

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2016年9月22日(22.09.2016)



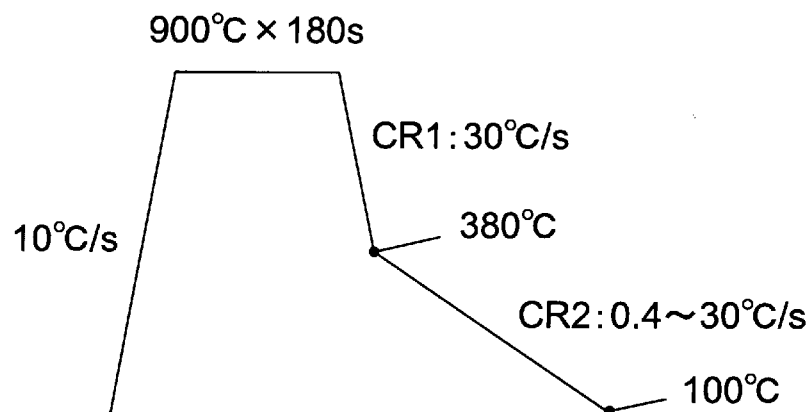
(10) 国際公開番号

WO 2016/148045 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C21D 9/46 (2006.01)
B21D 22/20 (2006.01) C22C 38/14 (2006.01)
C21D 1/18 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
C21D 9/00 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2016/057710
- (22) 国際出願日: 2016年3月11日(11.03.2016)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願 2015-054873 2015年3月18日(18.03.2015) JP
特願 2015-234099 2015年11月30日(30.11.2015) JP
- (71) 出願人: 株式会社神戸製鋼所(KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO(KOBE STEEL, LTD.))
[JP/JP]; 〒6518585 兵庫県神戸市中央区脇浜海岸
通二丁目2番4号 Hyogo (JP).
- (72) 発明者: 大森 裕之(OMORI, Hiroyuki). 水田 直
気(MIZUTA, Naoki). 浅井 達也(ASAI, Tatsuya).
- (74) 代理人: 植木 久一, 外(UEKI, Kyuichi et al.); 〒
5300003 大阪府大阪市北区堂島2丁目1番16
号 フジタ東洋紡ビル9階 Osaka (JP).
- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保
護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA,
BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN,
CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES,
FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN,
IR, IS, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS,
LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY,
MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT,
QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM,
ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US,
UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保
護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW,
MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユー
ロピア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨー
ロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE,
ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC,
MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR),
OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM,
ML, MR, NE, SN, TD, TG).
- 添付公開書類:
— 国際調査報告 (条約第21条(3))

(54) Title: STEEL SHEET FOR HOT PRESSING AND METHOD FOR PRODUCING SAME

(54) 発明の名称: 熱間プレス用鋼板およびその製造方法



(57) Abstract: Provided is a steel sheet for hot pressing, which enables a steel component to stably achieve high strength, and which enables good performance of blanking before hot pressing, while being capable of suppressing oxidization of the steel sheet surface and elimination of a zinc plating layer during the hot pressing. This steel sheet for hot pressing is characterized by containing, in mass%, from 0.15% to 0.40% (inclusive) of C, from 1.00% to 2.00% (inclusive) of Si, from 1.50% to 3.00% (inclusive) of Mn, from (N × 48/14)% to 0.10% (inclusive) of Ti, from 0.0005% to 0.0050% (inclusive) of B, more than 0% but 0.10% or less of Al, more than 0% but 0.05% or less of P, more than 0% but 0.01% or less of S and more than 0% but 0.010% or less of N with the balance made up of iron and unavoidable impurities. This steel sheet for hot pressing is also characterized by having a dislocation density of $10 \times 10^{14}/\text{m}^2$ or more, an area ratio of pearlite in all the structure of 30% or more, and a tensile strength of 1,100 MPa or less.

(57) 要約:

[続葉有]

WO 2016/148045 A1



鋼部品の高強度を安定して確保することができると共に、熱間プレス前のブランキング加工を良好に行うことができ、かつ熱間プレス時の鋼板表面の酸化や亜鉛めっき層の消失を抑制できる熱間プレス用鋼板を提供する。該熱間プレス用鋼板は、質量%で、C：0.15%以上、0.40%以下、Si：1.00%以上、2.00%以下、Mn：1.50%以上、3.00%以下、Ti：(N×48/14)%以上、0.10%以下、B：0.0005%以上、0.0050%以下、Al：0%超、0.10%以下、P：0%超、0.05%以下、S：0%超、0.01%以下、およびN：0%超、0.010%以下を含有し、残部が鉄および不可避不純物からなり、転位密度が $10 \times 10^{14} / \text{m}^2$ 以上であり、かつ全組織に占めるパーライトの面積率が30%以上であり、更に引張強さが1100MPa以下であることを特徴とする。

明 細 書

発明の名称：熱間プレス用鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、熱間プレス用鋼板およびその製造方法に関する。特に、鋼部品の高強度を安定して確保することができると共に、熱間プレス前のブランピング加工を良好に行うことができ、かつ、熱間プレス時の鋼板表面の酸化や亜鉛めっき層の消失を抑制することのできる熱間プレス用鋼板とその製造方法に関する。

背景技術

[0002] 鋼板を加熱してから熱間プレスし冷却することで高強度の部材を製造する技術として、いわゆるホットスタンプがある。上記熱間プレスに用いられる鋼板、即ち熱間プレス用鋼板としては、従来より、合金元素が比較的少量であり、加熱前の鋼板の引張強さが500MPa～700MPa程度でありそれほど高くない鋼板が用いられてきた。熱間プレス前には、鋼板を所定のブランクサイズに切断するブランピング加工を行う必要があるが、上記レベルの引張強さであれば、該ブランピング加工を工具の損傷、摩耗を生じさせることなく良好に行うことができた。例えば特許文献1には、ホットプレス後に、トリミングまたはピアシング等の後加工を施して製造する、980MPa以上の引張強度を有し、かつ、残留応力の低い高強度鋼製部材の製造方法が提案されている。

[0003] しかしながら近年は、従来の熱間プレス用鋼板よりも合金元素を増やして焼入れ性を高めた鋼板が提案されている。例えば特許文献2には、Cr、Mn、Cu、Ni等を含有させ、成形後の金型冷却時間を短縮できる鋼板が提案されている。このような鋼板は熱間プレスのプレス生産性を高めることができ、かつ熱間での多工程成形を可能とする。

[0004] しかし鋼板中の合金元素が増加すると、鋼板の引張強さが上昇する。鋼板の引張強さが高すぎると、上記ブランピング加工時の工具ダメージが著しく

なるといった問題がある。

[0005] ところで熱間プレス用鋼板は、高強度の成形鋼部材を得るため、熱間プレス前に高温に加熱される。しかし加熱温度が高温であると、鋼板表面の酸化が生じやすい。また熱間プレス用鋼板として亜鉛めっき鋼板を用いる場合、亜鉛めっき層が消失しやすくなる。よって、上記鋼板表面の酸化や上記亜鉛めっき層の消失を抑制する観点から、上記加熱温度は極力低くすることが望まれている。

先行技術文献

特許文献

[0006] 特許文献1：特開2006-130519号公報

特許文献2：特開2006-212663号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0007] 本発明は上記の様な事情に着目してなされたものであって、その目的は、部材の高強度を安定して確保すべく合金元素が含まれていても、熱間プレス前のブランキング加工を良好に行うことができ、かつ、熱間プレス時の鋼板表面の酸化や亜鉛めっき層の消失を抑制できる熱間プレス用鋼板、および該熱間プレス用鋼板の製造方法を確立することにある。以下では、前記「熱間プレス前のブランキング加工を良好に行う」との特性を「ブランキング性」ということがある。

