小さくなってしまい、衝突時に割れが発生するおそれがある。そこで、近年では、熱間プレス成形法においても、鋼板に残留オーステナイトを含ませることで、部材の延性を確保する方法が提案されている（例えば、特許文献4から6参照）。

30

【0009】

特許文献4には、熱間プレス成形法において、鋼の(Ms点 - 150) から40までの平均冷却速度を5 / 秒以下とすることで、部材に残留オーステナイトを含有させる技術が開示されている。但し、冷却速度の制御だけでは、延性を大きく改善することができる残留オーステナイト量を確保することが困難であることが判明している。

40

【0010】

特許文献5には、熱間プレス成形法において、鋼を(ベイナイト変態開始温度Bs - 100) 以下Ms点以上の温度範囲まで冷却した後に、この温度で10s以上滞在させる技術が開示されている。但し、この技術では、ベイナイト変態速度が遅く、冷却後に残留オーステナイトが硬質なマルテンサイトとなる可能性が高い。硬質なマルテンサイトが生成すると、組織間の硬度差が大きくなり、優れた曲げ性を発揮できないおそれがある。

【0011】

特許文献6には、熱間プレス成形法において、鋼を750以上1000以下の温度に保持した後、50以上350以下の第1温度域まで冷却して、一部マルテンサイト

50

変態させた後、350 以上490 以下の第2温度域に再加熱してベイナイト変態させることで、安定な残留オーステナイトを得る技術が開示されている。しかしながら、この技術においても、優れた曲げ性を発揮できないおそれがある。熱間プレス前の鋼板の集合組織に関し、何ら規定されていないからである。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0012】

【特許文献1】日本国特開2002-18531号公報

【特許文献2】日本国特開平1-230715号公報

【特許文献3】日本国特開平2-217425号公報

【特許文献4】日本国特開2013-174004号公報

【特許文献5】日本国特開2013-14842号公報

【特許文献6】日本国特開2011-184758号公報

【非特許文献】

【0013】

【非特許文献1】H. Kawata, K. Hayashi, N. Sugiura, N. Yoshinaga and M. Takahashi: Materials Science Forum, 638-642 (2010), p3307

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0014】

本発明は、上記事情に鑑みてなされたものであり、延性及び曲げ性に優れた高強度熱間プレス成形部材を提供することを目的とする。具体的には、本発明は、抗張積が26000 (MPa・%) 以上であるとともに、圧延方向のランクフォード値、及び圧延方向に対して垂直な方向(以下、単に「圧延直角方向」と称する場合がある)のランクフォード値がいずれも0.80以下であり、かつ、圧延方向の限界曲げ及び圧延直角方向の限界曲げがいずれも2.0以下である高強度熱間プレス成形部材を提供することを目的とする。以下、ランクフォード値を単に「r値」と称する場合がある。

【課題を解決するための手段】

【0015】

本発明の要旨は以下のとおりである。

【0016】

(1)本発明の一態様に係る熱間プレス成形部材は、単位質量%で、C:0.100~0.600%、Si:1.00~3.00%、Mn:1.00~5.00%、P:0.040%以下、S:0.0500%以下、Al:0.001~2.000%、N:0.0100%以下、O:0.0100%以下、Mo:0~1.00%、Cr:0~2.00%、Ni:0~2.00%、Cu:0~2.00%、Nb:0~0.300%、Ti:0~0.300%、V:0~0.300%、B:0~0.1000%、Ca:0~0.0100%、Mg:0~0.0100%、及びREM:0~0.0100%を含有し、残部が鉄及び不純物からなり、板厚1/4部におけるミクロ組織が、単位体積%で、焼戻しマルテンサイト:20~90%、ベイナイト:5~75%、及び残留オーステナイト:5~25%を含み、且つフェライトが10%以下に制限され、前記板厚1/4部における{211}<011>方位の極密度が3.0以上である。

(2)上記(1)に記載の熱間プレス成形部材は、単位質量%で、Mo:0.01~1.00%、Cr:0.05~2.00%、Ni:0.05~2.00%、及びCu:0.05~2.00%からなる群から選択される1種以上を含有してもよい。

(3)上記(1)又は(2)に記載の熱間プレス成形部材は、単位質量%で、Nb:0.005~0.300%、Ti:0.005~0.300%、及びV:0.005~0.300%からなる群から選択される1種以上を含有してもよい。

(4)上記(1)~(3)のいずれか一項に記載の熱間プレス成形部材は、単位質量%で

10

20

30

40

50

、B：0.0001～0.1000%を含有してもよい。

(5) 上記(1)～(4)のいずれか一項に記載の熱間プレス成形部材は、単位質量%で、Ca：0.0005～0.0100%、Mg：0.0005～0.0100%、及びREM：0.0005～0.0100%からなる群から選択される1種以上を含有してもよい。

【発明の効果】

【0017】

本発明の上記態様に係る高強度熱間プレス成形部材では、鋼の成分と組織とを調整するにあたり、特に鋼の組織を複合組織とし、かつ、複合組織を構成する各組織の割合について改良を行っている。さらに、本発明の上記態様に係る高強度熱間プレス成形部材では、鋼の極密度についても好ましく制御されている。これにより、本発明の上記態様に係る高強度熱間プレス成形部材によれば、上記複合組織中のマルテンサイトによって優れた強度が得られるだけでなく、オーステナイトによる優れた延性とベイナイトによる優れた曲げ性についても、併せて確保することができる。その結果、本発明の上記態様に係る高強度熱間プレス成形部材では、圧延方向の r 値及び圧延直角方向の r 値をいずれも0.80以下とし、かつ、圧延方向の限界曲げ及び圧延直角方向の限界曲げをいずれも2.0以下とすることができる。

10

【図面の簡単な説明】

【0018】

【図1】ODF ($\theta = 45^\circ$ 断面) 上の主な結晶方位の位置を示す図である。

20

【発明を実施するための形態】

【0019】

以下、本発明に係る高強度熱間プレス成形部材の実施形態を詳細に説明する。なお、以下に示す実施形態は、本発明を限定するものではない。また、当該実施形態の構成要素には、当業者が置換可能かつ容易なもの、或いは実質的に同一のものが含まれる。さらに、下記の実施の形態に含まれる各種形態は、当業者が自明の範囲内で任意に組み合わせることができる。

【0020】

本実施形態に係る部材において、「部材の板厚1/4部」とは、部材の圧延面から部材の板厚の約1/8の深さの面と約3/8の深さの面との間の領域を意味する。部材の圧延面とは、部材の材料である熱間プレス用素板（冷延鋼板または焼鈍鋼板）の圧延面である。「熱間プレス用素板の板厚1/4部」とは、熱間プレス用素板の圧延面から熱間プレス用素板の板厚の約1/8の深さの面と約3/8の深さの面との間の領域を意味する。なお、本実施形態に係る部材の厚さは一様ではなく、加工を受けた領域では板厚が増減している。部材の、加工を受けた領域の板厚1/4部は、加工を受ける前の熱間プレス用素板の板厚1/4部に対応する領域であり、断面形状に基づいて特定可能である。

30

【0021】

本発明者らは、上記目的を達成すべく鋭意検討を重ねた結果、熱間プレス成形部材の延性及び曲げ性を改善するには、所定成分の鋼の組織を、焼戻しマルテンサイトと、残留オーステナイトと、ベイナイトとを含む複合組織とし、さらに、これら各組織の割合を適宜設定することが重要である、との知見を得た。より具体的には、本発明者らは、熱間プレス成形において、所定成分の鋼板を高温にて成形し、一時冷却後に再加熱して保持するプロセスを経ることで、上記複合組織中のマルテンサイトによって優れた強度が得られるだけでなく、オーステナイトによる優れた延性とベイナイトによる優れた曲げ性についても、併せて確保され、その結果、圧延方向のランクフォード値(r 値)及び圧延直角方向の r 値をいずれも0.80以下とし、かつ、圧延方向の限界曲げ及び圧延直角方向の限界曲げをいずれも2.0以下とすることができる、との知見を得た。

40

【0022】

ランクフォード値(r 値)とは、JIS Z 2254に規定された、板状引張試験片に単軸引張応力を加えることによって生じた、試験片の幅方向真ひずみ ϵ_b と厚さ方向真ひず

50

み a との比 b/a である。圧延方向の r 値とは、圧延方向に平行な方向に単軸引張応力を加えることにより求められる r 値であり、圧延直角方向の r 値とは、圧延方向に垂直な方向に単軸引張応力を加えることにより求められる r 値である。

【0023】

<高強度熱間プレス成形部材>

以下、本実施形態に係る高強度熱間プレス成形部材の実施形態を詳細に説明する。

【0024】

[成分]

まず、本実施形態に係る高強度熱間プレス成形部材（以下、部材と称する場合がある）の、成分の限定理由について説明する。なお、本明細書において、化学成分の単位「%」は「質量%」を意味する。

10

【0025】

(C: 0.100 ~ 0.600%)

炭素(C)は、部材の強度を上昇させ、かつ、所定量以上の残留オーステナイトを確保するために必須の元素である。C含有量が0.100%未満であると、部材の引張強さ及び延性を確保することが難しくなる。一方、C含有量が0.600%を超えると、部材のスポット溶接性の確保が困難となり、さらに部材の延性が低下するおそれもある。以上の理由により、C含有量は0.100~0.600%とする。なお、C含有量の下限值は、好ましくは0.150%、0.180%、または0.200%である。C含有量の上限值は、好ましくは0.500%、0.480%、または0.450%である。

20

【0026】

(Si: 1.00 ~ 3.00%)

珪素(Si)は、強化元素であり、部材の強度を上昇させることに有効である。また、Siはマルテンサイト中におけるセメンタイトの析出及び粗大化を抑制し、これにより部材の高強度化及び曲げ性の向上に寄与する。さらに、Siは、オーステナイト中のC濃度を高めて、所定量以上の残留オーステナイトの確保に寄与し、ひいては、部材を一時冷却した後の再加熱保持時のセメンタイトの析出の抑制に寄与する元素である。

【0027】

Si含有量が1.00%未満では、上述の効果（鋼の高強度化及びセメンタイト析出の抑制等）が十分に得られない。一方、Si含有量が3.00%を超えると、部材の加工性が低下する。以上の理由により、Si含有量は1.00~3.00%とする。なお、Si含有量の下限值は、好ましくは1.10%、1.20%、または1.30%である。Si含有量の上限值は、好ましくは2.50%、2.40%、または2.30%である。

30

【0028】

(Mn: 1.00 ~ 5.00%)

マンガン(Mn)は、強化元素であり、部材の強度を上昇させることに有効である。Mn含有量が1.00%未満では、部材の冷却時に、フェライト、パーライト及びセメンタイトが生成してしまい、部材の強度を高めることが困難となる。一方、Mn含有量が5.00%を超えると、MnとP及びSとの共偏析が生じやすくなり、部材の加工性が著しく低下する。以上の理由により、Mn含有量は1.00~5.00%とする。なお、Mn含有量の下限值は、好ましくは1.80%、2.00%、または2.20%である。Mn含有量の上限值は、好ましくは4.50%、4.00%、または3.50%である。

40

【0029】

(P: 0.040%以下)

りん(P)は、部材を構成する鋼板の板厚中央部（圧延面から部材の板厚の約3/8の深さの面と約5/8の深さの面との間の領域）に偏析する傾向があり、部材を溶接する際に形成される溶接部を脆化させる元素である。P含有量が0.040%を超えると溶接部の脆化が顕著になるので、P含有量は0.040%以下とする。なお、P含有量の好ましい上限値は、0.010%、0.009%、または0.008%である。また、P含有量の下限值を特に定める必要は無いので、P含有量の下限値を0%としてもよい。しかし、

50

P含有量を0.0001%未満とすることは経済的に不利であるので、P含有量の下限値は0.0001%としてもよい。

【0030】

(S:0.0500%以下)

