

(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
2019年1月3日(03.01.2019)



(10) 国際公開番号

WO 2019/003447 A1

(51) 国際特許分類:

C22C 38/00 (2006.01) C21D 9/46 (2006.01)
B21D 22/20 (2006.01) C22C 38/38 (2006.01)
C21D 1/18 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
C21D 9/00 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2017/024257

(22) 国際出願日: 2017年6月30日(30.06.2017)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(71) 出願人: J F E スチール株式会社(JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 Tokyo (JP).

(72) 発明者: ▲ 高 ▼ 島 克利 (TAKASHIMA Katsutoshi); 〒1000011 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 知的財産部内 Tokyo (JP). 小林 崇(KOBAYASHI Takashi); 〒1000011 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 知的財産部内 Tokyo (JP). 船川 義正(FUNAKAWA Yoshimasa); 〒1000011 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 知的財産部内 Tokyo (JP). 中島 清次(NAKAJIMA Seiji); 〒1000011 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 知的財産部内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 杉 村 憲 司 (SUGIMURA Kenji); 〒1000013 東京都千代田区霞が関三丁目2番1号 霞が関コモンゲート西館36階 Tokyo (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, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, 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), ユーラシア (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,

(54) Title: HOT-PRESSED MEMBER AND METHOD FOR MANUFACTURING SAME, AND COLD-ROLLED STEEL SHEET FOR HOT PRESSING

(54) 発明の名称: 熱間プレス部材およびその製造方法ならびに熱間プレス用冷延鋼板

(57) Abstract: In the hot-pressed member according to the present invention, after the component composition thereof is properly adjusted, the microstructure thereof is configured so that the average crystal grain size of prior austenite grains is 8 μm or less, the volume fraction of martensite is 90% or greater, there are an average of 10 or more cementites having a grain size of 0.05 μm or greater per 200 μm² of steel sheet cross-sectional area, and there are an average of 10 or more Ti-based deposits having a grain size of less than 0.10 μm per 100 μm² of steel sheet cross-sectional area in a range from the steel sheet surface to a depth of 100 μm in the sheet thickness direction, whereby the hot-pressed member not only has an extremely high tensile strength TS of 1780 MPa or greater after hot pressing, but excellent delayed fracture resistance and high cross tensile strength after resistance spot welding are obtained therein at the same time.

(57) 要約: 熱間プレス部材について、その成分組成を適正に調整した上で、そのミクロ組織を、旧オーステナイト平均結晶粒径が8μm以下、マルテンサイトの体積分率が90%以上で、粒径が0.05μm以上のセメンタイトを鋼板断面200μm²当たり平均で10個以上存在させ、また鋼板表面から板厚方向に100μmまでの範囲で粒径が0.10μm未満のTi系析出物を鋼板断面100μm²当たり平均で10個以上存在させることにより、熱間プレス後にTS: 1780MPa以上という極めて高い引張強度を有するだけでなく、優れた耐遅れ破壊特性および高い抵抗スポット溶接後の十字引張強さを兼備させることができる。

WO 2019/003447 A1

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：

- 一 国際調査報告（条約第21条(3)）

明 細 書

発明の名称：

熱間プレス部材およびその製造方法ならびに熱間プレス用冷延鋼板

技術分野

[0001] 本発明は、熱間プレス部材およびその製造方法ならびに熱間プレス用冷延鋼板に関し、特に熱間プレス部材について、耐遅れ破壊特性および抵抗スポット溶接性の向上を図ろうとするものである。

本発明の冷延鋼板は、冷延鋼板だけでなく、溶融亜鉛めっき冷延鋼板（合金化溶融亜鉛めっき冷延鋼板を含む）や電気亜鉛めっき冷延鋼板（電気亜鉛ニッケル合金めっき冷延鋼板を含む）、アルミめっき冷延鋼板等を含む。

背景技術

[0002] 近年、環境問題の高まりからCO₂排出規制が厳格化しており、自動車分野においては燃費向上に向けた車体の軽量化が課題となっている。そのために自動車部品への高強度鋼板の適用による薄肉化が進められており、引張強さ（TS）が1780MPa以上の鋼板の適用が検討されている。

[0003] しかし、自動車の構造用部材や補強用部材に使用される高強度鋼板は、成形性に優れることが要求されるが、TS：1780MPa以上の鋼板は延性が低いため、冷間プレス成形時に割れが発生したり、降伏強度が高いことに起因して大きなスプリング・バックが発生するため、冷間プレス成形後に高い寸法精度が得られない。また、冷間プレス成形後は残留応力が鋼板内に残存するため、使用環境から進入する水素によって遅れ破壊（水素脆化）が懸念される。