課題を解決するための手段

[0008] 上記課題を解決し得た本発明の熱間プレス用鋼板は、質量%で、

C：0.15%以上、0.40%以下、

Si：1.00%以上、2.00%以下、

Mn：1.50%以上、3.00%以下、

Ti：(N×48/14)%以上、0.10%以下、

B：0.0005%以上、0.0050%以下、

Al : 0%超、0.10%以下、

P : 0%超、0.05%以下、

S : 0%超、0.01%以下、および

N : 0%超、0.010%以下

を含有し、残部が鉄および不可避不純物からなり、

転位密度が $10 \times 10^{14} / \text{m}^2$ 以上であり、かつ

全組織に占めるパーライトの面積率が30%以上であり、更に

引張強さが1100MPa以下であるところに特徴を有する。

[0009] 前記鋼板は、更に、質量%で、下記 (i) ~ (iii) のうちの1以上を含んでいてもよい。

(i) MoとCrのうちの少なくとも1種の元素を、合計で、0%超、0.50%以下

(ii) CuとNiのうちの少なくとも1種の元素を、合計で、0%超、0.50%以下

(iii) Nb、VおよびZrよりなる群から選択される少なくとも1種の元素を、合計で、0%超、0.10%以下

[0010] 前記鋼板は、該鋼板の少なくとも片面に亜鉛系めっき層またはアルミ系めっき層を有していてもよい。

[0011] 本発明には、前記熱間プレス用鋼板の製造方法も含まれる。該製造方法は、前記鋼板の成分組成を満たす鋼を、仕上圧延温度：890～950℃で熱間圧延後、550℃以上で巻き取る工程；および20%以上の冷延率で冷間圧延を行う工程；を順に含み、前記冷間圧延後の鋼板の引張強さが1100MPaを超える場合は、前記冷間圧延後、更に、焼鈍温度：500℃以上640℃以下、かつ500℃以上の温度域の滞在時間：500秒以下の条件で焼鈍を行う工程を含むところに特徴を有する。

[0012] 本発明には、前記熱間プレス用鋼板を用い、加熱温度：700～900℃で加熱してから熱間プレスを行うことを特徴とする鋼部品の製造方法も含まれる。以下では、本発明の熱間プレス用鋼板を用い、熱間プレスを行って得

られる鋼部品を「部材」ということがある。

発明の効果

[0013] 本発明によれば、鋼部品の高強度を安定して確保すべくS i等の合金元素が多く含まれていても、熱間プレス前のブランキング加工を良好に行うことができ、更には、熱間プレス時の鋼板表面の酸化と亜鉛めっき層の消失を抑制することのできる熱間プレス用鋼板を提供できる。

図面の簡単な説明

[0014] [図1]図1は、実施例における熱処理パターンを示す図である。

[図2]図2は、実施例における平均冷却速度CR2とマイクロビッカース硬さとの関係を、鋼板中のS i量別に示した図である。

[図3]図3は、加熱温度とマイクロビッカース硬さの関係から、マイクロビッカース硬さ400HVに必要な最低加熱温度を求める方法を示した図である。

発明を実施するための形態

[0015] 本発明者らは、前記課題を解決するために鋭意研究を重ねた。まずは、部材の高強度を安定して確保すべく、鋼板中のS iに着目した。以下、詳述する。

[0016] 熱間プレス技術では、素材を一旦オーステナイト化してから冷却することで部材のミクロ組織にマルテンサイトを生成させ高強度化を達成している。部材の強度は、鋼中炭素の存在状態に依存することが良く知られている。S iは、この炭素の析出状態を制御するために重要な元素である。具体的にS iは、熱間プレス過程で生じたマルテンサイトが冷却中に焼き戻されて軟化することを抑制する元素である。このS iの効果により、熱間プレス後の部材の冷却時、即ち焼入れ時に、部材の部位間の冷却ムラが生じた場合であっても、具体的には、金型保持時間の短縮や金型保持の省略により、部材の部位間で金型接触時間の差異が生じ、結果として冷却程度の差異が生じた場合であっても、部位によらず安定した強度を得ることが可能となる。

[0017] 該効果を得るには、S iを1.00%以上含有させる必要がある。尚、前記%は、化学成分組成において質量%を意味する。以下同じである。S i量

は、好ましくは1.05%以上、より好ましくは1.15%以上である。しかしSiは、鋼板のオーステナイト化温度であるAc₃点を上昇させる元素でもある。Si量が過剰になると、このAc₃点が上昇し、熱間プレスにおける加熱温度を高くする必要がある、その結果、鋼板表面の酸化や亜鉛めっき層の消失が生じやすくなる。よってSi量は2.00%以下とする。Si量は、好ましくは1.80%以下、より好ましくは1.60%以下である。

[0018] 本発明者らは、更に、上述の通りSi等の合金元素を多く含む場合であっても、熱間プレス前のブランキング加工を良好に行うべく鋭意研究を行った。

[0019] 熱間プレス前のブランキング加工を良好に行うには、ブランキング加工に用いる鋼板の引張強さを抑制する必要がある。本発明者らが確認したところ、鋼板の引張強さが1100MPaを超えると、切断のための金型の損傷が大きくなり頻繁な型手入れ等が必要であった。よって熱間プレス用鋼板の引張強さを1100MPa以下とすることとした。該引張強さは、好ましくは1000MPa以下、より好ましくは950MPa以下である。鋼板の引張強さの下限は、本発明の成分範囲においてはおよそ440MPa以上となる。以下では、上記「鋼板の引張強さ」を「鋼板強度」ということがある。

[0020] 上記引張強さは引張試験により測定すればよい。試験片の形状は特に指定しないが、例えば後述する実施例に示す通りJIS 5号やJIS 13号B形状とすることが望ましい。

[0021] 更に本発明者らは、上記引張強さの抑えられた鋼板を得るべく鋭意研究を行った。その結果、下記に示す通り、鋼板のミクロ組織中にパーライトを生成させることが重要であることを見出した。

[0022] 全組織に占めるパーライトの面積率が30%以上

前述の通りSiを比較的多く含有させることによって、部材強度が安定して得られる。しかしSiや後述するMn等の合金元素が多く含まれると、マルテンサイトやベイナイトといった硬質なミクロ組織が増加しやすく鋼板強度が上昇する。引張強さの抑えられた鋼板を得るには、上記マルテンサイト

やベイナイトなどの硬質な相が極力少ないミクロ組織とする必要がある。この観点から、本発明ではパーライトを積極的に含有させることとした。また、フェライトが多くパーライトが少ない場合、引張強さは抑えられるが次の様な問題がある。即ち、パーライトが少なくなると炭化物が局所的に集まるようになり、加熱中の逆変態での炭素の拡散が遅くなる。昇温速度が一定の場合、拡散時間の遅れを加熱温度で補う必要がある。その結果、熱間プレスにより一定以上の強度を確保するための最低加熱温度を高める必要がある。この最低加熱温度が高くなると、前述の通り鋼板表面の酸化や亜鉛めっき層の消失が生じやすくなる。この観点からも、パーライトを積極的に含有させる必要がある。

[0023] 本発明者らは具体的に、鋼板の引張強さ：1100MPa以下を達成すると共に、上記最低加熱温度を低くするには、全組織に占めるパーライトの面積率を30%以上とする必要があることを見出した。前記パーライトの面積率は、好ましくは35%以上、より好ましくは40%以上である。前記パーライトの面積率を30%以上とすることで、マルテンサイトやベイナイトといった硬質な相やフェライトの生成を抑えることができる。パーライト分率が多ければ多いほど、硬質相を低減できるが、パーライト分率の必要以上の増加は、熱延巻き取り後の保持の長時間化など鋼板製造面で不利となる。本発明の成分範囲において、前記パーライトの面積率の上限は90%程度となる。パーライト以外の組織は主にフェライトであることが望ましいが、ベイナイトやマルテンサイトなどの硬質相も、全組織に占める割合で10面積%以下であれば存在してもよい。

[0024] 前記パーライトの面積率の測定方法は、後記の実施例に示す方法で求められる。

[0025] 前記マルテンサイトやベイナイトといった硬質な相やフェライトの生成を抑えて、前記パーライト面積率：30%以上を達成するには、後記の製造方法で詳述する通り、仕上圧延温度を一定以上とし、かつ熱延鋼板製造時の巻き取り温度を高温化することが挙げられる。

[0026] 次に、熱間プレス時の鋼板表面の酸化および亜鉛めっき層の消失を抑制すべく鋭意研究を行った。上記熱間プレス時の鋼板表面の酸化および亜鉛めっき層の消失を抑制するには、熱間プレス直前の加熱の温度を極力抑えることが有効である。しかし、該加熱温度を下げると、熱間プレスで得られる部材の強度確保が困難となる。特に、通電加熱の様に加熱速度が急速の場合、高強度を得るには加熱温度を高めとすることが望まれる。

[0027] そこで、熱間プレス時の加熱温度を低くしても、熱間プレスにより一定以上の強度の部材を得るための手段について鋭意研究を行った。その結果、該熱間プレスに用いる鋼板が、下記に示す通り一定以上の転位密度を有するものであればよいことを見出した。