硫黄(S)は、部材の溶接性と、部材を構成する鋼板の鋳造時及び熱延時の製造性とに悪影響を及ぼす元素である。また、Sは、粗大なMnSを形成して、部材の曲げ性及び穴抜け性等を阻害する元素である。S含有量が0.0500%を超えると、上記の悪影響及び阻害が顕著になるので、S含有量は0.0500%以下とする。なお、S含有量の好ましい上限値は、0.0100%、0.0080%、または0.0050%である。また、Sの下限値を特に定める必要は無いので、S含有量の下限値を0%としてもよい。しかし、S含有量を0.0001%未満とすることは経済的に不利であるので、S含有量の下限値は、0.0001%としてもよい。

10

【0031】

(Al:0.001~2.000%)

アルミニウム(Al)は、Siと同様に、セメンタイトの析出及び粗大化等の抑制に有効な元素である。また、Alは、脱酸剤としても活用可能な元素である。Al含有量が0.001%未満では、上述の効果が発現しない。一方、Al含有量が2.000%を超えると、Al系の粗大介在物の個数が増大して、鋼板の曲げ性劣化の原因、及び鋼板の表面に傷が発生する原因となる。以上の理由により、Al含有量は0.001~2.000%とする。なお、Al含有量の下限値は、好ましくは、0.010%、0.020%、または0.030%である。Al含有量の上限値は、好ましくは1.500%、1.200%、1.000%、0.250%、又は0.050%である。

20

【0032】

(N:0.0100%以下)

窒素(N)は、粗大な窒化物を形成し、部材の曲げ性及び穴抜け性を低下させる元素である。さらにNは、部材溶接時のブローホール発生の原因となる元素である。N含有量が0.0100%を超えると、部材の曲げ性及び穴抜け性の低下が顕著となるだけでなく、部材の溶接時に多数のブローホールが発生するので、Nの含有量は0.0100%以下とする。なお、N含有量の好ましい上限値は0.0070%、0.0050%、または0.0030%である。また、N含有量の下限値は、特に定める必要が無いので、0%としてもよい。しかし、N含有量を0.0005%未満とすることは、製造コストの大幅な増加を招くので、N含有量の下限値を0.0005%としてもよい。

30

【0033】

(O:0.0100%以下)

酸素(O)は、酸化物を形成し、部材の破断伸び、曲げ性、及び穴抜け性等を低下させる元素である。特に、酸化物が部材の打抜き端面又は切断面に介在物として存在すると、酸化物が切欠き状の傷及び粗大なディンプル等を形成して、穴抜け時及び強加工時等に応力集中を招いて亀裂を発生させ、穴抜け性及び/又は曲げ性を大幅に低下させる。

【0034】

O含有量が0.0100%を超えると、破断伸び、曲げ性及び穴抜け性等の低下が顕著となるので、O含有量は0.0100%以下とする。なお、O含有量の好ましい上限値は0.0050%、0.0040%、または0.0030%である。また、O含有量の下限値は特に定める必要は無いので、0%としてもよい。しかし、O含有量を0.0001%未満とすることは、過度のコスト高を招き、経済的に好ましくないので、O含有量の下限値を0.0001%としてもよい。

40

【0035】

また、本実施形態に係る高強度熱間プレス成形部材は、上記成分に加え、Mo:0.01~1.00%、Cr:0.05~2.00%、Ni:0.05~2.00%、及びCu:0.05~2.00%からなる群から選択される1種以上を含有してもよい。ただし、これら元素は必須成分ではない。これら元素が含有されない場合でも本実施形態に係る部

50

材は課題を解決することができるので、これら元素の含有量の下限値は0%である。

【0036】

(Mo: 0 ~ 1.00%)

モリブデン(Mo)は、強化元素であり、部材を構成する鋼板の焼入れ性向上に寄与する元素である。この効果を得るために、Mo含有量の下限値を0.01%としてもよい。一方、Mo含有量が1.00%を超えると、鋼板の製造時及び熱延時の製造性が阻害される場合がある。以上の理由により、Mo含有量は0.01%以上1.00%以下とすることが好ましい。なお、Mo含有量のさらに好ましい下限値は0.05%、0.10%、または0.15%である。Mo含有量のさらに好ましい上限値は0.60%、0.50%、または0.40%である。

10

【0037】

(Cr: 0 ~ 2.00%)

クロム(Cr)は、強化元素であり、部材を構成する鋼板の焼入れ性向上に寄与する元素である。この効果を得るために、Cr含有量の下限値を0.05%としてもよい。一方、Cr含有量が2.00%を超えると、鋼板の製造時及び熱延時の製造性が阻害される場合がある。以上の理由により、Cr含有量は0.05%以上2.00%以下とすることが好ましい。なお、Cr含有量のさらに好ましい下限値は0.10%、0.15%、または0.20%である。Cr含有量のさらに好ましい上限値は1.80%、1.60%、または1.40%である。

20

【0038】

(Ni: 0 ~ 2.00%)

ニッケル(Ni)は、強化元素であり、部材を構成する鋼板の焼入れ性向上に寄与する元素である。また、Niは、鋼板の濡れ性の向上及び合金化反応の促進に寄与する元素である。これら効果を得るために、Ni含有量の下限値を0.05%としてもよい。一方、Ni含有量が2.00%を超えると、鋼板の製造時及び熱延時の製造性が阻害される場合がある。以上の理由により、Ni含有量は0.05%以上2.00%以下とすることが好ましい。なお、Ni含有量のさらに好ましい下限値は0.10%、0.15%、または0.20%である。Ni含有量のさらに好ましい上限値は1.80%、1.60%、または1.40%である。

30

【0039】

(Cu: 0 ~ 2.00%)

銅(Cu)は、強化元素であり、部材を構成する鋼板の焼入れ性向上に寄与する元素である。また、Cuは、鋼板の濡れ性の向上及び合金化反応の促進に寄与する元素である。これら効果を得るために、Cu含有量の下限値を0.05%としてもよい。一方、Cu含有量が2.00%を超えると、鋼板の製造時及び熱延時の製造性が阻害される場合がある。以上の理由により、Cu含有量は0.05%以上2.00%とすることが好ましい。なお、Cu含有量のさらに好ましい下限値は、0.10%、0.15%、または0.20%である。Cu含有量のさらに好ましい上限値は1.80%、1.60%、または1.40%である。

40

【0040】

さらに、本実施形態に係る高強度熱間プレス成形部材は、上記成分に加え、Nb: 0.005 ~ 0.300%、Ti: 0.005 ~ 0.300%及びV: 0.005 ~ 0.300%の少なくとも1種を含有してもよい。ただし、これら元素は必須成分ではない。これら元素が含有されない場合でも本実施形態に係る部材は課題を解決することができるので、これら元素の含有量の下限値は0%である。

【0041】

(Nb: 0 ~ 0.300%)

ニオブ(Nb)は、強化元素であり、析出物強化、フェライト結晶粒の成長抑制による細粒強化、及び再結晶の抑制による転位強化により、部材の強度上昇に寄与する元素である。これら効果を得るために、Nb含有量の下限値を0.005%としてもよい。一方、

50

Nb含有量が0.300%を超えると、炭窒化物が過剰に析出して部材の成形性が低下する可能性がある。以上の理由により、Nbの含有量は0.005%以上0.300%以下とすることが好ましい。なお、Nb含有量のさらに好ましい下限値は、0.008%、0.010%、または0.012%である。Nb含有量のさらに好ましい上限値は0.100%、0.080%、または0.060%である。

【0042】

(Ti: 0 ~ 0.300%)

チタン(Ti)は、強化元素であり、析出物強化、フェライト結晶粒の成長抑制による細粒強化、及び再結晶の抑制による転位強化により、部材の強度上昇に寄与する元素である。これら効果を得るために、Ti含有量の下限値を0.005%としてもよい。一方、Ti含有量が0.300%を超えると、炭窒化物が過剰に析出して部材の成形性を低下させる可能性がある。以上の理由により、Ti含有量は0.005%以上0.300%以下とすることが好ましい。なお、Ti含有量のさらに好ましい下限値は、0.010%、0.015%、または0.020%である。Ti含有量のさらに好ましい上限値は0.200%、0.150%、または0.100%である。

10

【0043】

(V: 0 ~ 0.300%)

バナジウム(V)は、強化元素であり、析出物強化、フェライト結晶粒の成長抑制による細粒強化、及び再結晶の抑制による転位強化により、部材の強度上昇に寄与する元素である。これら効果を得るために、V含有量の下限値を0.005%としてもよい。一方、V含有量が0.300%を超えると、炭窒化物が過剰に析出して部材の成形性を低下させる可能性がある。以上の理由により、V含有量は0.005%以上0.300%以下とすることが好ましい。なお、V含有量のさらに好ましい下限値は0.010%、0.015%、または0.020%である。V含有量のさらに好ましい上限値は0.200%、0.150%、または0.100%である。

20

【0044】

さらにまた、本実施形態に係る高強度熱間プレス成形部材は、上記成分に加え、B: 0.0001 ~ 0.1000%を含有してもよい。ただし、Bは必須成分ではない。Bが含有されない場合でも本実施形態に係る部材は課題を解決することができるので、B含有量の下限値は0%である。

30

【0045】

(B: 0 ~ 0.1000%)

ホウ素(B)は、粒界の強度の改善及び鋼の高強度化等に有効な元素である。これら効果を得るために、B含有量の下限値を0.0001%としてもよい。一方、B含有量が0.1000%を超えると、上述の効果が飽和するばかりでなく、鋼板の熱延時の製造性が阻害される可能性がある。以上の理由により、B含有量は0.0001%以上0.1000%以下とすることが好ましい。なお、B含有量のさらに好ましい下限値は0.0003%、0.0005%、または0.0007%である。B含有量のさらに好ましい上限値は0.0100%、0.0080%、または0.0060%である。

【0046】

加えて、本実施形態に係る高強度熱間プレス成形部材は、上記成分に加え、Ca: 0.0005 ~ 0.0100%、Mg: 0.0005 ~ 0.0100%、及びREM: 0.0005 ~ 0.0100%の少なくとも1種を含有してもよい。ただし、これら元素は必須成分ではない。これら元素が含有されない場合でも本実施形態に係る部材は課題を解決することができるので、これら元素の含有量の下限値は0%である。

40

【0047】

(Ca: 0 ~ 0.0100%)

(Mg: 0 ~ 0.0100%)

(REM: 0 ~ 0.0100%)

Ca、Mg、及びREM(Rare Earth Metal)は、鋼板の脱酸に有効

50

な元素である。この効果を得るために、0.0005%以上のCa、0.0005%以上のMg、及び0.0005%以上のREMからなる群から選択される一種以上が部材に含有されても良い。一方、Ca、Mg、及びREMそれぞれの含有量が0.0100%を超えると、部材の加工性が阻害される。以上の理由により、Ca、Mg、及びREMの含有量は、それぞれ、0.0005%以上0.0100%以下であることが好ましい。なお、Ca含有量、Mg含有量、及びREM含有量それぞれのさらに好ましい下限値は、0.0010%、0.0020%、または0.0030%である。Ca含有量、Mg含有量、及びREM含有量それぞれのさらに好ましい上限値は、0.0090%、0.0080%、または0.0070%である。また、Ca、Mg、及びREMからなる群から選択される2種類以上が部材に含有される場合には、Ca、Mg、及びREMの合計含有量が0.0010%以上0.0250%以下であることが好ましい。

10

【0048】

なお、「REM」との用語は、Sc、Yおよびランタノイドからなる合計17元素を指し、上記「REMの含有量」とは、これらの17元素の合計含有量を意味する。REMは、ミッシュメタル（複数の希土類元素が含まれた合金）の形態で添加することができる。ミッシュメタルは、LaやCeの他、ランタノイド系列の元素を含有する場合がある。本実施形態に係る高強度熱間プレス成形部材は、不純物として、La及びCe以外のランタノイド系列の元素を含有してもよい。また、本実施形態に係る高強度熱間プレス成形部材は、当該部材の各種特性（特に、延性及び曲げ性）を阻害しない範囲で、LaやCeを含有することができる。