[0004] このような状況で、高強度を得る手法として、最近では、熱間プレス（ホットスタンプ、ダイクエンチ、プレスクエンチ等とも呼称される）でのプレス成形が着目されている。熱間プレスとは、鋼板をオーステナイト単相の温度域まで加熱した後に、高温のままで成形（加工）することにより、高い寸法精度での成形を可能とし、成形後の冷却により焼き入れを行うことで高強度化を可能とした成型方法である。また、この熱間プレスでは、冷間プレスと

比べてプレス成形後の残留応力が低下するため、耐遅れ破壊特性も改善される。

[0005] しかしながら、自動車組立工程の多くは抵抗スポット溶接により組立てられるが、その際、自動車車体全体の剛性を保つために、熱間プレス後の鋼板にも応力がかかるため、プレス成形後の遅れ破壊の懸念は払拭できない。そのため、熱間プレス後の鋼板の耐遅れ破壊特性を向上させることが必要である。

また、1780MPa以上の引張強度を確保するためには合金元素（例えばCなど）を多く含有する必要があるが、これにより抵抗スポット溶接後の継手の十字引張強さ（CTS）が著しく低下することが懸念される。

[0006] 従来、熱間プレス後の耐遅れ破壊特性を向上させる手段はいくつか報告されている。

例えば、特許文献1では、合金炭窒化物やセメンタイトの析出量を制御することで、耐遅れ破壊特性を改善する技術が開示されている。

また、特許文献2では、熱間プレス後に残留オーステナイトを形成することで、耐遅れ破壊特性を改善する技術が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0007] 特許文献1：特開2015-113500号公報

特許文献2：特開2014-122398号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0008] しかしながら、特許文献1に記載のTi系炭化物では、旧オーステナイト粒径の微細化を図るには不十分であり、また表面から侵入する水素のトラップサイトとしての機能も不十分であることから、十分な耐遅れ破壊特性を有しているとは言えない。さらに、抵抗スポット溶接後の十字引張強さが確保できているといえない。

[0009] 特許文献2の技術では、残留オーステナイトが水素のトラップサイトと成り得るが、C濃度が高い残留オーステナイトが存在すると、抵抗スポット溶接後の熱影響部（HAZ）で硬度分布が大きくなり、十字引張強さが低下する。

[0010] 上述したように、TS：1780MPa以上の熱間プレス部材の耐遅れ破壊特性と抵抗スポット溶接後の十字引張強さの双方を改善することは困難とされ、その他の鋼板を含めても、これらの特性を兼備する鋼板は開発されていないのが実情である。

課題を解決するための手段

[0011] そこで、本発明者らは、上記の実情に鑑み鋭意検討を重ねた結果、熱間プレス部材の耐遅れ破壊特性および抵抗スポット溶接後の十字引張強さの双方を向上させるためには、微細なTi系析出物を鋼板表層に分散させると共に、水素のトラップサイトとしてセメンタイトをマルテンサイト内に析出させることが有効であり、これにより優れた耐遅れ破壊特性および抵抗スポット溶接後の十字引張強さを同時に向上させ得ることを見出した。

[0012] 具体的には、微細なTi系析出物を鋼板表層に分散させることで、旧オーステナイト平均結晶粒径が微細化し、かつTi系析出物が腐食に伴い表面から侵入する水素のトラップサイトとして機能することで、耐遅れ破壊特性が向上する。

また、Ti系析出物は抵抗スポット溶接による昇温後もHAZの鋼板組織を微細化させることから、ナゲット端部にかかる応力に対する靱性が向上しつつ、HAZ軟化による硬度減少も抑制されるため、十字引張強さが向上する。

[0013] さらに、鋼板のマルテンサイト中にセメンタイトを分散させると、このセメンタイトが水素のトラップサイトとなり耐遅れ破壊特性の向上に寄与する。また、粒径 $0.05\mu\text{m}$ 以上のセメンタイトが存在することで、抵抗スポット溶接後のHAZ軟化部においてセメンタイトが完全に溶けずに固溶Cが減少するため、靱性を確保可能となり、十字引張強さが向上することを見出した。