[0028] 鋼板の転位密度が $1.0 \times 10^{14} / \text{m}^2$ 以上

ミクロ組織の転位密度を高めることによって、加熱時のオーステナイト化を促進させることができる。加熱時のオーステナイト化を促進できると、部材強度を確保するための加熱温度を低くすることが可能となり、結果として、鋼板表面の酸化や亜鉛めっき層の消失を抑制することができる。

[0029] 本発明では、熱間プレス後の強度、即ち部材の強度が、後述する実施例に示す通りマイクロビッカース硬さで少なくとも 400 Hv を達成することを目的に、熱間プレス時の加熱温度： 900°C 以下で上記硬さを実現するための転位密度について検討を行った。

[0030] その結果、鋼板の転位密度が $1.0 \times 10^{14} / \text{m}^2$ 以上であればよいことを見出した。前記転位密度は、好ましくは $1.5 \times 10^{14} / \text{m}^2$ 以上、より好ましくは $2.0 \times 10^{14} / \text{m}^2$ 以上である。一方、前記転位密度が高すぎると鋼板強度が必要以上に高くなり、引張強さ 1100 MPa 以下を満たすことが困難となる。よって前記転位密度は、 $3.0 \times 10^{14} / \text{m}^2$ 以下であることが好ましく、より好ましくは $2.8 \times 10^{14} / \text{m}^2$ 以下である。

[0031] 前記転位密度の測定方法は、後記の実施例に示す方法で求められる。

[0032] 前記転位密度： $1.0 \times 10^{14} / \text{m}^2$ 以上を満たす鋼板は、該鋼板の製造時に後述の条件の冷間圧延を行うことによって得られる。冷間圧延後に、鋼板への

めっきの付与や鋼板強度の調整のために焼鈍する場合がある。しかし鋼板に導入した転位密度は該焼鈍により低下しやすいため、焼鈍条件、特に焼鈍温度を適切に制御して転位密度を維持する必要がある。詳細は、後記の製造方法に示す。

[0033] 以上、本発明の特徴である鋼板のS i 量、ミクロ組織、および転位密度について説明した。次に上記S i 以外の元素について説明する。尚、前述したS i を含め、鋼部品の成分組成は鋼板と同じである。

[0034] C : 0.15%以上、0.40%以下

Cは、熱間プレスして得られる部材の強度確保のために重要な元素である。部材強度としてミクロビッカース硬さで400HV以上を達成するには、C量を0.15%以上とする必要がある。C量は、好ましくは0.18%以上、より好ましくは0.20%以上である。一方、C量が0.40%を超えると溶接部の強度が低下する。C量は、好ましくは0.38%以下、より好ましくは0.35%以下である。

[0035] Mn : 1.50%以上、3.00%以下

Mnは、安定した部材強度を得るために有効な元素である。詳細にはMnは、熱間プレスにおいて、加熱から熱間プレス開始までの間のフェライトなどの軟質層の生成を抑制したり、熱間プレス中および熱間プレス後の冷却過程でのフェライトなどの軟質層やベイナイト相の生成を抑制して、安定した部材強度を得るのに有効な元素である。この効果を発揮させるため、Mn量を1.50%以上とする必要がある。Mn量は、好ましくは1.60%以上、より好ましくは1.80%以上、更に好ましくは2.00%以上である。一方、Mn量が過剰であると、熱間プレス前の鋼板強度が著しく上昇するため、Mn量は3.00%以下とする。Mn量は、好ましくは2.50%以下、より好ましくは2.30%以下である。

[0036] Ti : $(N \times 48 / 14)$ %以上、0.10%以下

Tiは、鋼板中のNを固定してBによる焼入れ性を確保するために重要な元素である。そのためTi量は少なくとも、鋼板中のNを全てTiNとして

固定する量が必要となる。またTiは、ミクロ組織を微細化する効果があり、部材の靱性を改善する効果も有する。これらの観点から、Ti量は $(N \times 48 / 14)$ %以上とする。前記Nは鋼板中の質量%でのN量をいう。Ti量は、好ましくは0.02%以上、より好ましくは0.03%以上である。一方、Ti量が過剰になると、鋼板強度が著しく上昇するため、Ti量は0.10%以下とする。Ti量は、好ましくは0.08%以下、より好ましくは0.06%以下である。

[0037] B: 0.0005%以上、0.0050%以下

Bは、鋼板の焼入れ性を向上させるために重要な元素である。特に、Bを含有させ焼入れ性を向上させることによって、部材強度を安定して得ることができる。該効果を発揮させるには、Bを0.0005%以上含有させる必要がある。B量は、好ましくは0.0010%以上、より好ましくは0.0015%以上である。一方、B量が過剰になると、粗大な鉄ボロン化合物が析出し、靱性が低下する。よってB量は0.0050%以下とする。B量は、好ましくは0.0040%以下、より好ましくは0.0035%以下である。

[0038] Al: 0%超、0.10%以下

Alは、脱酸に必要な元素である。この観点から、0%超、更には0.01%以上含みうる。しかし、Al量が過剰になると鋼板のAc₃点が上昇する。鋼板のAc₃点が高まると、熱間プレス時の加熱温度を高める必要が生じ、前述の通り鋼板表面の酸化や亜鉛めっき層の消失が生じやすくなる。よってAl量は0.10%以下とする。Al量は、好ましくは0.08%以下、より好ましくは0.06%以下である。

[0039] P、S、Nは、不可避免的に含まれる元素であり、部材の溶接性や靱性の確保、表面疵防止の観点から抑制する必要がある。これらの観点から、P量は0.05%以下、好ましくは0.02%以下、S量は0.01%以下、好ましくは0.008%以下、N量は0.010%以下、好ましくは0.0060%以下とする。更には、不可避不純物であるOも、上記と同様の観点から0

、0.01%以下に抑えることが好ましい。いずれの元素も、ゼロとすることは困難であるため下限は0%超である。

[0040] 本発明の鋼板、および該鋼板を用いて得られる鋼部品の成分は上記の通りであり、残部は鉄および不可避不純物からなる。また、上記元素に加えて更に、下記に示す選択元素を適量含有させることにより、焼入れ性等を更に高めることができる。以下、これらの元素について詳述する。

[0041] MoとCrのうちの少なくとも1種の元素：合計で、0%超、0.50%以下

MoとCrは、焼入れ性の向上に寄与する元素である。該効果を発揮させるには、MoとCrのうちの少なくとも1種の元素を、合計で0%超含有させることが好ましく、より好ましくは合計で0.01%以上である。上記「合計で」とは、単独の場合は単独量を示し、複数元素を含む場合は合計量であることを意味する。以下同じである。

[0042] 一方、これらの元素が過剰に含まれると、鋼板強度が上昇するため、MoとCrのうちの少なくとも1種の元素の含有量は、合計で0.50%以下とすることが好ましく、より好ましくは合計で0.30%以下である。

[0043] CuとNiのうちの少なくとも1種の元素：合計で、0%超、0.50%以下

CuとNiは、部材の耐遅れ破壊特性の改善に寄与する元素であり、必要に応じて含有させることができる。上記効果を発揮させるには、CuとNiのうちの少なくとも1種の元素を、合計で0%超含有させることが好ましく、より好ましくは合計で0.05%以上である。しかし、これらの元素が過剰に含まれると、鋼板の表面疵、最終的には部材の表面疵の発生要因となる。よって、CuとNiのうちの少なくとも1種の元素は、合計で0.50%以下とすることが好ましく、より好ましくは合計で0.30%以下である。

[0044] Nb、VおよびZrよりなる群から選択される少なくとも1種の元素を、合計で、0%超、0.10%以下

Nb、VおよびZrは、Tiと同様にミクロ組織を微細化する効果を有し

ている。よって、例えばTiの含有量をNの固定に必要な最小限とし、これらの元素でミクロ組織の微細化を実現することもできる。特に高温でのオーステナイト粒の成長抑制には、これらの元素がより効果的である。この観点から、Nb、VおよびZrよりなる群から選択される少なくとも1種の元素は、合計で0.005%以上含有させることが好ましく、より好ましくは合計で0.010%以上である。一方、これらの元素が過剰に含まれると、熱間プレス前の鋼板強度が上昇する。よってNb、VおよびZrよりなる群から選択される少なくとも1種の元素の含有量は、合計で0.10%以下とすることが好ましく、より好ましくは合計で0.050%以下である。