20

【0049】

（残部：鉄及び不純物）

本実施形態に係る部材の化学成分の残部は、鉄及び不純物を含む。不純物とは、部材の原材料に含まれる成分、或いは部材の製造の過程で混入される成分であって、部材の諸特性に影響を及ぼさない成分をいう。具体的には、P、S、O、Sb、Sn、W、Co、As、Pb、Bi及びH等が不純物として挙げられる。これらのうち、P、S及びOは、上述のとおり制御する必要がある。また、通常の製造方法によれば、Sb、Sn、W、Co、及びAsは0.1%以下、Pb及びBiは0.010%以下、Hは0.0005%以下の範囲内で不純物として鋼材に混入し得るが、この範囲内であれば、特にこれら元素の含有量を制御する必要はない。

30

【0050】

また、本実施形態の高強度冷延鋼板の成分である、Si、Al、Cr、Mo、V、Caも、意図せず不純物として混入することがあり得る。しかしながら、これら成分は、上述した範囲内であれば、本実施形態に係る高強度熱間プレス成形部材の諸特性に悪影響を与えるものではない。さらに、Nは、一般に、鋼板において不純物として扱われることがあるが、本実施形態に係る部材では、上述の範囲に制御することが好ましい。

【0051】

[ミクロ組織]

次に、本実施形態に係る高強度熱間プレス成形部材の、ミクロ組織の限定理由について説明する。なお、本明細書において、各組織の割合の単位「%」は「体積分率（体積%）」を意味する。また、本実施形態に係る部材のミクロ組織は、部材の1/4部において規定される。圧延面と中心面との間に位置する1/4部は、部材の典型的な構成を有するからである。本明細書において、特に断りが無い限り、ミクロ組織に関する記載は1/4部におけるミクロ組織に関する。また、本実施形態に係る部材は、加工を受けている箇所と受けていない箇所とを有するが、両者のミクロ組織は略同一である。

40

【0052】

（焼戻しマルテンサイト：20～90%）

焼戻しマルテンサイトは、鋼を強化する組織であって、本実施形態に係る部材の強度を確保するために含ませる組織である。焼戻しマルテンサイトの体積分率が20%未満では、部材の強度が不足する。一方、焼戻しマルテンサイトの体積分率が90%を超えると、

50

部材の延性及び曲げ性の確保のために必要なベイナイト及びオーステナイトが不足する。以上の理由により、焼戻しマルテンサイトの体積分率は、20%以上90%以下とする。なお、焼戻しマルテンサイトの体積分率の好ましい下限値は25%、30%、または35%である。焼戻しマルテンサイトの体積分率の好ましい上限値は85%、80%、または75%である。

【0053】

(ベイナイト：5～75%)

ベイナイトは、部材の曲げ性を向上させるために重要な組織である。通常、部材が硬質なマルテンサイトと延性に優れた残留オーステナイトとからなる組織を有する場合、マルテンサイトと残留オーステナイトとの硬度差に起因して、部材の変形時にマルテンサイトへの応力集中が生ずる。この応力集中により、マルテンサイトと残留オーステナイトとの界面にポイドが形成され、その結果、部材の曲げ性が低下するおそれがある。しかしながら、部材がマルテンサイト及び残留オーステナイトに加えてベイナイトを含む組織を有する場合には、ベイナイトが組織間硬度差を小さくし、これにより、マルテンサイトへの応力集中が緩和されて、部材の曲げ性が向上する。

10

【0054】

ベイナイトの体積分率が5%未満では、マルテンサイトへの応力集中が十分に緩和されず、優れた曲げ性の確保が実現できない。一方、ベイナイトの体積分率が75%を超えると、部材の強度及び延性の確保に必要なマルテンサイト及び残留オーステナイトが不足する。以上の理由により、ベイナイトの体積分率は、5%以上75%以下とする。なお、ベイナイトの体積分率の好ましい下限値は10%、15%、または20%である。ベイナイトの体積分率の好ましい上限値は70%、65%、または60%である。

20

【0055】

(残留オーステナイト：5～25%)

残留オーステナイトは、部材の延性を確保するために重要な組織である。残留オーステナイトは、鋼板のプレス成形時にマルテンサイトへと変態することで、優れた加工硬化及び高い均一伸びを鋼板にもたらす。残留オーステナイトの体積分率が5%未満では均一伸びが十分に得られず、優れた成形性の確保が難しい。一方、残留オーステナイトの体積分率が25%を超えると、鋼板の強度及び穴拡大性の確保に必要なマルテンサイトとベイナイトとが不足する。以上の理由により、残留オーステナイトの体積分率は、5%以上25%以下とする。なお、残留オーステナイトの体積分率の好ましい下限値は7%、10%、または12%である。残留オーステナイトの体積分率の好ましい上限値は22%、20%、または18%である。

30

【0056】

(フェライト：0～10%)

フェライトは、軟質な組織であるため、その体積分率はできる限り少ないことが好ましい。従って、フェライトの体積分率の下限値は0%である。フェライトの体積分率が10%を超えると、鋼板の強度を確保することが困難となる。従って、フェライトの体積分率は10%以下に制限される。なお、フェライトの体積分率の好ましい上限値は8%、5%、または3%である。

40

【0057】

なお、焼戻しマルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイト、及びフェライトについての、同定、存在位置の確認、及び体積分率の測定は、ナイトール試薬及びレベラ液、並びに、ピクリン酸、エタノール、チオ硫酸ナトリウム、クエン酸、及び硝酸の混合溶液からなるエッチング液(前処理液)、及び硝酸とエタノールとの混合溶液からなるエッチング液(後処理液)を用いて、鋼板の圧延方向に平行かつ圧延面に垂直な断面又は鋼板の圧延方向及び圧延面に垂直な断面を腐食し、腐食後の断面を1000倍の光学顕微鏡及び1000～100000倍の走査型電子顕微鏡及び透過型電子顕微鏡を用いて観察することができる。

【0058】

50

焼戻しマルテンサイトの同定については、走査型電子顕微鏡及び透過型電子顕微鏡により断面の観察を行い、炭化物の内部にFeを多く含有する炭化物（Fe系炭化物）を含むマルテンサイトを焼戻しマルテンサイトとみなし、当該炭化物を含まないマルテンサイトを焼戻されていない通常のマルテンサイト（フレッシュマルテンサイト）とみなした。Feを多く含有する炭化物としては、様々な結晶構造の炭化物があるが、どのような結晶構造のFe系炭化物を含むマルテンサイトであっても、本実施形態における焼戻しマルテンサイトに該当するものとする。また、本実施形態における焼戻しマルテンサイトには、熱処理条件に起因して、複数種のFe系炭化物が混在するものも含まれる。

【0059】

また、焼戻しマルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイト、及びフェライトの同定については、電界放射型走査型電子顕微鏡（FE-SEM：Field Emission Scanning Electron Microscope）に付属のEBSD：Electron Back-Scatter Diffractionを用いた結晶方位解析法（FE-SEM-EBSD法）による結晶方位の解析や、マイクロビッカース硬度測定等の微小領域の硬度測定によっても可能である。

【0060】

例えば、金属組織中の残留オーステナイトの体積分率（%）の確認に際しては、部材の圧延面に平行である、板厚の約1/4の深さ位置の面（部材の圧延面から部材の厚さの約1/4の深さの面）を観察面としてX線解析を行ってもよい。これにより得られる残留オーステナイトの面積分率を、残留オーステナイトの体積分率とする。

【0061】

これに対し、金属組織中のベイナイト、焼戻しマルテンサイト、及びフェライトの体積分率（%）の確認に際しては、まず鋼板の圧延方向に平行かつ圧延面に垂直な断面（観察面）を、研磨し、ナイタル液でエッチングする。次いで、エッチングされた断面における板厚1/4部を、FE-SEMで観察することにより、各組織の面積分率を測定する。この場合に得られる面積分率は、体積分率と実質的に等しい値となるので、この面積分率を体積分率とみなす。

【0062】

なお、FE-SEMでの観察においては、例えば、一辺が30 μ mの正方形の観察面における各組織を、次のように区別、認識することができる。即ち、焼戻しマルテンサイトは、ラス状（特定の優先成長方向を有する板状）の結晶粒の集合であって、結晶粒の内部に上述された長径20nm以上の鉄系炭化物を含み、当該炭化物が複数のバリエーション（即ち、異なる方向）に伸長した複数の鉄系炭化物群に属する組織と認識できる。ベイナイトは、ラス状の結晶粒の集合であり、結晶粒の内部に長径20nm以上の鉄系炭化物を含まないもの、或いは、結晶粒の内部に長径20nm以上の鉄系炭化物を含むが、その炭化物が単一のバリエーション（同一方向）に伸張した鉄系炭化物群に属する組織と認識できる。ここで、同一方向に伸長した鉄系炭化物群とは、鉄系炭化物群の伸長方向の差異が5°以内であるものを意味する。フェライトは、塊状の結晶粒であって、結晶粒の内部に、長径100nm以上の鉄系炭化物を含まない組織と認識できる。

【0063】

なお、FE-SEMを用いてラス状結晶粒の内部の鉄系炭化物を観察し、その伸長方向を調べることにより、焼戻しマルテンサイトとベイナイトとを容易に区別することができる。

【0064】

[板厚1/4部での{211}<011>方位の極密度]

次に、本実施形態に係る高強度熱間プレス成形部材の、極密度の限定理由について説明する。なお本実施形態に係る部材の極密度は、部材の典型的な構成を有する、部材の1/4部において規定される。本明細書において、特に断りが無い限り、極密度に関する記載は1/4部における極密度に関する。また、本実施形態に係る部材は、加工を受けている箇所と受けていない箇所とを有するが、両者における極密度は略同一である。

10

20

30

40

50

【0065】

熱間プレス部材の板厚1/4部での{211}<011>方位の極密度が3.0未満である場合、圧延方向のr値、及び圧延直角方向のr値をいずれも0.80以下にすることができないので、曲げ性が劣化する。したがって、板厚1/4部での{211}<011>方位の極密度は3.0以上とする。板厚1/4部での{211}<011>方位の極密度の下限値は、好ましくは4.0、または5.0である。板厚1/4部での{211}<011>方位の極密度の上限値は特に規定されない。しかし、板厚1/4部での{211}<011>方位の極密度が15.0を超える場合、部材の加工性が低下する場合があるので、板厚1/4部での{211}<011>方位の極密度を15.0以下、または12.0以下にしてもよい。

10

【0066】

極密度とは、特定の方位への集積を持たない標準試料に対する、試験片の特定方位への集積度の比である。本実施形態に係る部材の板厚1/4部での{211}<011>方位の極密度は、EBS D (電子後方散乱パターン: Electron Back Scattering Diffraction pattern) 法で測定される。

【0067】

EBS Dを用いた極密度の測定は以下のとおり行う。部材の圧延方向に平行かつ圧延面に垂直な断面を観察面とする。観察面における、部材の表面から板厚tの1/4深さの線を中心とする、圧延方向に1000μmかつ圧延面法線方向に100μmの矩形領域に対して、1μmの測定間隔でEBS D解析を実施して、この矩形領域の結晶方位情報を取得する。EBS D解析は、サーマル電界放射型走査電子顕微鏡(例えばJ E O L製J S M - 7001F)とEBS D検出器(例えばT S L製H I K A R I検出器)とから構成された装置を用いて、200~300点/秒の解析速度で実施する。この矩形領域の結晶方位情報から、EBS D解析ソフトウェア「OIM Analysis」(登録商標)を用いて、この矩形領域のODF(Orientation Distribution Function)を算出する。これにより、各結晶方位の極密度ができるので、部材の板厚1/4部での{211}<011>方位の極密度を求めることができる。