[0014] また、鋼板成分に関しては、Mn量を増加すると、ナゲット内の相変態挙動が変化し、 δ 相変態が一部しか生じないか、もしくは δ 相変態出来ずに液体

から γ 相へ変態してしまう。このため、MnおよびPは偏析したままとなり、溶接終了後のナゲット端部の偏析が顕著となり、その偏析箇所が脆くなることで十字引張強さを確保することが困難となることから、C、Mn、Pの添加量に配慮することが好ましい。なお、Mn量が少ないと、熱間プレス時の焼入れ性が確保できなくなり、熱間プレス後の引張強度の確保が困難となるが、CrやMoを増加することで焼入れ性の確保が可能である。また、CrやMoは前述のナゲット内の変態挙動には影響が小さいため有用である。さらに、Tiは、前述のように耐遅れ破壊特性および十字引張強さの確保に影響する。

そのため、成分的には、C、Mn、Pの添加量とCr、Mo、Tiの添加量の比率を考慮して、耐遅れ破壊特性および十字引張強さの改善を図ることが好ましい。

本発明は、上記の知見に立脚するものである。

[0015] すなわち、本発明の要旨構成は次のとおりである。

1. 鋼板のミクロ組織が、旧オーステナイト平均結晶粒径が $8\ \mu\text{m}$ 以下、マルテンサイトの体積分率が90%以上で、粒径が $0.05\ \mu\text{m}$ 以上のセメンタイトが鋼板断面 $200\ \mu\text{m}^2$ 当たり平均で10個以上存在し、さらに鋼板表面から板厚方向に $100\ \mu\text{m}$ までの範囲で粒径が $0.10\ \mu\text{m}$ 未満のTi系析出物が鋼板断面 $100\ \mu\text{m}^2$ 当たり平均で10個以上存在し、引張強さが 1780MPa 以上である熱間プレス部材。

[0016] 2. 鋼板の化学成分が、質量%で、C : 0.28% 以上 0.42% 未満、Si : 1.5% 以下、Mn : 1.1% 以上 2.4% 以下、P : 0.05% 以下、S : 0.005% 以下、Al : 0.01% 以上 0.50% 以下、N : 0.010% 以下およびTi : 0.005% 以上 0.15% 以下を含有し、かつMo : 0.50% 以下およびCr : 0.50% 以下から選択される一種または二種を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物からなる前記1に記載の熱間プレス部材。

[0017] 3. 前記鋼板が、質量%で、さらにNb : 0.15% 以下、B : 0.0050% 以下、Sb : 0.001% 以上 0.020% 以下、Ca : 0.005% 以下、Mg : 0.005% 以下、REM : 0.005% 以下、V : 0.15% 以下、Cu : 0.50% 以下、Ni : 0.50% 以下、Sn : 0.50% 以下、Zn : 0.10% 以下、Co : 0.10% 以下、Zr : 0.10% 以下、Ta : 0.10% 以下およびW

:0.10%以下から選択される一種または二種以上を含有する前記2に記載の熱間プレス部材。

- [0018] 4. 鋼板の化学成分中、とくにC、P、Mn、Cr、MoおよびTiが下記式(1)を満たす前記2または3に記載の熱間プレス部材。

記

$$(6[C] + 2[Mn] + 49[P]) / ([Cr]/2 + [Mo]/3 + 7[Ti]) \leq 30.5 \quad \cdot$$

・ ・ (1)

ここで、[M]はM元素の含有量(質量%)であり、元素[M]を含有しない場合は0として計算する。

- [0019] 5. 前記鋼板の表層に、Al系めっき層またはZn系めっき層を有する前記1乃至4のいずれか1項に記載の熱間プレス部材。
- [0020] 6. 鋼板のミクロ組織が、平均結晶粒径が4 μm以下のマルテンサイトを体積分率で5~45%の範囲で含有し、さらに鋼板表面から板厚方向に100 μmまでの範囲で粒径が0.10 μm未満のTi系析出物が鋼板断面100 μm²当たり平均で15個以上存在する、熱間プレス用冷延鋼板。
- [0021] 7. 鋼板の化学成分が、質量%で、C:0.28%以上0.42%未満、Si:1.5%以下、Mn:1.1%以上2.4%以下、P:0.05%以下、S:0.005%以下、Al:0.01%以上0.50%以下、N:0.010%以下およびTi:0.005%以上0.15%以下を含有し、かつMo:0.50%以下およびCr:0.50%以下から選択される一種または二種を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物からなる前記6に記載の熱間プレス用冷延鋼板。
- [0022] 8. 前記鋼板が、質量%で、さらにNb:0.15%以下、B:0.0050%以下、Sb:0.001%以上0.020%以下、Ca:0.005%以下、Mg:0.005%以下、REM:0.005%以下、V:0.15%以下、Cu:0.50%以下、Ni:0.50%以下、Sn:0.50%以下、Zn:0.10%以下、Co:0.10%以下、Zr:0.10%以下、Ta:0.10%以下およびW:0.10%以下から選択される一種または二種以上を含有する前記7に記載の熱間プレス用冷延鋼板。
- [0023] 9. 鋼板の化学成分中、とくにC、P、Mn、Cr、MoおよびTiが下記式(1)を満