[0045] 本発明の鋼板には、該鋼板の少なくとも片面に亜鉛系めっきまたはアルミ系めっきが施されていてもよい。例えば前記亜鉛系めっきの場合、片面あたり約10～90 g/m²のめっき付着量とすることができる。

[0046] 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。本発明の鋼板を得るには、下記に示す通り、熱間圧延後の巻き取り工程の条件や、冷間圧延工程、焼鈍工程の条件を制御する必要がある。換言すれば、巻き取りまでの工程は特に限定されない。例えば、前記成分組成を満たす鋼を、通常の方法で溶製、鑄造し、スラブ等の鑄片を得る。熱間圧延を行うにあたり前記鑄片を加熱するが、加熱条件は特に限定されず、例えば約1100～1300℃の温度で加熱することが挙げられる。次いで、熱間圧延を行って熱延鋼板を得る。熱間圧延において、仕上圧延温度は890～950℃の範囲内とする。仕上圧延温度が890℃以下では、フェライトが多くなりパーライト面積率が減少し、規定量のパーライト面積率を確保できない。前記仕上圧延温度は、好ましくは900℃以上である。一方、生産性を確保する観点から、950℃以下とする。好ましくは930℃以下である。

[0047] 上記熱間圧延後は、

(a) 550℃以上で巻き取る工程；および、

(b) 20%以上の冷延率で冷間圧延を行う工程；

を順に含むようにする。以下、各工程について詳述する。

[0048] (a) 550℃以上で巻き取る工程

鋼板をコイルに巻き取る温度を、550℃以上とすることによって、規定量のパーライトを確保することができる。この様に巻取温度を高めることによって、熱延鋼板の強度を低下させ、後述の冷延率を高めることもできる。前記巻取温度は、好ましくは580℃以上、より好ましくは630℃以上である。尚、巻取温度の上限は、鋼板表面の酸化による劣化の観点から750℃程度である。

[0049] また、所定の温度で巻き取った後、500℃以上の温度域で3時間以上保持する工程を追加することでパーライト分率をより増やすことができる。この場合、例えば保温箱にコイルを投入し、保温温度：500℃以上、好ましくは550℃以上で、その上限は、650℃程度とし、かつ保温時間：1時間以上、好ましくは2時間以上、その上限が4時間程度の条件で保温する。

[0050] 上記(a)の工程で熱延鋼板の強度を低減できれば、下記の冷間圧延にて冷延率をより高めることが可能となる。その結果、鋼板の転位密度を高めることができ、熱間プレス時の加熱温度低減に優位に作用する。

[0051] (b) 20%以上の冷延率で冷間圧延を行う工程

冷間圧延は、鋼板に転位を導入するための有効手段である。冷間圧延により規定の密度以上の転位を導入するため、冷間圧延率、即ち冷延率を20%以上とする。冷延率は、好ましくは25%以上、より好ましくは30%以上である。一方、冷延率の上限は、設備仕様に依じて適宜決定すればよく、例えば80%以下とすることができる。本発明は、鋼板の引張強さを1100MPa以下とするものであるが、該引張強さをより低い1000MPa以下に抑えるには、上記冷延率を60%未満とすることが挙げられる。

[0052] 本発明の熱間プレス用鋼板には、前記冷間圧延ままの鋼板と、冷間圧延後に焼鈍を施した鋼板が含まれる。前記冷間圧延後の引張強さが1100MPa以下である場合、冷間圧延ままでもよい。しかし冷間圧延では、転位を導入できる一方、鋼板の引張強さが高くなりやすい。よって、前記冷間圧延後の鋼板、即ち、冷延圧延ままの鋼板の引張強さが1100MPaを超える場

合は、冷間圧延後、更に下記（c）に示す条件の焼鈍工程を経ることによって、引張強さの低減を図る。

[0053] （c）焼鈍温度：500℃以上640℃以下、かつ500℃以上の温度域の滞在時間：500秒以下の条件で行う焼鈍工程

焼鈍工程では、焼鈍温度：500℃以上で加熱することによって、冷間圧延後の鋼板強度の低下を図ることができる。前記焼鈍温度は、好ましくは550℃以上である。一方、焼鈍温度が640℃を超えると、冷間圧延により高めた転位密度が急速に減少する。よって焼鈍温度は640℃以下とする。焼鈍温度は、好ましくは620℃以下、より好ましくは600℃以下である。

[0054] また、上記転位密度の減少を抑えるには、500℃以上の温度域での滞在時間を500秒以下とする。この滞在時間は、450秒以下であることが好ましく、より好ましくは400秒以下、更に好ましくは350秒以下である。また、鋼板強度の低下を図るには、上記滞在時間は10秒以上であることが好ましく、より好ましくは20秒以上である。

[0055] 前記焼鈍の加熱の方法として、炉加熱、通電加熱、誘導加熱等を採用することができる。前記焼鈍の雰囲気は特に限定されないが、好ましくは非酸化性雰囲気または還元性雰囲気である。

[0056] 前記鋼板の少なくとも片面に亜鉛めっきまたはアルミめっきを施してもよい。該亜鉛めっきまたはアルミめっきの形成方法は特に限定されないが、鋼板に亜鉛めっきを付与する場合には、前記焼鈍後に460℃程度まで冷却後、めっき浴に浸漬してめっき層を形成すればよい。必要に応じて更にめっき層を合金化してもよい。この場合の合金化は、転位密度の低減を抑制する観点から500℃以下の低めの温度で実施することが望ましい。または、前記（c）の焼鈍工程と；合金化処理工程、即ち合金化温度に昇温→必要に応じて合金化温度で保持→冷却の工程と；における、500℃以上640℃以下の温度域の滞在時間が500秒以下となるように、合金化条件や合金化後の冷却条件を設定してもよい。

[0057] 熱間プレス

本発明では、熱間プレス、即ちホットスタンプの条件は特に限定されず、通常、行われる方法を採用することができる。前記熱間プレスは、加熱工程、スタンピング工程および冷却工程を含む。以下、各工程について説明する。

[0058] 加熱工程

加熱温度：700～900℃に加熱してから熱間プレスを行う。前記加熱の方法として、炉加熱、通電加熱、誘導加熱等を採用することができる。加熱温度は、十分にオーステナイト化を図るために700℃以上とする。好ましくは750℃以上である。一方、前述の通り、この加熱温度が高すぎると、鋼板表面の酸化が生じやすく、また熱間プレス用鋼板として亜鉛めっき鋼板を用いた場合、亜鉛めっき層が消失しやすくなる。よって、上記鋼板表面の酸化や上記亜鉛めっき層の消失を抑制する観点から、加熱温度は900℃以下とする。好ましくは880℃以下である。

[0059] 上記加熱温度での保持時間は、好ましくは30分以下、より好ましくは15分以下、更に好ましくは7分以下である。この様に保持時間を制御することにより、オーステナイトの粒成長が抑制され、熱間の絞り性やホットスタンプ成形品の靱性などの特性を向上させることができる。保持時間の下限は、特に限定されず上記温度範囲に到達すればよいが、現実的には厳密な制御が難しいため、炉加熱の場合は1分以上、通電加熱や誘導加熱の場合は数秒以上であればよい。

[0060] スタンピング工程

スタンピング工程では、上記加熱工程によって加熱された鋼板にスタンピング、即ちプレス加工を施す。該スタンピングの開始温度は特に限定されない。

[0061] 冷却工程

冷却工程では、上記加熱工程によって加熱された鋼板、および該鋼板にスタンピングを施して得られる鋼部品を冷却する。なお、ここでの冷却は自然

冷却も含み、加熱工程の直後から鋼板の冷却が開始する。

[0062] 上記ホットスタンプ工程の一例として、例えば、上記鋼板を700～900℃に加熱した後、例えば、約550℃以上の温度で成形を完了する方法が挙げられる。前記「成形を完了」とは金型が下死点位置に到達した時点をいう。なお、通常の熱間プレスでは鋼板全体の焼入れ強化を行うが、加熱する領域や金型との接触領域を鋼板の一部に限定することにより、鋼板の一部領域のみを焼入れ強化することもできる。

[0063] 熱間プレスを行って得られた鋼部品に対し、トリミングや、穴あけ等の切削を行って、例えば自動車用鋼部品を得ることができる。

[0064] 鋼部品は、そのままの状態または上記加工等を施して自動車用鋼部品として用いることができる。該自動車用鋼部品として、例えば、インパクトバー、バンパー、レインフォース、センターピラー等が挙げられる。