20

図1は、ODF($2 = 45^\circ$ 断面)上の主な結晶方位の位置を示す図である。通常、圧延面に垂直な結晶方位を(hkl)又は{hkl}との表記で表示し、圧延方向に平行な結晶方位を[uvw]又は<uvw>との表記で表示する。{hkl}及び<uvw>は、等価な面及び方位の総称であり、(hkl)及び[uvw]は個々の結晶面を示す。

30

【0068】

本実施形態の部材の結晶構造は、主に体心立方構造(bcc構造)である。そのため、たとえば、(111)、(-111)、(1-11)、(11-1)、(-1-11)、(-11-1)、(1-1-1)、(-1-1-1)は実質的に等価であり、区別がつかない。本実施形態では、これらの方位を総称して{111}と表示する。

【0069】

なお、ODFは、対称性が低い結晶構造の結晶方位の表示にも用いられる。一般に、 $1 = 0 \sim 360^\circ$ 、 $2 = 0 \sim 180^\circ$ 、 $3 = 0 \sim 360^\circ$ で表示され、個々の結晶方位が(hkl)[uvw]で表示される。しかしながら、本実施形態の熱延鋼板の結晶構造は、対称性の高い体心立方構造である。したがって、 1 と 2 とは $0 \sim 90^\circ$ で表示できる。

40

【0070】

1は、計算を行う際、変形による対称性を考慮するか否かで変化する。本実施形態においては、対称性(orthotropic)を考慮した計算を実施し、 $1 = 0 \sim 90^\circ$ で表示する。すなわち、本実施形態による部材の極密度の測定では、 $1 = 0 \sim 360^\circ$ での同一方位の平均値を、 $0 \sim 90^\circ$ のODF上に表示する方式を選択する。この場合、(hkl)[uvw]と{hkl}<uvw>とは同義である。したがって、図1に示す、 $2 = 45^\circ$ 断面におけるODFの(112)[1-10]方位($1 = 0^\circ$ 、 $2 = 35^\circ$)の極密度は、{211}<011>方位の極密度と同義である。

50

【 0 0 7 1 】

以上に示すように、高強度熱間プレス成形部材の成分、組織、および極密度を調整することにより、部材の抗張積を26000(MPa・%)以上として、優れた延性、ひいては優れた耐疲労性及び耐久性を有する部材を実現することができる。また、上記調整により、部材の圧延方向のr値及び部材の圧延直角方向のr値をいずれも0.80以下とし、かつ、部材の圧延方向の限界曲げ及び部材の圧延直角方向の限界曲げをいずれも2.0以下として、優れた曲げ性を有する部材を実現することができる。

【 0 0 7 2 】

なお、衝撃を受けた時には、r値が低いほど板厚方向の変形が促進され、曲げ割れを防ぐことができる。一般に、曲げの稜線方向に垂直な方向のr値が0.80以下である場合には、上記曲げ割れの防止効果が高いレベルで発揮される。本実施形態に係る高強度熱間プレス成形部材では、圧延方向のr値及び圧延直角方向のr値の双方が0.80以下であるので、衝突時に部材が大きな曲げ変形を受けても、部材は優れた曲げ性を発揮することができる。

10

【 0 0 7 3 】

<高強度熱間プレス成形部材の製造方法>

次に、本実施形態に係る高強度熱間プレス成形部材の製造方法を詳細に説明する。この高強度熱間プレス成形部材の製造方法は、上述した化学成分からなる冷延鋼板又は焼鈍鋼板である熱間プレス用素板を、最高加熱温度がAc₃点以上に加熱する、加熱工程と、熱間プレス用素板に熱間プレス成形を行うと同時に、(Ms点-250)以上Ms点以下の温度範囲まで冷却する、熱間プレス成形・冷却工程と、を必須の工程として順次行う。また、本実施形態の高強度熱間プレス成形部材の製造方法は、これらの工程とは別に、上記熱間プレス成形・冷却工程の後、300~500の温度域に部材を再加熱し、次いで再加熱温度域に部材を10~1000秒保持した後、部材を室温まで冷却する、再加熱工程を任意選択的にを行う。以下、各工程について説明する。なお、以下では、上記加熱工程前に行われる、熱間プレス用素板の準備工程についても併せて言及する。

20

本実施形態に係る部材の製造方法の説明において「加熱速度」及び「冷却速度」とは、温度Tを時間tで微分して得られるdT/dt(時刻tにおける瞬間速度)を意味する。例えば、「AからBまでの温度範囲での加熱速度をX~Y/秒にする」という記載は、温度TがAからBまで変化する間のdT/dtが常にX~Y/秒の範囲内であることを意味する。

30

【 0 0 7 4 】

(熱間プレス用素板の準備工程)

本工程は、後述する加熱工程に供する熱間プレス用素板(冷延鋼板又は焼鈍鋼板)を得る、準備工程である。鑄造に先行する各製造処理は、特に限定するものではない。即ち、高炉、電炉等による溶製に引き続いて、各種の二次製錬を行ってもよい。鑄造したスラブは、一度低温まで冷却した後、再度加熱してから熱間圧延してもよいし、連続的に(即ち、冷却及び再加熱を行わずに)熱延してもよい。熱間圧延では、920以下での温度領域での総圧下率を25%以上とすることが重要である。その理由は、以下の通りである。

(1)920超の温度領域における圧延は、圧延時または次の圧延までの空想時間中に再結晶が進行するので、ひずみを鋼に蓄積させ難く、その結果、集合組織の形成に十分に寄与しない可能性がある。

40

(2)920以下の温度領域における総圧下率が25%未満である場合、圧延による結晶回転効果が十分に得られないので、集合組織が十分に形成されない可能性が高い。

【 0 0 7 5 】

これら理由により、920以下での温度領域における総圧下率を25%以上とすることが重要である。920以下での温度領域における総圧下率は、好ましくは30%以上、さらに望ましくは40%以上である。一方、920以下での温度領域における総圧下率の上限は、80%とすることが望ましい。80%超の圧下を施す事は、圧延ロールへの荷重の増大を招き、圧延機の耐久性に影響するからである。なお、熱間プレス用素板の原

50

料として、スクラップを使用することもできる。

【0076】

また、熱間圧延後の冷却条件として、本実施形態に係る部材の各効果（優れた延性及び曲げ性）を奏するように、組織制御を行うための冷却パターンを採用することができる。

【0077】

巻取温度は、650 以下とすることが好ましい。650 を超える温度で熱延鋼板を巻き取ると、熱延鋼板表面に形成される酸化物の厚さが過度に大きくなるので、酸洗性が劣る。なお、巻取温度は、600 以下とすることがさらに好ましい。600 以下の温度域では、ベイナイト変態が生じ易いからである。熱延板組織を主にベイナイトとすることで、続く冷間圧延時の集合組織形成が十分に行われ、ひいては目的の r 値を得易くなる。

10

【0078】

巻取温度の下限値についても特に限定することなく本実施形態に係る部材の各効果（優れた延性及び曲げ性）が発揮される。しかし、室温以下の温度で熱延鋼板を巻き取るとは技術的に難しいので、室温が巻取温度の実質的な下限値となる。但し、巻取温度が350 未満では、熱延板組織において、硬質なマルテンサイトの割合が大きくなり、冷延が難しくなるため、巻取温度は350 以上とすることが好ましい。

【0079】

このようにして製造した熱延鋼板に、酸洗を施す。酸洗回数は特に規定されない。

【0080】

20

酸洗した熱延鋼板を、総圧下率50～90%で冷間圧延し、熱間プレス用素板とする。本実施形態に係る高強度熱間プレス成形部材の圧延方向の r 値及び圧延直角方向の r 値をいずれも0.80以下とするためには、熱間プレス用素板の板厚1/4部での{211}<011>方位の極密度が3.0以上である必要がある。熱間プレス用素板の板厚1/4部での{211}<011>方位の極密度は、望ましくは4.0以上、さらに望ましくは5.0以上である。冷間圧延の総圧下率が50%未満である場合、熱間プレス用素板の板厚1/4部での{211}<011>方位の極密度が3.0未満となるので、部材の集合組織を上述の如く制御することができなくなり、目的の r 値を確保することが困難である。

一方、冷間圧延の総圧下率が90%を超えると、再結晶の駆動力が高くなり過ぎて、後述する熱間プレスの加熱工程の際にフェライトが再結晶してしまう。後述する熱間プレスの加熱工程では、熱間プレス用素板がAc₃点以上の温度まで加熱されるが、Ac₃点に到達するまで熱間プレス用素板に未再結晶フェライトが残存していることが必要である。冷間圧延の総圧下率が90%を超える場合、この条件が達成されなくなる。また、上記総圧下率が90%を超えると、冷延荷重が大きくなり過ぎて冷延が困難となる。なお、冷間圧延の総圧下率 r は、冷間圧延の終了後の板厚 h₁ (mm) と、冷間圧延の開始前の板厚 h₂ (mm) とを以下の式1に代入することにより求められる。

30

$$r = (h_2 - h_1) / h_2 \dots \dots (式1)$$

【0081】

以上の理由により、酸洗した熱延鋼板の冷間圧延の総圧下率は50%以上90%以下とする。なお、冷間圧延の総圧下率の好適範囲は60%以上80%以下である。また、圧延パスの回数、及び各パスの圧下率については特に限定するものではない。

40

【0082】

また、上記の冷間圧延によって得られる冷延鋼板に熱処理（焼鈍）を施して焼鈍鋼板としたものを、熱間プレス用素板としてもよい。熱処理は特に限定されず、連続焼鈍ラインを通板させる方法によって行われても、バッチ焼鈍で行われてもよい。熱処理の際、500 以上Ac₁点以下の温度範囲において加熱速度を10 /秒以上にする必要がある。加熱速度が10 /秒未満である場合、最終的に得られる成形体の集合組織が好ましく制御されなくなる。但し、鋼板のTi含有量及びNb含有量の合計が0.005質量%以上の場合、500 以上Ac₁点以下の温度範囲での加熱速度が常に3 /秒以上であれ

50

ばよい。

【0083】

焼鈍温度は $A c_1$ 点以上 $A c_3$ 点以下とすることが好ましい。焼鈍温度が $A c_1$ 点未満であると、フェライトの再結晶が進行してしまうからである。一方、焼鈍温度が $A c_3$ 点を超えると、鋼板がオーステナイト単相組織となり、未再結晶フェライトを残存させることが難しい。いずれの場合においても、熱間プレスの加熱工程で、熱間プレス用素板が $A c_3$ 点に到達するまで熱間プレス用素板に未再結晶フェライトを残存させることが困難になる。

【0084】

この温度域($A c_1$ 点以上 $A c_3$ 点以下)での焼鈍時間は特に限定しないが、焼鈍時間が600秒を超えると、コストの上昇を招くことから経済的に好ましくない。なお、焼鈍時間とは、鋼板温度が最高到達温度(焼鈍温度)で等温保持される期間の長さである。この期間において、鋼板は等温保持されてもよいし、又は最高加熱温度に到達した後、直ちに、冷却されてもよい。

10

【0085】

焼鈍後の冷却では、冷却開始温度を700以上とし、冷却終了温度を400以下とし、700~400の温度範囲における冷却速度を10/秒以上とすることが好ましい。700~400の温度範囲における冷却速度が10/秒未満であると、フェライトの再結晶が進行してしまう。この場合、熱間プレスの加熱工程で、熱間プレス用素板が $A c_3$ 点に到達するまで熱間プレス用素板に未再結晶フェライトを残存させることが困難になる。

20

【0086】

(加熱工程)

本工程は、上記準備工程を経て得られた冷延鋼板又は焼鈍鋼板である熱間プレス用素板を、 $A c_3$ 点以上に加熱する工程である。熱間プレス用素板の最高加熱温度は、 $A c_3$ 点以上とする。最高加熱温度が $A c_3$ 点未満であると、高強度熱間プレス成形部材に多量のフェライトが生成するので、高強度熱間プレス成形部材の強度を確保することが難しい。このことから、 $A c_3$ 点を最高加熱温度の下限とする。一方、過度の高温加熱は、コストの上昇を招くことから経済的に好ましくないばかりでなく、プレス金型の寿命を低下させる等のトラブルを誘発することから、最高加熱温度は $A c_3$ 点+50以下とすることが好ましい。