たす前記7または8に記載の熱間プレス用冷延鋼板。

記

$$(6[C] + 2[Mn] + 49[P]) / ([Cr]/2 + [Mo]/3 + 7[Ti]) \leq 30.5 \quad \cdot$$

・ ・ (1)

ここで、[M]はM元素の含有量(質量%)であり、元素[M]を含有しない場合は0として計算する。

[0024] 10. 前記鋼板が、表面にAl系めっき層またはZn系めっき層を有する前記6乃至9のいずれか1項に記載の熱間プレス用冷延鋼板。

[0025] 11. 前記6乃至10のいずれかに記載の熱間プレス用冷延鋼板を、 A_{c3} 変態点～1000℃の温度域で加熱後、熱間プレスを行う熱間プレス部材の製造方法。

発明の効果

[0026] 本発明によれば、熱間プレス後に極めて高い引張強さを有すると同時に、優れた耐遅れ破壊特性および高い抵抗スポット溶接後の十字引張強さを兼ね備えた熱間プレス部材を得ることができる。例えば、引張強さが1780MPa以上で、塩酸浸漬後も割れが生じず、さらに抵抗スポット溶接後の十字引張強度がナゲット径6.1mmの条件で5kN以上(好ましくは6.5kN以上)を示す耐遅れ破壊特性および抵抗スポット溶接後の十字引張強さが優れた熱間プレス部材を安定して得ることができる。

また、本発明によれば、加熱時にバラツキの大きい熱間プレス条件であっても、特性の安定した熱間プレス部材を得ることができる。

発明を実施するための形態

[0027] 以下、本発明を具体的に説明する。

まず、本発明の熱間プレス部材および熱間プレス用冷延鋼板のマイクロ組織について詳細に説明する。

〔熱間プレス部材のマイクロ組織〕

熱間プレス部材のマイクロ組織は、旧オーステナイト平均結晶粒径が8μm以下、マルテンサイトの体積分率が90%以上で、粒径が0.05μm以上のセメンタイトが鋼板断面200μm²当たり平均で10個以上存在し、さらに鋼板表面から板

厚方向に100 μm までの範囲で粒径が0.10 μm 未満のTi系析出物が鋼板断面100 μm^2 当たり平均で10個以上存在する鋼組織とする。なお、ここで述べる体積分率は、鋼板の全体に対する体積分率であり、以下同様である。

[0028] 旧オーステナイト平均結晶粒径が8 μm 超では、耐遅れ破壊特性が劣化するため、その上限は8 μm とする。好ましくは7 μm 以下であり、さらに好ましくは6.5 μm 以下である。

[0029] また、マルテンサイトの体積分率が90%未満では、引張強度：1780MPa以上を達成することが困難になる。従って、マルテンサイトの体積分率は90%以上とする。好ましくは93%以上であり、さらに好ましくは95%以上である。100%であっても良い。

残部組織としては、フェライト、ベイナイトおよびパーライト等が考えられるが、これらは合計で4%以下であれば、問題はない。

[0030] 熱間プレス後の鋼板断面内に、粒径が0.05 μm 以上のセメンタイトを、鋼板断面200 μm^2 当たり平均で10個以上存在させる必要がある。好ましくは20個以上である。かようにセメンタイトが析出することで、水素のトラップサイトとなり耐遅れ破壊特性の向上に寄与する上に、抵抗スポット溶接後のHAZ軟化部では、抵抗スポット溶接によりセメンタイトが完全に溶けずに固溶Cが減少するため、溶接後のHAZ軟化部の靱性が向上し、その結果十字引張強さが向上する。一方、セメンタイトの粒径が0.05 μm 未満であったり、粒径は0.05 μm 以上であってもその個数が平均で10個未満であると、耐遅れ破壊特性および抵抗スポット溶接後の十字引張強さが劣化する。また、セメンタイトの粒径の上限については特に制限はないが、1 μm 以下とすることが好ましい。