[0065] 本願は、2015年3月18日に出願された日本国特許出願第2015-054873号および2015年11月30日に出願された日本国特許出願第2015-234099号に基づく優先権の利益を主張するものである。2015年3月18日に出願された日本国特許出願第2015-054873号の明細書の全内容および2015年11月30日に出願された日本国特許出願第2015-234099号の明細書の全内容が、本願の参考のため援用される。

実施例

[0066] 以下、実施例を挙げて本発明をより具体的に説明するが、本発明はもとより下記実施例によって制限を受けるものではなく、前・後記の趣旨に適合し得る範囲で適当に変更を加えて実施することも勿論可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に包含される。

[0067] 実施例1

この実施例1では、鋼板中のSi量が、熱間プレス時の冷却速度と鋼板の硬さの係に及ぼす影響について調べた。

[0068] 表1に示す成分組成を満たす50kgの鋼塊を溶解し、この鋼塊を115

0℃に加熱して粗圧延し厚さ30mmの鋼板を作製した。尚、表1における「sol. Al量」は本発明で規定のAl量を意味する。また表1および後記の表3において、添加していない元素の欄には「－」と示している。上記鋼板を1250℃まで再度加熱し、熱間圧延を行って厚さ2.3mmの熱延鋼板を作製した。その際、仕上圧延温度は920℃とし、熱間圧延終了後650℃まで水冷した後、実製造ラインでの巻き取り後の冷却状態を模擬するために、炉内温度が650℃の保持炉に投入し30分保持した。保持後は保持炉から取り出して自然冷却した。この鋼板を酸洗して表面の酸化スケールを除去し、次いで冷延率39%の冷間圧延を行って厚さ1.4mmの冷延鋼板を得た。冷間圧延前の熱延ままの鋼板の引張強さはいずれも626MPa、冷間圧延ままの鋼板の引張強さはいずれも1023MPaであった。

[0069]

[表1]

鋼種	化学成分組成＊（質量％）												N×48/14 （質量％）
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	Cr	N	B	Ti	Nb	V	
A	0.21	1.01	2.03	0.015	0.006	0.041	—	0.0035	0.0021	0.020	—	—	0.012
B	0.23	0.18	1.29	0.011	0.005	0.043	0.23	0.0049	0.0029	0.024	—	—	0.017

* 残部：鉄および不可避不純物

[0070] 次に前記冷延鋼板を用い、真空理工株式会社製の熱処理再現装置を用いて図1に示すパターンの熱処理を行った。この熱処理は、熱間プレスを行って

高強度部材を得るときの熱履歴を模擬したものである。この熱処理では、 900°C に加熱し180秒間保持後、熱間プレスでは 380°C までの間にプレス成形を行うが、本実施例では成形を行わず、図1に示す通り 380°C まで $\text{CR}1:30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ で冷却し、次いで 100°C まで $\text{CR}2:0.4\sim30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ で冷却した。尚、 100°C から室温までは放冷とした。

[0071] 本実施例では、上記の通り $\text{CR}2$ 、即ち 380°C から 100°C までの平均冷却速度を変化させた。これは熱間プレス時に、鋼板の部位によって金型との接触程度が異なること、つまり、鋼板の部位によって冷却速度が異なることを模擬したものである。

[0072] 上記熱処理後の鋼板の硬さを測定した。該硬さは、鋼板の板厚方向断面の板厚/4位置において、任意の5箇所のマイクロビッカース硬さを、測定荷重9.8Nの条件で測定し、平均値を求めた。そして、成形後の部位間の冷却ムラを模擬した上記種々の $\text{CR}2$ とマイクロビッカース硬さとの関係を、鋼板中のSi量別に整理した。その結果を図2に示す。

[0073] 図2の結果から、表1の鋼種Bの通り鋼板中のSi量が不足している場合は、図2の●で示される通り、熱間プレス後の $\text{CR}2$ の変化に応じて硬さが変化していることがわかる。これに対し、表1の鋼種Aの通り、Siを規定の通り多く含む鋼板の場合は、図2の○で示される通り、熱間プレス後の冷却速度が変化しても安定した部材硬さが得られる、つまり、成形後の部位間の冷却速度ムラが生じたとしても部位によらず安定した強度を確保できることがわかる。

[0074] 実施例2

実施例2では、鋼板の転位密度が、熱間プレス時の加熱温度に及ぼす影響について調べた。詳細には、鋼板の転位密度が、熱間プレスにより一定以上の強度確保に必要な加熱温度、即ち、最低加熱温度に及ぼす影響について調べた。

[0075] 表2におけるNo. 1と2では、次の様にして冷延鋼板を準備した。表1に示す鋼種Aであって板厚3.2mmの熱延鋼板を、実施例1と同様の条件

で作製し、熱延時に生じた酸化スケールを塩酸で除去した後、表2に示す冷延率にて冷延を実施して各々の転位密度を有する冷延鋼板を準備した。また、表2におけるNo. 3～7は、後記の実施例3と同じ方法であって仕上圧延温度920℃で熱間圧延、かつ巻取温度650℃で巻き取り、表2に示す通り冷延率を変化させて種々の転位密度を有する冷延鋼板を準備した。尚、No. 3～5および7は、後記の実施例3の表4におけるNo. 7～10と同じである。

[0076] 転位密度の測定

鋼板の転位密度はX線回折法により求めた。詳細は次の通りである。測定装置は株式会社リガク製 X線回折装置 RINT-1500を用いた。具体的にはX線源ターゲットとしてCuを使用して、線源出力40kV-200mAに設定し、受光モノクロメーターを用いて線源を単色化した。測定サンプルをディフラクトメーターに設置し、連続測定により $2\theta = 40^\circ \sim 130^\circ$ までのX線回折強度を測定した。

[0077] 回折強度の取り込みにおいては、スリット条件を発散角度 1° 、散乱角度 1° 、スリット幅0.15mmとし、測定サンプルの回転速度(X線走査速度)は $1.2^\circ/\text{min}$ 、サンプリング幅は 0.012° 刻みとした。

[0078] 上記測定により得られたX線回折強度データ、即ちX線回折プロファイルから、 $\alpha\text{-Fe}$ の結晶回折面である(110)、(211)、(220)面の回折ピーク幅(半価幅)を、ピークフィッティングにより求めた。このピーク幅には、測定装置自体が持つ固有の値及び 2θ による見かけのピーク幅の変化の両方を含むため、これらの影響をSi標準粉末試料(NIST ロッド番号640c)の測定結果により補正し、この補正值を用いてWilliamson-Hall法により各サンプルの転位密度を算出した。前記Williamson-Hall法は、文献「材料とプロセスVol. 17 (2004) P396-P399」を参照すればよい。

[0079] 熱間プレスにより一定以上の強度確保に必要な最低加熱温度の測定

次に、各冷延鋼板を用いて、熱間プレスにより一定以上の強度確保に必要

な最低加熱温度を次の様にして求めた。即ち、熱間プレス工程における加熱を模擬した熱処理として、種々の加熱温度まで冷延鋼板を加熱し、該加熱温度に到達後、保持することなく室温まで自然放冷して試験用鋼板を得た。上記熱処理は、富士電波工機株式会社製の熱間加工再現装置「サーモマスターZ」を用いて行った。また室温から上記加熱温度までの平均加熱速度は $100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ とした。本実施例では、上記の通り冷延率が種々であるため、得られる冷延鋼板の板厚は種々である。この板厚による自然放冷速度の差を解消するため、上記熱処理には、冷間圧延後の鋼板を研削して板厚 1.4 mm に統一したものをを用いた。

[0080] 次に、上記試験用鋼板の板厚 $t/4$ 位置においてマイクロビッカース硬さを、各加熱温度の鋼板につき5点測定し平均値を求めた。そして図3に、表2のNo. 1とNo. 2について例示する通り、加熱温度と上記マイクロビッカース硬さの関係を示す曲線を求めた。図3において○は冷延率39%のNo. 2のデータを示し、△は冷延率0%のNo. 1のデータを示す。この図3において矢印で示す通り、マイクロビッカース硬さ 400 Hv の線と各曲線の交点の加熱温度を、最低加熱温度として求めた。

[0081] 表2に、転位密度と最低加熱温度の結果を示す。

[0082] [表2]