30

【0087】

最高加熱温度までの加熱において、500~ $A c_1$ 点の温度域での加熱速度は10/秒以上とすることが好ましい。但し、熱間プレス素板のTi含有量及びNb含有量の合計値が0.005質量%以上の場合は、加熱速度を3/秒以上とすることができる。500~ $A c_1$ 点の温度域での加熱速度が10/秒未満であると、加熱途中でフェライトの再結晶が起こり、 $A c_3$ 点に到達するまで未再結晶フェライトを残存させることが困難である。また、加熱速度10/秒以上で加熱することで、オーステナイト粒の粗大化を抑制することができ、高強度熱間プレス成形部材の靱性及び耐遅れ破壊特性を改善することができる。

40

【0088】

このように、500~ $A c_1$ 点の温度域での加熱速度を増大させると、 $A c_3$ 点に到達するまで未再結晶フェライトを残存させ、ひいては高強度熱間プレス成形部材の生産性を向上させることができるが、500~ $A c_1$ 点の温度域での加熱速度が300/秒を超えると、これらの効果が飽和状態となり、他に特段の効果も生じない。このため、加熱速度の上限は300/秒とすることが好ましい。

【0089】

なお、最高加熱温度での保持時間は特に限定しないが、炭化物を溶解させるために、保持時間は20秒以上とすることが好ましい。一方、目的のr値を得るために好ましい集合組織を残存させるためには、保持時間を100秒未満にすることが好ましい。

50

【 0 0 9 0 】

(熱間プレス工程)

熱間プレス工程では、上記加熱工程を経た熱間プレス用素板に、熱間プレス成形手段（例えば金型）を用いて熱間プレス成形を行うと同時に、熱間プレス成形手段に設けられた冷却手段（例えば金型内の管路を流れる冷媒）等を用いて、（ M_s 点 - 250）以上 M_s 点以下の温度範囲まで冷却する。熱間プレス成形については、公知のいかなる方法を用いることもできる。

【 0 0 9 1 】

熱間プレス工程では、部材を（ M_s 点 - 250）以上 M_s 点以下の温度範囲まで、冷却速度0.5 ~ 200 /秒で冷却することで、マルテンサイトを生成させる。冷却停止温度が（ M_s 点 - 250）未満ではマルテンサイトが過度に生成されて、高強度熱間プレス成形部材において延性及び曲げ性の確保が十分に達成されない。これに対し、冷却停止温度が M_s 点より高いと、マルテンサイトが十分に生成せず、高強度熱間プレス成形部材において強度の確保が十分に達成されない。このため、冷却停止温度は（ M_s 点 - 250）以上 M_s 点以下とする。雰囲気温度が低い場合は、冷却手段の動作を停止させても部材の温度低下速度が0.5 /秒以上となり、上述された冷却停止が達成されない。この場合、加熱手段を適宜用いることにより、部材の温度低下速度を0.5 /秒未満に抑制して、上述の冷却停止を達成する必要がある。また、冷却停止温度を（ M_s 点 - 220）以上（ M_s 点 - 50）以下とした場合には、上記効果がそれぞれ高いレベルで奏されるため、好ましい。

【 0 0 9 2 】

最高加熱温度から冷却停止温度までの冷却速度は、特に限定しないが、0.5 ~ 200 /秒とすることが好ましい。上記冷却速度が0.5 /秒未満であると、冷却過程においてオーステナイトがパーライト組織へと変態し、或いは、多量のフェライトが生成されるため、強度を確保するのに十分なマルテンサイト及びベイナイトの体積率を確保することが困難となる。

【 0 0 9 3 】

一方、冷却速度を増大しても、高強度熱間プレス成形部材の材質上なんら問題はないが、過度に冷却速度を増大することは、製造コスト高を招くこととなるので、上記冷却速度の上限は200 /秒とすることが好ましい。

【 0 0 9 4 】

(再加熱工程)

再加熱工程は、上記熱間プレス成形・冷却工程を経た部材を、300 ~ 500 の温度域に再加熱し、次いで部材を再加熱温度域に10 ~ 1000秒保持した後、部材を再加熱温度域から室温まで冷却する工程である。当該再加熱は、通電加熱や誘導加熱を用いて行うことができる。再加熱工程は、任意選択的な工程であり、再加熱工程における保持とは、等温保持のみならず、上記温度域での徐冷や加熱も含む。従って、再加熱工程における保持時間とは、部材が再加熱温度域内にある期間の長さを意味する。

【 0 0 9 5 】

再加熱温度（保持温度）が300 未満では、ベイナイト変態に長時間を要するので、優れた生産性を実現することができない。一方、再加熱温度（保持温度）が500 を超えると、ベイナイト変態が起こりにくい。このため、再加熱温度は、300 ~ 500 とする。なお、再加熱温度の好適範囲は、350 以上450 以下である。

【 0 0 9 6 】

また、保持時間が10秒未満であると、ベイナイト変態の進行が十分でなく、曲げ性の確保に十分なベイナイト、及び延性の確保に十分な残留オーステナイトが得られない。一方、保持時間が1000秒を超えると、残留オーステナイトの分解が起こり、延性確保に有効な残留オーステナイトが得られず、生産性が低下する。このため、保持時間は、10秒以上1000秒以下とする。なお、保持時間の好適範囲は、100秒以上900秒以下である。

【 0 0 9 7 】

さらに、保持後の冷却態様については、特に限定されることはなく、金型内で保持したまま室温まで冷却すればよい。なお、本工程は任意選択的な工程であるため、本工程を採用しない場合には、上記熱間プレス成形工程終了後、プレス金型から部材を取り出し、300～500 に加熱された炉に装入してもよい。なお、これらの熱履歴を満足していれば、鋼板はいかなる設備で熱処理を施されても構わない。

【 0 0 9 8 】

以上に示す、本実施形態の高強度熱間プレス成形部材の製造方法は、通常の製鉄における、精錬、製鋼、鑄造、熱延、冷延の各工程を経ることを原則とするが、上述した各工程の条件を満足すれば、適宜設計変更しても、本実施形態に係る高強度熱間プレス成形部材の効果をj得ることができる。

10

【実施例】

【 0 0 9 9 】

以下、本発明の効果を発明例により具体的に説明する。なお、本発明は、以下の発明例で用いた条件に限定されるものではない。

【 0 1 0 0 】

表1に示す化学組成の鑄片A～Rおよびa～dに、表2-1～3-3に示す諸条件で、本発明の熱間プレス用素板の製造工程、加熱工程、及び熱間プレス成形工程、冷却工程、および再加熱工程を模擬した工程を順次行って鋼板A1～d1を製造し、その後、鋼板を室温まで冷却した。各試験例で得られた鋼板A1～d1には、金型による熱間プレスは施されていない。しかしながら、得られた鋼板の機械的性質は、同じ熱履歴を有する熱間プレス成形部材の未加工部と実質的に同一である。従って、得られた鋼板A1～d1を評価することにより、本発明である熱間プレス成形部材の効果を確認することができる。

20

【 0 1 0 1 】

ここで、表1における鋼種A～Rは、本発明で規定する成分の鋼種であり、鋼種a～dは、C、Si及びMnの少なくともいずれかの含有量が本発明の範囲外の鋼種である。また、表2-1等に記載の試験記号に含まれるアルファベットは、表1に記載の鋼種に対応する。各試験例を区別するために、アルファベットに添え数字を付している。例えば、表2-1中の、試験記号D1～D18の化学成分は表1の鋼種Dの化学成分である。さらに、表1、及び表2-1～3-3において、下線を付した数値は、本発明の規定範囲外の数値である。なお、D7、D13、H6、K12、L6、L12、L13の「300～500での保持時間」は、「300～500での保持温度()」のとして記載されている再加熱温度における等温保持時間であり、それ以外の実施例の「300～500での保持時間」は、鋼板温度が300～500の範囲内にあった時間である。

30

【 0 1 0 2 】

また、各試験例のAc₃点及びMs点は、熱延・冷延を行った熱間プレス用素板を、予め実験室で測定して得られた値である。そして、このように得られたAc₃点及びMs点を用いて、焼鈍温度及び冷却温度を設定した。

【 0 1 0 3 】

【表 1】

化学成分 (単位質量%、残部:鉄及び不純物)																			
	C	Si	Mn	P	S	N	Al	O	Mo	Cr	Cu	Ni	Ti	Nb	V	B	Mg	Rem	Ca
A	0.243	1.16	2.38	0.011	0.0029	0.0027	0.040	0.0012	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
B	0.415	2.07	2.27	0.010	0.0023	0.0032	0.241	0.0011	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
C	0.284	1.46	4.75	0.012	0.0028	0.0041	0.020	0.0022	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
D	0.270	1.12	2.39	0.009	0.0019	0.0024	1.200	0.0019	0.03	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
E	0.324	1.19	2.34	0.010	0.0031	0.0033	0.024	0.0023	0.02	0.35	-	-	-	-	-	-	-	-	-
F	0.214	1.64	3.51	0.007	0.0024	0.0030	0.023	0.0010	-	0.42	-	-	-	-	-	-	-	-	-
G	0.284	1.87	4.24	0.010	0.0025	0.0025	0.031	0.0029	-	-	0.32	-	-	-	-	-	-	-	-
H	0.234	1.57	2.72	0.013	0.0018	0.0026	0.024	0.0014	-	-	-	1.20	-	-	-	-	-	-	-
I	0.496	1.65	1.86	0.014	0.0017	0.0027	0.027	0.0021	-	-	0.37	0.94	0.047	-	-	-	-	-	-
J	0.454	1.34	2.33	0.009	0.0030	0.0023	0.027	0.0031	-	-	-	-	0.052	-	-	-	-	-	-
K	0.267	2.46	1.67	0.009	0.0026	0.0028	0.019	0.0022	-	-	-	-	0.042	0.021	-	-	-	-	-
L	0.246	1.64	1.79	0.011	0.0022	0.0024	0.014	0.0016	-	-	-	-	-	0.027	-	-	-	-	-
M	0.170	1.57	2.22	0.011	0.0028	0.0031	0.021	0.0023	-	-	-	-	-	0.019	-	0.0015	-	-	-
N	0.304	1.55	2.09	0.013	0.0064	0.0019	0.009	0.0027	-	-	-	-	-	-	0.041	-	-	-	-
O	0.352	1.43	2.19	0.010	0.0052	0.0024	0.013	0.0025	-	-	-	-	-	-	-	0.0021	-	-	-
P	0.243	1.64	2.22	0.014	0.0024	0.0025	0.011	0.0031	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0013	-	-
Q	0.134	1.85	4.92	0.012	0.0031	0.0026	0.009	0.0017	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0008	-
R	0.112	1.49	2.28	0.009	0.0021	0.0027	0.007	0.0027	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0006
a	0.086	0.75	2.03	0.015	0.0032	0.0021	0.032	0.0020	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
b	0.075	7.52	2.09	0.011	0.0042	0.0023	0.024	0.0019	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
c	0.260	0.74	2.42	0.013	0.0009	0.0025	0.019	0.0014	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
d	0.092	0.49	5.26	0.009	0.0037	0.0022	0.026	0.0015	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