ここに、粒径が0.05 μm 未満のセメンタイトが存在しても、粒径が0.05 μm 以上のセメンタイトが平均で10個以上存在すれば所望特性の確保は可能である。なお、測定する鋼板断面については特に制限はなく、いずこであっても良い。

[0031] また、鋼板表面から板厚方向に100 μm までの範囲で粒径が0.10 μm 未満のTi系析出物が鋼板断面100 μm^2 当たり平均で10個以上存在することが必要であ

る。好ましくは15個以上である。かように鋼板表層に粒径が $0.10\mu\text{m}$ 未満のTi系析出物を分散させることで、耐遅れ破壊特性および抵抗スポット溶接後の十字引張強さが向上する。一方、Ti系析出物が $0.10\mu\text{m}$ 以上であったり、粒径は $0.10\mu\text{m}$ 未満であってもその個数が平均で10個未満であると、十分な耐遅れ破壊特性および抵抗スポット溶接後の十字引張強度の改善は望めない。ここに、Ti系析出物としては、例えば、TiC、TiN、Ti(C,N)などが挙げられる。また、粒径 $0.10\mu\text{m}$ 以上のTi系析出物が存在しても、粒径 $0.10\mu\text{m}$ 未満のTi系析出物が平均で10個以上あれば所望特性の確保は可能である。

なお、測定する鋼板断面については特に制限はなく、いずこであっても良い。また、対象とするTi系析出物の粒径の下限は $0.005\mu\text{m}$ とする。

[0032] [熱間プレス用冷延鋼板のミクロ組織]

熱間プレス部材として所望の特性を得るためには、熱間プレス用冷延鋼板のミクロ組織を制御することも重要である。すなわち、熱間プレス用冷延鋼板のミクロ組織としては、平均結晶粒径が $4\mu\text{m}$ 以下のマルテンサイトを体積分率で5~45%の範囲で含有し、さらに表層から板厚方向に $100\mu\text{m}$ までの範囲で粒径が $0.10\mu\text{m}$ 未満のTi系析出物を鋼板断面 $100\mu\text{m}^2$ 当たり平均で15個以上存在させる。

[0033] マルテンサイトの平均結晶粒径が $4\mu\text{m}$ を超えると、熱間プレス時にCおよびMnの濃度分布が変化し、所望のセメンタイトの分散状態が得られないため、耐遅れ破壊特性および十字引張強さが低下する。

また、マルテンサイトの体積分率が5%未満でも45%超でも、同様に所望のセメンタイトの分散状態が得られないため、耐遅れ破壊特性および十字引張強さが低下する。好ましくは10%以上40%以下の範囲である。

[0034] また、熱間プレスによって粗大化するTi系析出物も存在するため、粒径 $0.10\mu\text{m}$ 未満のTi系析出物が鋼板断面内にて $100\mu\text{m}^2$ 当たり平均で15個未満では、熱間プレス後に所望のTi系析出物の分布形態が得られないため、耐遅れ破壊特性および抵抗スポット溶接後の十字引張強さが低下するおそれがある。そのため、熱間プレス前の冷延鋼板としては、粒径 $0.10\mu\text{m}$ 未満のTi系析出物は

表層から板厚方向に100 μm までの範囲で100 μm^2 当たり平均で15個以上とする。好ましくは20個以上である。なお、測定する鋼板断面については特に制限はなく、いわゆるC断面でもL断面でもいずれでも良い。

[0035] さらに、熱間プレス後に所望の旧オーステナイト粒径を得るためには、熱間プレス前の冷延鋼板のミクロ組織としては、平均アスペクト比が3.0以下で、平均結晶粒径が7 μm 以下のフェライトを体積率で20%以上含有している方が好ましい。この体積率の好適な上限値は80%である。その理由は、フェライト以外の硬質相にCやMnが濃縮してしまい、熱間プレス後に所望の旧オーステナイトの結晶粒径が得られないからである。