No.	鋼種	冷延率 (%)	転位密度 ($\times 10^{14}/\text{m}^2$)	最低加熱温度 ($^{\circ}\text{C}$)
1	A	0	1.03	920
2	A	39	25.4	860
3	A	52	26.1	810
4	C	13	5.0	910
5	C	22	15.9	855
6	C	39	25.4	840
7	C	60	29.1	810

[0083] 表2より次のことがわかる。No. 1および4に示す通り転位密度が非常

に小さい場合は、最低加熱温度が高くなった。これに対しN o. 2、3および5～7の通り転位密度が高い場合には、最低加熱温度が低めに抑えられた。即ち、冷延率が一定以上の冷間圧延を施すことによって、一定以上の転位密度が導入され、この一定以上の転位密度が導入された鋼板を熱間プレスに用いることによって、一定以上の強度確保に必要な熱間プレス時の加熱温度を大幅に抑えることができる。この様に熱間プレス時の加熱温度を大幅に抑えることができれば、熱間プレス時の鋼板表面の酸化や亜鉛めっき層の消失を抑制することができる。

[0084] 実施例3

実施例3では、鋼板の製造条件が、ミクロ組織や転位密度、結果として鋼板の引張強さや最低加熱温度に及ぼす影響について調べた。

[0085] 表1の鋼種Aや表3の鋼種Cの成分とほぼ一致する、成分組成が質量%で、C : 0.22%、Si : 1.14%、Mn : 2.25%、P : 0.010%、S : 0.005%、sol. Al : 0.038%、N : 0.0035%、B : 0.0022%、およびTi : 0.021%を含み、残部が鉄および不可避不純物である鋼種AAの鋼塊と、表3の鋼種C～Jの鋼塊とを用い、実機において、加熱温度は1200℃、表4に示す仕上圧延温度で熱間圧延を行い、表4に示す巻取温度で巻き取って、表4に示す各板厚の熱延鋼板のコイルを製造した。表4のN o. 1は熱間圧延ままの鋼板である。

[0086] 上記熱間圧延後、酸洗し、表4のN o. 2、3および7～21では表4に示す冷延率で冷間圧延を行って表4に示す各板厚の冷延鋼板を得た。尚、上記N o. 7～21では所望の冷延率を得るために、熱延鋼板の板厚と冷延鋼板の板厚を調整して実験を行った。また表4のN o. 4～6では、冷延率52%で冷間圧延を行って板厚1.6mmの冷延鋼板を得た後、該冷延鋼板に焼鈍を施した。該焼鈍は、真空理工株式会社製の熱処理再現装置（CALシミュレーター）を用い、表4に示す条件、即ち、表4に示す焼鈍の温度と保持時間、および500℃以上の滞在時間を変化させて行った。

[0087] これら種々の鋼板、即ち、N o. 1の熱間圧延ままの鋼板、N o. 2、3

および7～21の冷間圧延ままの鋼板、No. 4～6の冷間圧延後に焼鈍を施した鋼板の各鋼板について、ミクロ組織の観察およびパーライト面積率の測定を行うと共に、転位密度、および引張強さを求めた。上記ミクロ組織の観察およびパーライト面積率の測定、ならびに引張強さの測定は、下記の通りである。前記転位密度は、実施例2に記載の方法で求めた。更には実施例2と同様に最低加熱温度を測定した。最低加熱温度の測定では、その熱処理前に板厚1.4mmに表面研削して減厚し、いずれの鋼板の板厚も一定にしてから行った。これらの結果を表4に示す。尚、下記表4のNo. 14では、鋼板の引張強さが規定の範囲を著しく外れたため、最低加熱温度の測定は行わなかった。

[0088] ミクロ組織の観察およびパーライト面積率の測定

ミクロ組織の観察は、鋼板の板厚の1/4位置を倍率1000倍でSEM (Scanning Electron Microscope) 観察し、その視野におけるパーライトの面積率を点算法により算出した。SEM写真の1視野のサイズは90μm×120μmである。点算法におけるメッシュサイズは1視野を縦20点、横20点に分割して実施した。即ち、1視野につき400点の測定を行ってパーライトの面積率を求め、合計3視野の平均値を求めた。なお、本発明におけるパーライトには擬似パーライトも含まれる。前記ミクロ組織の観察は、鋼板が製品コイルの状態では、コイル幅方向の1/4位置であって、上述の通り鋼板の板厚の1/4位置で行えばよい。または、ブランキング加工後であって熱間プレス前の鋼板の任意の位置でミクロ組織の観察を行ってもよい。

[0089] 引張強さの測定

鋼板から引張試験用試験片として、JIS 5号形状の試験片を切り出した。そして、島津製作所製AG-IS 250kN オートグラフ引張試験機を用い、歪み速度：10mm/minとし、JIS Z 2241に規定の方法で、鋼板の引張強さを求めた。

[0090]

[表3]

鋼種	化学成分組成 * (質量%)												N × 48/14 (質量%)
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	Cr	N	B	Ti	Nb	V	
C	0.22	1.13	2.22	0.009	0.001	0.050	0.02	0.0031	0.0021	0.031	—	—	0.011
D	0.27	1.21	2.23	0.003	0.001	0.040	0.02	0.0040	0.0020	0.020	—	—	0.014
E	0.27	1.18	2.25	0.003	0.001	0.040	0.02	0.0040	0.0020	0.020	0.050	—	0.014
F	0.27	1.21	2.26	0.003	0.001	0.040	0.02	0.0040	0.0020	0.050	—	—	0.014
G	0.27	1.20	2.27	0.003	0.001	0.040	0.02	0.0040	0.0020	0.020	—	0.050	0.014
H	0.26	1.21	2.28	0.0005	0.001	0.040	0.02	0.0040	0.0020	0.020	—	—	0.014
I	0.21	1.16	1.89	0.009	0.002	0.043	0.23	0.0040	0.0015	0.026	—	—	0.014
J	0.20	1.13	1.88	0.010	0.002	0.044	0.42	0.0054	0.0014	0.026	—	—	0.019

* 残部：鉄および不可避不純物

[表4]

No.	鋼種	仕上 圧延温度 (°C)	熱延時の 巻取温度 (°C)	熱延鋼板 の板厚 (mm)	冷延率 (%)	冷延鋼板 の板厚 (mm)	焼鈍 温度 (°C)	焼鈍 保持時間 (sec)	500°C以上の 滞在時間 (sec)	ミクロ組織※	パーライト 面積率 (%)	転位密度 ($\times 10^{14} / \text{m}^2$)	鋼板 種類	鋼板の 引張強さ (MPa)	最低 加熱温度 (°C)
1	AA	920	650	3.2	—	—	—	—	—	F+P	47	1.03	熱延まま	670	920
2	AA	920	650	3.2	39	2.0	—	—	—	F+P	45	26.3	冷延まま	1045	840
3	AA	920	650	3.2	52	1.6	—	—	—	F+P	45	28.1	冷延まま	1130	810
4	AA	920	650	3.2	52	1.6	545	83	400	F+P	46	20.1	冷延—焼鈍	755	820
5	AA	920	650	3.2	52	1.6	665	54	250	F+P	45	1.2	冷延—焼鈍	745	920
6	AA	920	650	3.2	52	1.6	550	120	600	F+P	45	4.51	冷延—焼鈍	595	920
7	C	920	650	2.3	39	1.4	—	—	—	F+P	40	25.4	冷延まま	970	840
8	C	920	650	2.3	13	2.1	—	—	—	F+P	35	5.0	冷延まま	742	910
9	C	920	650	2.3	22	1.8	—	—	—	F+P	34	15.9	冷延まま	831	855
10	C	920	650	3.5	60	1.4	—	—	—	F+P	40	29.1	冷延まま	1032	810
11	C	880	650	2.3	39	1.4	—	—	—	F+P	21	27.1	冷延まま	995	905
12	C	840	650	2.3	39	1.4	—	—	—	F+P	17	26.8	冷延まま	987	920
13	C	920	600	2.3	39	1.4	—	—	—	F+P	41	29.6	冷延まま	991	830
14	C	920	500	2.3	39	1.4	—	—	—	B	0	42.8	冷延まま	1346	—
15	D	920	650	2.8	50	1.4	—	—	—	F+P	44	28.6	冷延まま	987	820
16	E	920	650	2.8	50	1.4	—	—	—	F+P	39	26.3	冷延まま	982	830
17	F	920	650	2.8	50	1.4	—	—	—	F+P	45	28.8	冷延まま	990	835
18	G	920	650	2.8	50	1.4	—	—	—	F+P	47	25.4	冷延まま	986	825
19	H	920	650	2.8	50	1.4	—	—	—	F+P	40	26.8	冷延まま	982	820
20	I	920	650	2.3	39	1.4	—	—	—	F+P	40	24.8	冷延まま	936	895
21	J	920	650	2.3	39	1.4	—	—	—	F+P	42	24.2	冷延まま	941	890