発明鋼

比較鋼

下線を付した値は、本発明範囲外である。
記号“-”は、その記号に係る値が不純物水準以下であることを意味する。

【 0 1 0 4 】

10

20

30

40

【表 2 - 1】

試験記号	仕上げ 圧延 温度 [°C]	920°C 以下での 総圧下率 [%]	巻取 温度 [°C]	冷間 圧延率 [%]	焼鈍 加熱 速度 [°C/s]	焼鈍 温度 [°C]	焼鈍後の 700°C 以下の 冷却速度 [°C/s]	Ac1 [°C]	Ac3 [°C]	備考
A1	870	43	550	67	-	-	-	716	830	本発明鋼
B1	905	26	540	56	-	-	-	739	848	本発明鋼
C1	905	38	570	62	-	-	-	689	801	本発明鋼
D1	900	35	520	60	-	-	-	726	869	本発明鋼
D2	880	34	580	48	-	-	-	726	869	比較鋼
D3	890	30	500	60	-	-	-	726	869	比較鋼
D4	890	34	590	60	-	-	-	726	869	比較鋼
D5	900	35	600	60	-	-	-	726	869	比較鋼
D6	910	30	600	60	-	-	-	726	869	比較鋼
D7	890	52	560	60	-	-	-	726	869	比較鋼
D8	900	36	540	60	-	-	-	726	869	比較鋼
D9	910	33	530	68	12	750	20	726	869	本発明鋼
D10	910	29	600	68	12	750	20	726	869	比較鋼
D11	900	28	580	68	12	750	20	726	869	比較鋼
D12	890	32	540	68	12	750	20	726	869	比較鋼
D13	900	28	600	68	12	750	20	726	869	比較鋼
D14	900	37	560	68	12	750	20	726	869	比較鋼
D15	900	16	590	68	12	770	20	726	869	比較鋼
D16	880	35	520	68	12	700	20	726	869	比較鋼
D17	900	37	590	68	12	770	7	726	869	比較鋼
D18	880	34	600	68	12	770	20	726	869	比較鋼
E1	900	27	540	62	-	-	-	717	816	本発明鋼
E2	890	38	540	45	-	-	-	717	816	比較鋼
E3	890	32	600	62	-	-	-	717	816	比較鋼
E4	900	32	600	62	-	-	-	717	816	比較鋼
E5	890	37	500	62	-	-	-	717	816	比較鋼
E6	900	33	540	62	10	760	30	717	816	本発明鋼
E7	900	33	540	62	10	760	30	717	816	本発明鋼
E8	910	37	480	62	10	760	30	717	816	比較鋼
E9	880	37	500	62	10	760	30	717	816	比較鋼
E10	850	45	620	62	5	760	30	717	816	比較鋼
E11	900	25	470	62	10	840	30	717	816	比較鋼
E12	902	30	670	60	10	760	30	717	816	比較鋼

焼鈍が行われなかった鋼種において、焼鈍条件は記号“-”と記載した。

【表 2 - 2】

試験 記号	仕上げ 圧延 温度 [°C]	920°C 以下での 総圧下率 [%]	巻取 温度 [°C]	冷間 圧延率 [%]	焼鈍 加熱 速度 [°C/s]	焼鈍 温度 [°C]	焼鈍後の 700°C 以下の 冷却速度 [°C/s]	Ac1 [°C]	Ac3 [°C]	備考
F1	900	35	540	56	-	-	-	710	839	本発明鋼
F2	890	31	560	56	15	760	30	710	839	本発明鋼
G1	870	38	550	55	-	-	-	713	827	本発明鋼
G2	900	30	560	55	15	760	20	713	827	本発明鋼
H1	870	38	530	59	-	-	-	703	844	本発明鋼
H2	900	26	530	59	-	-	-	703	844	比較鋼
H3	900	32	580	59	-	-	-	703	844	比較鋼
H4	890	30	460	59	-	-	-	703	844	比較鋼
H5	880	35	600	59	-	-	-	703	844	比較鋼
H6	880	40	500	59	-	-	-	703	844	比較鋼
H7	860	28	590	59	-	-	-	703	844	比較鋼
H8	880	29	540	59	10	740	30	703	844	比較鋼
H9	910	29	520	59	10	740	30	703	844	比較鋼
I1	890	33	540	72	10	750	30	729	812	本発明鋼
I1	900	30	540	72	10	750	30	729	812	本発明鋼
J1	900	39	530	65	10	750	30	720	800	本発明鋼
K1	890	41	550	65	-	-	-	754	892	本発明鋼
K2	900	33	550	45	-	-	-	754	892	比較鋼
K3	900	26	550	65	-	-	-	754	892	比較鋼
K4	890	35	600	65	-	-	-	754	892	比較鋼
K5	900	40	520	65	-	-	-	754	892	比較鋼
K6	910	31	580	65	-	-	-	754	892	比較鋼
K7	870	42	600	65	-	-	-	754	892	比較鋼
K8	860	42	550	65	10	780	20	754	892	本発明鋼
K9	900	28	590	65	10	780	20	754	892	比較鋼
K10	870	35	520	65	10	780	20	754	892	比較鋼
K11	860	40	580	65	10	780	20	754	892	比較鋼
K12	880	32	600	65	10	780	20	754	892	比較鋼
K13	890	35	570	65	10	780	20	754	892	比較鋼
K14	900	39	550	65	2	780	20	754	892	比較鋼
K15	900	31	550	65	10	780	20	754	892	比較鋼

焼鈍が行われなかった鋼種において、焼鈍条件は記号“-”と記載した。

【 0 1 0 6 】

10

20

30

40

【表 2 - 3】

試験記号	仕上げ 圧延 温度 [°C]	920°C 以下での 総圧下率 [%]	巻取 温度 [°C]	冷間 圧延率 [%]	焼鈍 加熱 速度 [°C/s]	焼鈍 温度 [°C]	焼鈍後の 700°C 以下の 冷却速度 [°C/s]	Ac1 [°C]	Ac3 [°C]	備考
L1	870	38	540	58	-	-	-	734	857	本発明鋼
L2	900	34	540	58	-	-	-	734	857	比較鋼
L3	900	35	540	58	-	-	-	734	857	比較鋼
L4	880	40	590	58	-	-	-	734	857	比較鋼
L5	890	29	560	58	-	-	-	734	857	比較鋼
L6	910	28	560	58	-	-	-	734	857	比較鋼
L7	880	35	600	58	-	-	-	734	857	比較鋼
L8	880	36	530	58	10	770	15	734	857	本発明鋼
L9	950	0	540	58	10	770	15	734	857	比較鋼
L10	900	28	560	58	10	770	15	734	857	比較鋼
L11	890	31	580	58	10	770	15	734	857	比較鋼
L12	870	32	600	58	10	770	15	734	857	比較鋼
L13	860	35	560	58	10	770	15	734	857	比較鋼
L14	890	35	490	58	2	770	15	734	857	比較鋼
L15	890	36	570	58	10	720	15	734	857	比較鋼
L16	870	38	590	58	10	770	8	734	857	比較鋼
M1	880	38	560	65	-	-	-	727	862	本発明鋼
N1	890	40	550	52	12	780	30	728	839	本発明鋼
O1	900	29	550	52	-	-	-	724	823	本発明鋼
P1	880	42	540	65	-	-	-	728	852	本発明鋼
P2	890	33	530	65	12	780	30	728	852	本発明鋼
P3	890	33	530	65	12	780	30	728	852	本発明鋼
Q1	900	31	500	67	-	-	-	695	843	本発明鋼
R1	890	40	490	68	-	-	-	724	868	本発明鋼
a1	900	31	600	82	-	-	-	711	844	比較鋼
b1	900	33	600	85	-	-	-	859	1139	比較鋼
c1	900	34	550	65	-	-	-	706	807	比較鋼
d1	910	25	600	56	-	-	-	660	786	比較鋼

焼鈍が行われなかった鋼種において、焼鈍条件は記号“-”と記載した。

【 0 1 0 7 】

10

20

30

40

【表 3 - 1】

試験 記号	熱間 プレスの 加熱速度 [°C/s]	熱間 プレスの 焼鈍温度 [°C]	熱間 プレスの 焼鈍時 保持時間 [s]	冷却停止 温度 [°C]	300~ 500°Cでの 保持温度 [°C]	300~ 500°Cでの 保持時間 [s]	Ms [°C]	備考
A1	15	830	90	270	400	500	371	本発明鋼
B1	12	850	55	180	350	500	319	本発明鋼
C1	11	830	65	190	300	480	263	本発明鋼
D1	15	900	85	250	380	30	395	本発明鋼
D2	15	900	95	240	380	320	395	比較鋼
D3	7	900	85	250	380	320	395	比較鋼
D4	15	780	34	270	450	500	395	比較鋼
D5	15	900	4	300	370	430	395	比較鋼
D6	15	900	90	120	480	320	395	比較鋼
D7	15	900	80	290	530	340	395	比較鋼
D8	15	900	100	300	410	2400	395	比較鋼
D9	15	900	85	340	370	60	395	本発明鋼
D10	15	800	90	300	400	30	395	比較鋼
D11	15	900	4	340	400	45	395	比較鋼
D12	15	900	90	400	320	600	395	比較鋼
D13	15	900	120	330	90	30	395	比較鋼
D14	15	900	80	270	380	2200	395	比較鋼
D15	15	900	90	320	380	50	395	比較鋼
D16	15	900	90	220	340	230	395	比較鋼
D17	15	900	95	300	370	400	395	比較鋼
D18	8	900	110	210	410	50	395	比較鋼
E1	15	850	80	280	400	500	335	本発明鋼
E2	15	860	95	270	380	320	335	比較鋼
E3	15	720	34	270	450	500	335	比較鋼
E4	15	850	4	300	370	430	335	比較鋼
E5	15	850	85	40	370	60	335	比較鋼
E6	13	850	120	240	380	30	335	本発明鋼
E7	13	840	120	250	360	60	335	本発明鋼
E8	13	720	110	280	410	50	335	比較鋼
E9	13	850	4	300	380	40	335	比較鋼
E10	13	850	95	240	370	60	335	比較鋼
E11	13	850	80	280	300	20	335	比較鋼
E12	13	860	120	240	380	30	335	比較鋼

合金化処理が行われなかった鋼種において、合金化処理条件は記号“-”と記載した。

【表 3 - 2】

試験 記号	熱間 プレスの 加熱速度 [°C/s]	熱間 プレスの 焼鈍温度 [°C]	熱間 プレスの 焼鈍時 保持時間 [s]	冷却停止 温度 [°C]	300~ 500°Cでの 保持温度 [°C]	300~ 500°Cでの 保持時間 [s]	Ms [°C]	備考
F1	15	880	120	270	300	330	326	本発明鋼
F2	15	880	100	190	350	380	326	本発明鋼
G1	15	840	130	100	330	340	283	本発明鋼
G2	15	830	120	240	360	350	283	本発明鋼
H1	15	890	120	210	300	550	360	本発明鋼
H2	8	890	130	200	400	60	360	比較鋼
H3	15	800	220	160	400	250	360	比較鋼
H4	15	890	5	170	320	300	360	比較鋼
H5	15	880	150	100	490	360	360	比較鋼
H6	15	880	110	270	530	300	360	比較鋼
H7	12	880	120	300	410	2200	360	比較鋼
H8	12	800	130	280	360	330	360	比較鋼
H9	12	880	130	370	400	45	360	比較鋼
I1	15	850	130	180	400	400	299	本発明鋼
I1	15	850	130	275	450	400	299	本発明鋼
J1	15	840	120	260	400	330	296	本発明鋼
K1	15	900	120	240	350	380	389	本発明鋼
K2	15	900	130	300	340	425	392	比較鋼
K3	2	900	130	300	340	425	392	比較鋼
K4	15	750	120	250	350	400	392	比較鋼
K5	15	900	5	350	330	420	392	比較鋼
K6	15	900	150	400	470	400	392	比較鋼
K7	15	900	130	200	80	330	392	比較鋼
K8	15	920	130	300	340	425	389	本発明鋼
K9	15	750	120	250	350	400	392	比較鋼
K10	15	900	5	350	330	420	392	比較鋼
K11	15	900	150	400	470	400	392	比較鋼
K12	15	900	130	200	80	330	392	比較鋼
K13	15	900	140	260	360	1800	392	比較鋼
K14	15	910	130	300	340	425	392	比較鋼
K15	2	910	130	300	340	425	392	比較鋼