※F…フェライト、P…パーライト、B…ベイナイト

- [0092] 表3および表4より次のことがわかる。N o. 1に示す通り、熱間圧延ままの鋼板では、引張強さは1100MPa以下を達成できているが、規定量の転位密度を確保できず、熱間プレス時に一定以上の強度を得るための最低加熱温度が高くなった。該鋼板では、熱間プレス時の鋼板表面の酸化や亜鉛めっき層の消失を十分に抑制することが難しい。
- [0093] N o. 2は、上記N o. 1に対し更に冷延率39%の冷間圧延を施したものである。このN o. 2で得られた冷延鋼板は、転位密度が高く最低加熱温度も低く、かつ引張強さ1100MPa以下となっている。一方、N o. 3は、上記N o. 1に対し上記N o. 2よりも高い冷延率で冷間圧延を施した例である。このN o. 3の通り冷延率を高めた場合、転位密度は十分高く最低加熱温度は低いが、引張強さが1100MPaを超えた。この様に引張強さの高い鋼板にブランキング加工を施すと、該ブランキング加工に用いる工具の損傷や摩耗が生じやすい。
- [0094] N o. 4～6は、上記N o. 3の冷延鋼板に対し、種々の条件で焼鈍を行った例である。このうちN o. 4は、適切な条件で焼鈍を行ったため、必要な転位密度を確保しつつ鋼板の引張強さ低減も実現できた。
- [0095] これに対し、N o. 5は、焼鈍温度が665℃であり規定する温度範囲の上限を超えたため、冷間圧延により確保した転位密度の減少が著しく、最低加熱温度が高くなった。該鋼板では、上記N o. 1と同様に、熱間プレス時の鋼板表面の酸化や亜鉛めっき層の消失を十分に抑制することが難しい。またN o. 6は、焼鈍温度は適切であるが500℃以上の滞在時間が規定の範囲を超えたため、転位密度が減少して最低加熱温度が高くなった。
- [0096] N o. 7～21は、表3の鋼種を用いた例である。このうち、N o. 7～14は鋼種Cを用い、仕上圧延温度、巻取温度、冷延率を変えて冷間圧延ままの鋼板を製造した例である。これらの例のうち、N o. 8は冷延率が低すぎたため、十分量の転位密度を確保できず、最低加熱温度が高くなった。N o. 11とN o. 12は、仕上圧延温度が規定範囲を下回ったため、フェライトが多くなり所定量のパーライトを確保できなかった。これらの例では、

フェライト量が多いため鋼板の引張強さは低いが、パーライトが不足しているため最低加熱温度が高くなった。N o. 14 は、巻取温度が低すぎたため、パーライトを確保できず組織がベイナイトのみとなって引張強さが1100MPaを超えた。上記N o. 3と同様、この様に引張強さの高い鋼板にブランキング加工を施すと、該ブランキング加工に用いる工具の損傷や摩耗が生じやすい。これに対しN o. 7、9、10および13は、適切な条件で鋼板を製造したため、必要な転位密度を確保しつつ鋼板の引張強さ低減も実現できた。またN o. 15～21は、表3の鋼種D～Jを用いた例である。これらの例も、適切な条件で鋼板を製造したため、必要な転位密度を確保しつつ鋼板の引張強さ低減も実現できた。

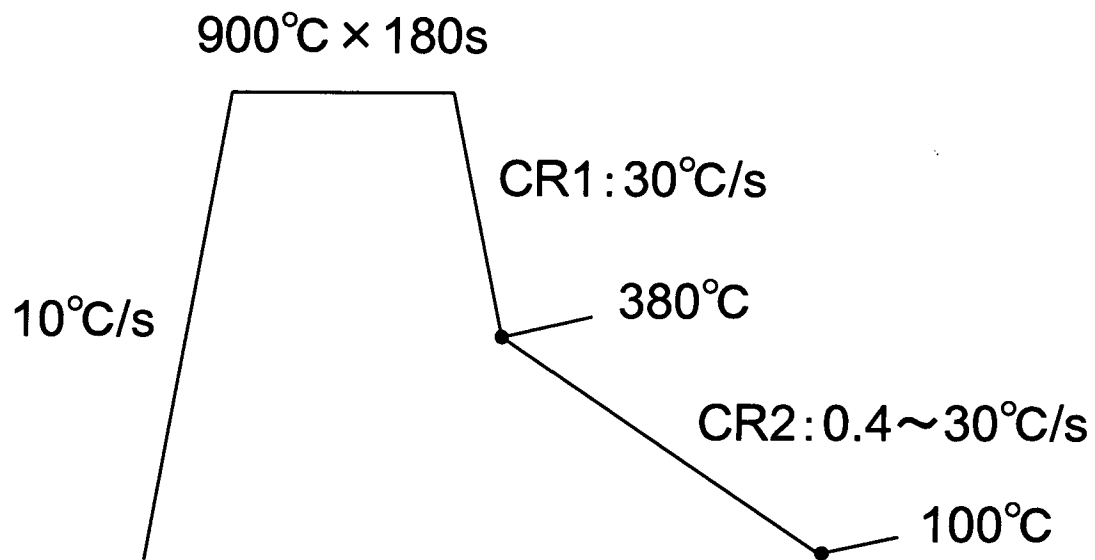
[0097] 以上に示すように、本発明で規定の熱間プレス用鋼板は、良好にブランキング加工を行うことができ、かつ熱間プレスの加熱温度を低めとすることができるので、熱間プレスの加熱時に生じうる鋼板表面の酸化や亜鉛めっき層の消失を抑制することができる。

請求の範囲

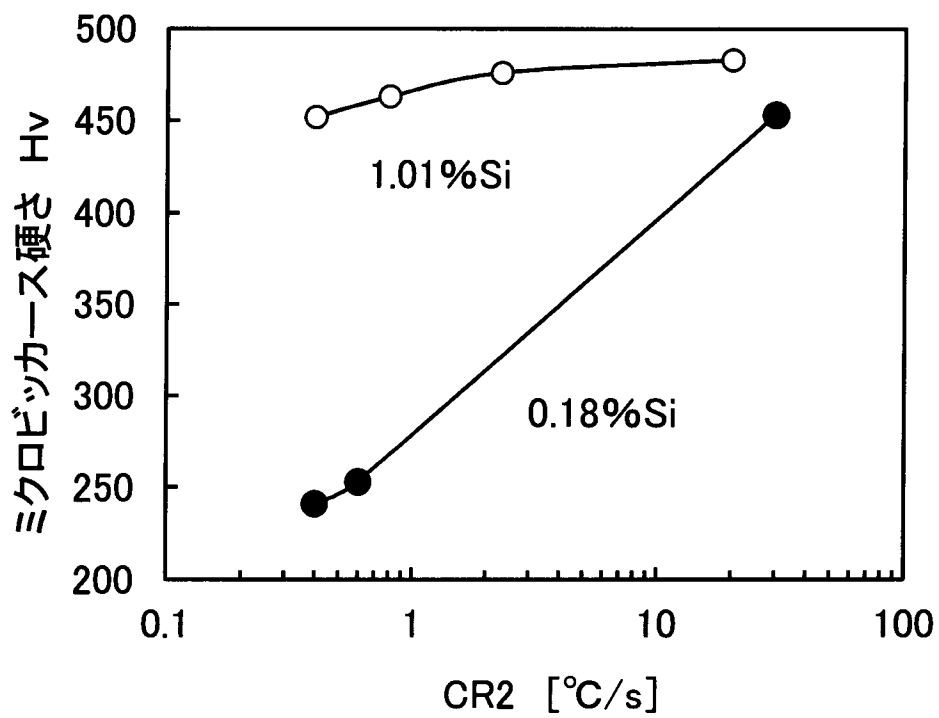
- [請求項1] 鋼板の成分が、質量％で、
C : 0.15％以上、0.40％以下、
S i : 1.00％以上、2.00％以下、
M n : 1.50％以上、3.00％以下、
T i : $(N \times 48 / 14)$ ％以上、0.10％以下、
B : 0.0005％以上、0.0050％以下、
A l : 0％超、0.10％以下、
P : 0％超、0.05％以下、
S : 0％超、0.01％以下、および
N : 0％超、0.010％以下
を含有し、残部が鉄および不可避不純物からなり、
転位密度が $10 \times 10^{14} / \text{m}^2$ 以上であり、かつ
全組織に占めるパーライトの面積率が30％以上であり、更に
引張強さが1100MPa以下であることを特徴とする熱間プレス用
鋼板。
- [請求項2] 前記鋼板の成分が、更に、質量％で、下記 (i) ~ (iii) のうちの
1 以上を含む請求項1に記載の熱間プレス用鋼板。
(i) M o と C r のうちの少なくとも1種の元素を、合計で、0％超
、0.50％以下
(ii) C u と N i のうちの少なくとも1種の元素を、合計で、0％超
、0.50％以下
(iii) N b、V および Z r よりなる群から選択される少なくとも1
種の元素を、合計で、0％超、0.10％以下
- [請求項3] 前記鋼板の少なくとも片面に亜鉛系めっき層またはアルミ系めっき
層を有する請求項1に記載の熱間プレス用鋼板。
- [請求項4] 前記鋼板の少なくとも片面に亜鉛系めっき層またはアルミ系めっき
層を有する請求項2に記載の熱間プレス用鋼板。