合金化処理が行われなかった鋼種において、合金化処理条件は記号“-”と記載した。

【表 3 - 3】

試験記号	熱間プレスの加熱速度 [°C/s]	熱間プレスの焼鈍温度 [°C]	熱間プレスの焼鈍時保持時間 [s]	冷却停止温度 [°C]	300~500°Cでの保持温度 [°C]	300~500°Cでの保持時間 [s]	Ms [°C]	備考
L1	15	890	90	230	340	420	392	本発明鋼
L2	2	890	140	270	390	350	392	比較鋼
L3	15	740	130	320	380	300	392	比較鋼
L4	15	880	5	310	400	400	392	比較鋼
L5	15	890	120	140	480	400	392	比較鋼
L6	15	890	160	160	80	600	392	比較鋼
L7	15	890	130	310	410	1800	392	比較鋼
L8	12	900	120	290	350	30	392	本発明鋼
L9	12	900	120	240	350	45	392	比較鋼
L10	12	900	5	260	350	35	392	比較鋼
L11	12	900	150	140	470	400	392	比較鋼
L12	12	900	130	260	80	330	392	比較鋼
L13	12	890	120	300	550	1800	392	比較鋼
L14	12	890	120	310	350	30	392	比較鋼
L15	12	880	120	310	330	30	392	比較鋼
L16	12	900	120	300	350	330	392	比較鋼
M1	15	870	120	320	360	480	402	本発明鋼
N1	15	870	150	260	330	450	359	本発明鋼
O1	15	850	130	280	340	500	338	本発明鋼
P1	15	870	110	300	330	430	376	本発明鋼
P2	15	870	90	340	340	390	376	本発明鋼
P3	15	860	90	355	365	390	376	本発明鋼
Q1	15	850	120	220	350	420	299	本発明鋼
R1	15	900	140	350	330	400	452	本発明鋼
a1	15	890	50	370	390	420	441	比較鋼
b1	15	950	30	100	380	350	163	比較鋼
c1	15	850	60	270	360	460	362	比較鋼
d1	15	830	30	100	400	400	163	比較鋼

合金化処理が行われなかった鋼種において、合金化処理条件は記号“-”と記載した。

【 0 1 1 0 】

次いで、各鋼板 A 1 ~ d 1 のミクロ組織の同定および集合組織の分析を上述の方法により行った。次いで、各鋼板 A 1 ~ d 1 の機械的性質を以下の方法により調査した。

【 0 1 1 1 】

引張強さ T S (M P a) 及び破断伸び E l (%) は、引張試験によって測定された。引張試験片は、1.2 mm 厚の板から圧延直角方向採取された J I S 5 号試験片とした。引張強さが 1 2 0 0 M P a 以上である試料は、引張強さが良好な試料と判断した。

【 0 1 1 2 】

圧延方向の r 値及び圧延垂直方向の r 値、並びに、圧延方向の限界曲げ (R / t) 及び

10

20

30

40

50

圧延垂直方向の限界曲げ (R/t) は、曲げ試験によって測定された。具体的な手段は以下の通りとした。

【0113】

r 値は、JIS Z 2201 に準拠した試験片を採取し、JIS Z 2254 の規定に準拠した試験により求められた。圧延方向の r 値は、圧延方向を長手方向とした試験片によって測定され、圧延直角方向の r 値は、圧延直角方向を長手方向とした試験片によって測定された。

【0114】

限界曲げ R/t は、JIS Z 2204 に規定されている 1 号試験片をに、JIS Z 2248 に規定されている V ブロック法に準拠した試験を行うことにより求めた。圧延方向の限界曲げは、曲げ稜線が圧延方向となるように採取された試験片によって測定され、圧延直角方向の限界曲げは、曲げ稜線が圧延直角方向となるように採取された試験片によって測定された。なお、試験では、曲率半径 R が異なる複数の押金具を用いて曲げを繰り返し、曲げ試験後に曲げ部の割れを光学顕微鏡又は SEM で判定して、割れが発生しない限界曲げ R/t (R : 試験片の曲げ半径 (即ち押金具の曲率半径)、 t : 試験片の板厚) を算出して評価した。

10

【0115】

組織の同定等及び各性能についての結果を表 4 - 1 ~ 表 5 - 3 に示す。なお、表 4 - 1 ~ 表 4 - 3 における下線を付した数値は、本発明の範囲外の数値である。また、表 4 - 1 ~ 表 5 - 3 中、 t_M (%) はミクロ組織中の焼炭シマルテンサイトの体積分率、 B (%) はミクロ組織中のベイナイトの体積分率、 R (%) はミクロ組織中の残留オーステナイトの体積分率、 F (%) はミクロ組織中のフェライトの体積分率、 TS (MPa) は引張強さ、 $E1$ (%) は破断伸び、そして $TS \times E1$ は抗張積をそれぞれ意味する。

20

【0116】

【表 4 - 1】

試験記号	tM [%]	B [%]	γ R [%]	F [%]	{211}<011>	備考
A1	67	21	12	0	4.6	本発明鋼
B1	78	14	8	0	3.1	本発明鋼
C1	55	34	10	0	3.6	本発明鋼
D1	80	12	8	0	3.6	本発明鋼
D2	82	10	8	0	<u>2.7</u>	比較鋼
D3	80	12	8	0	<u>2.4</u>	比較鋼
D4	55	6	12	<u>27</u>	3.4	比較鋼
D5	85	13	<u>2</u>	0	3.9	比較鋼
D6	<u>95</u>	<u>3</u>	<u>2</u>	0	3.9	比較鋼
D7	85	12	<u>3</u>	0	3.9	比較鋼
D8	65	32	<u>3</u>	0	3.9	比較鋼
D9	45	42	13	0	3.4	本発明鋼
D10	35	29	11	<u>25</u>	3.2	比較鋼
D11	57	39	<u>4</u>	0	3.4	比較鋼
D12	<u>5</u>	<u>78</u>	17	0	3.3	比較鋼
D13	<u>98</u>	<u>0</u>	<u>2</u>	0	3.6	比較鋼
D14	75	22	<u>3</u>	0	3.0	比較鋼
D15	64	29	7	0	<u>2.0</u>	比較鋼
D16	85	8	7	0	<u>2.2</u>	比較鋼
D17	65	25	10	0	<u>2.2</u>	比較鋼
D18	87	6	7	0	<u>2.0</u>	比較鋼
E1	45	42	13	0	3.7	本発明鋼
E2	51	35	12	2	<u>2.8</u>	比較鋼
E3	51	14	11	<u>23</u>	4.1	比較鋼
E4	62	34	<u>4</u>	0	3.7	比較鋼
E5	<u>91</u>	<u>2</u>	6	1	3.9	比較鋼
E6	65	22	9	4	3.3	本発明鋼
E7	61	23	8	8	3.2	本発明鋼
E8	45	7	13	<u>35</u>	3.1	比較鋼
E9	72	24	<u>4</u>	0	3.3	比較鋼
E10	65	27	8	0	<u>2.4</u>	比較鋼
E11	45	43	11	0	<u>2.2</u>	比較鋼
E12	65	21	10	4	<u>2.8</u>	比較鋼

下線を付した値は、本発明範囲外である。

F:フェライト、B:ベイナイト、 γ R:残留オーステナイト、tM:焼戻しマルテンサイト

【0117】

10

20

30

40

【表 4 - 2】

試験記号	tM [%]	B [%]	γ R [%]	F [%]	{211}<011>	備考
F1	46	43	11	0	3.4	本発明鋼
F2	78	14	8	0	3.6	本発明鋼
G1	87	7	7	0	3.5	本発明鋼
G2	38	49	13	0	3.5	本発明鋼
H1	81	12	7	0	3.9	本発明鋼
H2	83	10	8	0	<u>2.1</u>	比較鋼
H3	30	30	12	<u>28</u>	3.7	比較鋼
H4	88	8	<u>4</u>	0	3.8	比較鋼
H5	<u>94</u>	<u>0</u>	6	0	3.7	比較鋼
H6	74	23	<u>3</u>	0	3.8	比較鋼
H7	62	34	<u>4</u>	0	<u>2.5</u>	比較鋼
H8	20	39	13	<u>28</u>	3.2	比較鋼
H9	<u>3</u>	<u>78</u>	19	0	3.4	比較鋼
I1	73	20	7	0	3.3	本発明鋼
I1	23	54	22	0	3.0	本発明鋼
J1	36	47	17	0	3.3	本発明鋼
K1	81	9	10	0	3.8	本発明鋼
K2	64	28	8	0	<u>2.4</u>	比較鋼
K3	64	28	8	0	<u>2.2</u>	比較鋼
K4	20	53	5	<u>22</u>	3.9	比較鋼
K5	47	49	<u>4</u>	0	4.1	比較鋼
K6	<u>15</u>	<u>80</u>	5	0	4.0	比較鋼
K7	<u>93</u>	<u>4</u>	<u>3</u>	0	4.0	比較鋼
K8	62	29	9	0	4.0	本発明鋼
K9	20	50	8	<u>22</u>	4.0	比較鋼
K10	47	49	<u>4</u>	0	3.8	比較鋼
K11	<u>18</u>	<u>77</u>	5	0	3.6	比較鋼
K12	<u>93</u>	<u>4</u>	<u>3</u>	0	3.7	比較鋼
K13	77	19	<u>4</u>	0	3.9	比較鋼
K14	64	28	8	0	<u>1.6</u>	比較鋼
K15	64	28	8	0	<u>2.2</u>	比較鋼

下線を付した値は、本発明範囲外である。

F:フェライト、B:ベイナイト、 γ R:残留オーステナイト、tM:焼戻しマルテンサイト

【 0 1 1 8 】

10

20

30

40

【表 4 - 3】

試験記号	tM [%]	B [%]	γ R [%]	F [%]	[211]<011>	備考
L1	83	8	9	0	3.8	本発明鋼
L2	74	17	9	0	<u>2.3</u>	比較鋼
L3	30	37	13	<u>20</u>	3.5	比較鋼
L4	59	39	<u>2</u>	0	3.9	比較鋼
L5	<u>94</u>	<u>4</u>	<u>2</u>	0	3.6	比較鋼
L6	<u>98</u>	<u>0</u>	<u>2</u>	0	3.5	比較鋼
L7	59	38	<u>3</u>	0	3.4	比較鋼
L8	67	25	8	0	3.3	本発明鋼
L9	48	40	12	0	<u>2.3</u>	比較鋼
L10	88	8	<u>4</u>	0	3.7	比較鋼
L11	<u>94</u>	<u>4</u>	<u>2</u>	0	3.7	比較鋼
L12	<u>93</u>	<u>4</u>	<u>3</u>	0	3.4	比較鋼
L13	64	32	<u>4</u>	0	3.5	比較鋼
L14	59	31	10	0	<u>2.2</u>	比較鋼
L15	59	31	9	0	<u>2.4</u>	比較鋼
L16	64	28	9	0	<u>2.4</u>	比較鋼
M1	59	31	10	0	3.8	本発明鋼
N1	66	28	6	0	3.3	本発明鋼
O1	47	43	9	0	3.4	本発明鋼
P1	57	38	5	0	4.0	本発明鋼
P2	33	59	9	0	3.4	本発明鋼
P2	21	69	8	2	3.4	本発明鋼
Q1	58	32	10	0	3.9	本発明鋼
R1	68	25	7	0	4.0	本発明鋼
a1	54	34	12	0	4.6	比較鋼
b1	<u>94</u>	<u>0</u>	6	0	4.9	比較鋼
c1	81	16	<u>3</u>	0	3.9	比較鋼
d1	50	39	11	0	3.6	比較鋼