- [請求項5] 請求項1～4のいずれかに記載の熱間プレス用鋼板を製造する方法であって、
前記鋼板の成分組成を満たす鋼を、
仕上圧延温度：890～950℃で熱間圧延後、
550℃以上で巻き取る工程；および
20%以上の冷延率で冷間圧延を行う工程；を順に含み、
前記冷間圧延後の鋼板の引張強さが1100MPaを超える場合は、
上記冷間圧延後、更に、焼鈍温度：500℃以上640℃以下、かつ500℃以上の温度域の滞在時間：500秒以下の条件で焼鈍を行う工程を含むことを特徴とする熱間プレス用鋼板の製造方法。
- [請求項6] 請求項1～4のいずれかに記載の熱間プレス用鋼板を用い、加熱温度：700～900℃で加熱してから熱間プレスを行うことを特徴とする鋼部品の製造方法。

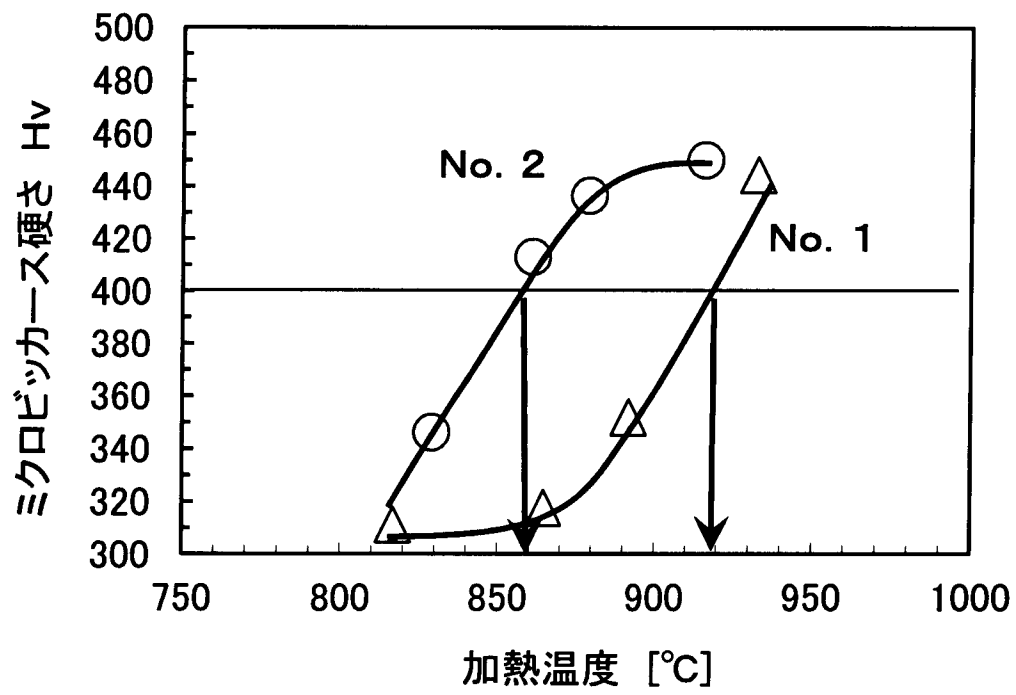
[図1]



[図2]



[図3]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2016/057710

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, B21D22/20(2006.01)i, C21D1/18(2006.01)i, C21D9/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/14(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C38/00-C22C38/60, B21D22/20, C21D1/18, C21D9/00, C21D9/46, C21D8/02

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2016
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2016	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2016

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2014-224311 A (Kobe Steel, Ltd.), 04 December 2014 (04.12.2014), claims; 0001 to 0009, 0034, 0048 to 0072, 0083 to 0087; table 1 & US 2016/0067947 A1 0001 to 0010, 0043, 0057 to 0083, 0095 to 0098; table 1; claims & WO 2014/175256 A1 & EP 2990501 A1 & KR 10-2015-0131386 A & CN 105189806 A	1-6



Further documents are listed in the continuation of Box C.



See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
31 May 2016 (31.05.16)

Date of mailing of the international search report
14 June 2016 (14.06.16)

Name and mailing address of the ISA/
Japan Patent Office
3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku,
Tokyo 100-8915, Japan

Authorized officer

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2016/057710

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2012/053637 A1 (Nippon Steel Corp.), 26 April 2012 (26.04.2012), & JP 5293902 B2 & US 2013/0220490 A1 & US 2013/0199676 A1 & EP 2631307 A1 & EP 2631308 A1 & CA 2814646 A1 & CA 2813915 A1 & MX 2013004357 A & MX 2013004356 A & KR 10-2013-0055020 A & KR 10-2013-0063541 A & CN 103261452 A & CN 103168106 A	1-6
A	JP 2005-126733 A (Nippon Steel Corp.), 19 May 2005 (19.05.2005), (Family: none)	1-6
A	US 2009/0238715 A1 (POSCO), 24 September 2009 (24.09.2009), & DE 102008035714 A1 & KR 10-2009-0101684 A & CN 101545071 A & SK 50632008 A3 & MX 2008009687 A & LU 91466 A1 & CN 103725961 A	1-6

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, B21D22/20(2006.01)i, C21D1/18(2006.01)i, C21D9/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/14(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl. C22C38/00- C22C38/60, B21D22/20, C21D1/18, C21D9/00, C21D9/46, C21D8/02

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1922-1996年
日本国公開実用新案公報	1971-2016年
日本国実用新案登録公報	1996-2016年
日本国登録実用新案公報	1994-2016年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	JP 2014-224311 A (株式会社神戸製鋼所) 2014.12.04, 特許請求の範囲, 0001-0009, 0034, 0048-0072, 0083-0087, 表 1 & US 2016/0067947 A1, 0001-0010, 0043, 0057-0083, 0095-0098, TABLE 1, Claims, & WO 2014/175256 A1 & EP 2990501 A1 & KR 10-2015-0131386 A & CN 105189806 A	1-6

☒ C欄の続きにも文献が列挙されている。

☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの	「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの	「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)	「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献	「&」 同一パテントファミリー文献
「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願	

国際調査を完了した日

31.05.2016

国際調査報告の発送日

14.06.2016

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/J P)

郵便番号 100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

鈴木 葉子

4 K

3557

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	WO 2012/053637 A1 (新日本製鐵株式会社) 2012. 04. 26, & JP 5293902 B2 & US 2013/0220490 A1 & US 2013/0199676 A1 & EP 2631307 A1 & EP 2631308 A1 & CA 2814646 A1 & CA 2813915 A1 & MX 2013004357 A & MX 2013004356 A & KR 10-2013-0055020 A & KR 10-2013-0063541 A & CN 103261452 A & CN 103168106 A	1-6
A	JP 2005-126733 A (新日本製鐵株式会社) 2005. 05. 19, (ファミリーなし)	1-6
A	US 2009/0238715 A1 (POSCO) 2009. 09. 24, & DE 102008035714 A1 & KR 10-2009-0101684 A & CN 101545071 A & SK 50632008 A3 & MX 2008009687 A & LU 91466 A1 & CN 103725961 A	1-6