下線を付した値は、本発明範囲外である。

F:フェライト、B:ベイナイト、 γ R:残留オーステナイト、tM:焼戻しマルテンサイト

【 0 1 1 9 】

10

20

30

40

【表 5 - 1】

試験 記号	TS [MPa]	EI [%]	TS×EL [MPa・%]	圧延方向 r値	圧延 直角方向 r値	圧延方向 限界曲げ	圧延 直角方向 限界曲げ	備考
A1	1388	25	34428	0.69	0.73	1.5	1.6	本発明鋼
B1	1426	19	26793	0.78	0.77	1.8	1.8	本発明鋼
C1	1362	22	30639	0.71	0.75	1.6	1.6	本発明鋼
D1	1430	19	26866	0.72	0.76	1.6	1.7	本発明鋼
D2	1435	19	27257	0.81	0.81	2.1	2.1	比較鋼
D3	1429	19	27156	0.85	0.86	2.2	2.2	比較鋼
D4	949	25	23733	0.72	0.76	0.3	0.4	比較鋼
D5	1458	10	14575	0.72	0.76	1.8	1.9	比較鋼
D6	1483	10	14829	0.72	0.76	2.5	2.5	比較鋼
D7	1240	12	14260	0.72	0.76	0.8	0.9	比較鋼
D8	1340	13	17420	0.72	0.76	1.5	1.7	比較鋼
D9	1332	26	34357	0.79	0.79	1.2	1.4	本発明鋼
D10	935	27	25251	0.79	0.79	0.3	0.3	比較鋼
D11	1383	13	17973	0.79	0.79	1.5	1.7	比較鋼
D12	1145	32	36800	0.79	0.79	0.5	0.5	比較鋼
D13	1520	10	15200	0.79	0.79	2.7	2.7	比較鋼
D14	1360	12	15640	0.79	0.79	1.5	1.5	比較鋼
D15	1393	18	24369	0.85	0.86	2.1	2.1	比較鋼
D16	1287	17	22296	0.87	0.87	2.2	2.2	比較鋼
D17	1387	22	30207	0.85	0.86	2.1	2.1	比較鋼
D18	1450	17	25332	0.86	0.87	2.4	2.5	比較鋼
E1	1331	27	35419	0.71	0.75	1.4	1.4	本発明鋼
E2	1319	26	34187	0.82	0.82	2.1	2.1	比較鋼
E3	998	41	41029	0.71	0.75	0.4	0.4	比較鋼
E4	1395	13	18135	0.71	0.75	1.6	1.8	比較鋼
E5	1447	17	24464	0.71	0.75	2.4	2.5	比較鋼
E6	1329	24	32011	0.78	0.79	1.3	1.4	本発明鋼
E7	1262	25	31546	0.79	0.79	1.4	1.5	本発明鋼
E8	806	30	24179	0.78	0.79	0.3	0.3	比較鋼
E9	1420	15	21300	0.78	0.79	1.7	1.8	比較鋼
E10	1392	19	26449	0.82	0.83	2.1	2.1	比較鋼
E11	1335	24	32358	0.85	0.86	2.2	2.2	比較鋼
E12	1327	25	33177	0.83	0.82	2.1	2.2	比較鋼

【 0 1 2 0 】

【表 5 - 2】

試験記号	TS [MPa]	EI [%]	TS×EL [MPa・%]	圧延方向 r値	圧延直角方向 r値	圧延方向限界曲げ	圧延直角方向限界曲げ	備考
F1	1336	24	32256	0.74	0.77	1.4	1.5	本発明鋼
F2	1424	19	26959	0.74	0.77	1.6	1.7	本発明鋼
G1	1450	21	30448	0.75	0.78	1.7	1.8	本発明鋼
G2	1311	27	35517	0.75	0.78	1.4	1.5	本発明鋼
H1	1434	19	27242	0.73	0.76	1.6	1.7	本発明鋼
H2	1438	18	26342	0.85	0.82	2.1	2.1	比較鋼
H3	880	29	25510	0.73	0.76	1.7	1.9	比較鋼
H4	1459	13	18968	0.73	0.76	2.2	2.4	比較鋼
H5	1470	16	23714	0.73	0.76	1.7	1.8	比較鋼
H6	1428	12	16416	0.73	0.76	1.6	1.7	比較鋼
H7	1395	13	18135	0.82	0.83	2.1	2.3	比較鋼
H8	852	30	25565	0.78	0.79	0.3	0.4	比較鋼
H9	1125	23	25875	0.78	0.79	0.4	0.4	比較鋼
I1	1388	21	29154	0.78	0.79	1.6	1.7	本発明鋼
I1	1267	38	48162	0.79	0.79	1.7	1.8	本発明鋼
J1	1304	33	43173	0.78	0.79	1.5	1.5	本発明鋼
K1	1391	24	33381	0.70	0.74	1.6	1.7	本発明鋼
K2	1370	21	28309	0.82	0.82	2.1	2.1	比較鋼
K3	1370	21	28309	0.83	0.85	2.1	2.1	比較鋼
K4	925	28	25895	0.70	0.74	0.4	0.4	比較鋼
K5	1359	14	19019	0.70	0.74	1.6	1.7	比較鋼
K6	1154	16	17887	0.70	0.74	1.7	1.8	比較鋼
K7	1431	13	17881	0.70	0.74	2.2	2.4	比較鋼
K8	1367	21	28834	0.73	0.75	1.4	1.5	本発明鋼
K9	916	28	25643	0.73	0.75	0.3	0.4	比較鋼
K10	1359	14	19019	0.73	0.75	1.4	1.5	比較鋼
K11	1172	18	21096	0.73	0.75	1.6	1.7	比較鋼
K12	1284	15	19260	0.73	0.75	2.1	2.1	比較鋼
K13	1403	13	18238	0.73	0.75	1.7	1.8	比較鋼
K14	1370	21	28309	0.86	0.89	2.1	2.2	比較鋼
K15	1370	21	28309	0.83	0.84	2.1	2.1	比較鋼

10

20

30

40

【 0 1 2 1 】

【表 5 - 3】

試験記号	TS [MPa]	EI [%]	TS×EI [MPa・%]	圧延方向 r値	圧延直角方向 r値	圧延方向 限界曲げ	圧延直角方向 限界曲げ	備考
L1	1398	22	30052	0.73	0.77	1.7	1.8	本発明鋼
L2	1384	22	29752	0.84	0.86	2.1	2.1	比較鋼
L3	949	27	25612	0.73	0.77	0.4	0.4	比較鋼
L4	1383	11	15215	0.73	0.77	1.5	1.6	比較鋼
L5	1435	11	15713	0.73	0.77	2.3	2.5	比較鋼
L6	1441	11	15851	0.73	0.77	2.2	2.4	比較鋼
L7	1284	13	16050	0.73	0.77	1.3	1.4	比較鋼
L8	1378	20	26952	0.76	0.78	1.6	1.7	本発明鋼
L9	1336	30	40080	0.85	0.92	2.1	2.2	比較鋼
L10	1420	14	19880	0.76	0.78	1.6	1.7	比較鋼
L11	1435	11	15610	0.76	0.78	2.1	2.2	比較鋼
L12	1431	13	17881	0.76	0.78	2.1	2.1	比較鋼
L13	1383	12	16602	0.76	0.78	2.1	2.2	比較鋼
L14	1360	22	30475	0.87	0.87	2.1	2.2	比較鋼
L15	1361	22	29778	0.85	0.86	2.1	2.2	比較鋼
L16	1370	21	28630	0.83	0.83	2.1	2.2	比較鋼
M1	1359	23	31260	0.70	0.74	1.4	1.5	本発明鋼
N1	1381	19	26242	0.76	0.78	1.4	1.5	本発明鋼
O1	1343	22	29546	0.76	0.79	1.4	1.5	本発明鋼
P1	1369	27	36951	0.70	0.74	1.3	1.5	本発明鋼
P2	1323	21	27819	0.76	0.78	1.3	1.4	本発明鋼
P2	1271	21	26690	0.76	0.78	1.3	1.4	本発明鋼
Q1	1357	23	31045	0.69	0.73	1.3	1.4	本発明鋼
R1	1379	19	26342	0.69	0.73	1.3	1.4	本発明鋼
a1	786	32	25152	0.63	0.68	0.3	0.3	比較鋼
b1	1723	11	18953	0.61	0.66	2.5	2.6	比較鋼
c1	1413	12	17043	0.70	0.74	1.7	1.8	比較鋼
d1	998	19	18962	0.74	0.77	1.4	1.5	比較鋼

【 0 1 2 2 】

表 5 - 1 ~ 表 5 - 3 に示すように、特に鋼の組成、組織、および集合組織について改良を行っている各発明例については、引張強さが 1 2 0 0 M P a 以上であり、抗張積が 2 6 0 0 0 (M P a ・ %) 以上であるとともに、圧延方向の r 値及び圧延直角方向の r 値がいずれも 0 . 8 0 以下であり、かつ、圧延方向の限界曲げ及び圧延直角方向の限界曲げがいずれも 2 . 0 以下であることが判る。従って、各発明例は、いずれも、高強度且つ延性及び曲げ性に優れているといえる。

【 0 1 2 3 】

これに対し、表 5 - 1 ~ 表 5 - 3 に示すように、鋼の組成、組織、及び集合組織について、本発明の範囲の改良を行っていない各従来例については、抗張積、圧延方向の r 値及び圧延直角方向の r 値、圧延方向の限界曲げ及び圧延直角方向の限界曲げ、の少なくとも

10

20

30

40

50

いずれかが好適な範囲となっていないことが判る。

【産業上の利用可能性】

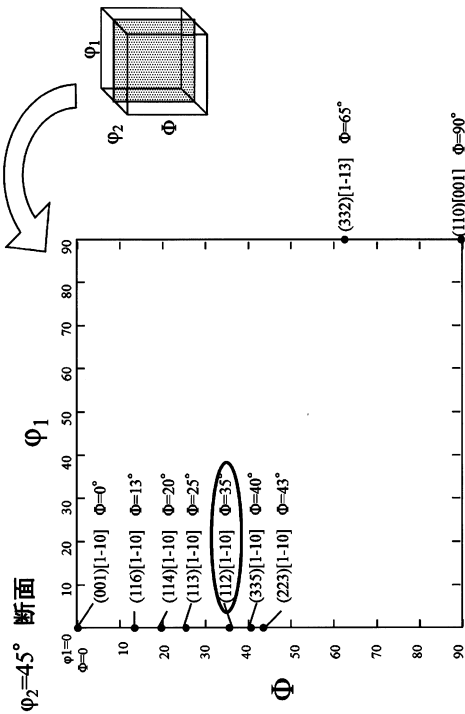
【0124】

本発明によれば、高強度熱間プレス成形部材について、延性及び曲げ性がいずれも高いレベルで発揮される。従って、本発明は、特に、自動車用の構造用部材の分野において有用である。

【要約】

本発明の一態様に係る熱間プレス成形部材は、所定の化学成分を有し、板厚1/4部におけるマイクロ組織が、単位体積%で、焼戻しマルテンサイト：20～90%、ベイナイト：5～75%、及び残留オーステナイト：5～25%を含み、且つフェライトが10%以下に制限され、板厚1/4部における{211}<011>方位の極密度が3.0以上である。

【図1】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.		F I		
B 2 1 D	22/20	(2006.01)	B 2 1 D	22/20 E
			B 2 1 D	22/20 H
			B 2 1 D	22/20 Z

(72)発明者 榊原 睦海
 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内

(72)発明者 杉浦 夏子
 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内

(72)発明者 林 邦夫
 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内

(72)発明者 川崎 薫
 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内

審査官 太田 一平

(56)参考文献 特開2016-028172(JP,A)
 特開2016-008310(JP,A)
 特開2015-151600(JP,A)
 特開2014-037595(JP,A)
 特開2012-233229(JP,A)
 特開2011-214081(JP,A)
 特開2011-214072(JP,A)
 特開2011-214070(JP,A)
 特開2007-046146(JP,A)
 国際公開第2012/133540(WO,A1)
 国際公開第2013/125399(WO,A1)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C 2 2 C	3 8 / 0 0	-	3 8 / 6 0
C 2 1 D	8 / 0 0	-	8 / 1 0
B 2 1 D	2 2 / 2 0		
C 2 1 D	1 / 1 8		
C 2 1 D	9 / 0 0		
C 2 1 D	9 / 4 6		