残部組織としては、ベイナイトやパーライト等が考えられるが、これらは合計で25%以下であれば、問題はない。

[0036] 熱間プレス用冷延鋼板において、平均結晶粒径が4 μm 以下のマルテンサイトを体積分率で5~45%の範囲という要件は、後述する冷延鋼板の製造工程中、主に熱間圧延および焼鈍工程によって、また鋼板表面から板厚方向に100 μm までの範囲で粒径が0.10 μm 未満のTi系析出物が鋼板断面100 μm^2 当たり平均で15個以上という要件は、主に連続鋳造、熱間圧延および焼鈍工程によって達成される。

[0037] 次に、本発明の熱間プレス部材および熱間プレス用冷延鋼板の好適成分組成について説明する。なお、成分についての「%」表示は「質量%」を意味する。

C : 0.28%以上0.42%未満

Cは、鋼板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を強化して鋼の強度を高めるのに重要な元素である。しかしながら、Cの含有量が0.28%未満では熱間プレス後のマルテンサイトの硬度が不十分のため、引張強さ：1780MPa以上が得られない。好ましいC量は0.30%以上である。一方、Cを0.42%以上添加すると、抵抗スポット溶接後の硬度が硬くなり、靱性が低下して、十字引張強さが低下する。好ましいC量は0.40%未満であり、さらに好ましくは0.39%未満である。

[0038] Si : 1.5%以下

Siは、フェライトを固溶強化し、高強度化に有効な元素である。しかしながら、Siの過剰な添加は抵抗スポット溶接時における靱性が低下して十字引張強さが劣化するため、その含有量は1.5%以下とする。好ましくは1.2%以下である。なお、Siの下限は特に規定されないが、極低Si化はコストの増加を招くため、0.005%とすることが好ましい。

[0039] Mn : 1.1%以上2.4%以下

Mnは、熱間プレス時の焼入れ性を高めるため、熱間プレス後のマルテンサイトの形成、すなわち高強度化に寄与する元素である。その効果を得るためには、Mn量を1.1%以上とする必要がある。好ましくは1.3%以上である。一方、Mnを過剰に含有した場合、抵抗スポット溶接後にPが偏析して十字引張強さが低下するため、Mn量は2.4%以下とする。好ましくは2.2%以下であり、さらに好ましくは2.0%未満である。

[0040] P : 0.05%以下

Pは、固溶強化により高強度化に寄与するが、過剰に添加された場合には、粒界への偏析が著しくなって粒界を脆化させるため、抵抗スポット溶接後の十字引張強さが低下することから、P含有量は0.05%以下とする。好ましくは0.02%以下である。なお、Pの下限は特に規定されないが、極低P化は製鋼コストの上昇を招くため、0.0005%とすることが好ましい。

[0041] S : 0.005%以下

Sの含有量が多い場合には、MnSなどの硫化物が多く生成し、水素侵入時にその介在物が起点となって割れの発生を招くため、耐遅れ破壊特性が低下する。そのため、S含有量の上限を0.005%とする。好ましくは0.0045%以下である。なお、Sの下限は特に規定されないが、極低S化はPと同様に、製鋼コストの上昇を招くため、0.0002%とすることが好ましい。

[0042] Al : 0.01%以上0.50%以下

Alは、脱酸に必要な元素であり、この効果を得るためには0.01%以上含有することが必要である。一方、0.50%を超えてAlを含有しても効果が飽和す

るため、Al量は0.50%以下とする。好ましくは0.40%以下である。

[0043] N : 0.010%以下

Nは、粗大な窒化物を形成して耐遅れ破壊特性を劣化させることから、含有量を抑える必要がある。特にN量が0.010%超になると、この傾向が顕著となることから、N含有量は0.010%以下とする。好ましくは0.008%以下である。

[0044] Ti : 0.005%以上0.15%以下

Tiは、微細な炭窒化物を形成することで、強度上昇に寄与する元素である。さらに、本発明においては、鋼板表層に微細なTi析出物を分散させることで、水素トラップサイトとスポット溶接後の鋼板組織微細化に寄与し、耐遅れ破壊特性および抵抗スポット溶接後の十字引張強さを向上させる効果がある。このような効果を発揮させるためには、Tiを0.005%以上含有させる必要がある。好ましくは0.010%以上である。一方、Tiを多量に添加すると、熱間プレス後の伸びが著しく低下するため、Ti含有量は0.15%以下とする。好ましくは0.12%以下である。

[0045] Mo : 0.50%以下

Moは、熱間プレス時の焼入れ性を高めるため、熱間プレス後のマルテンサイトの形成、すなわち高強度化に寄与する元素である。その効果を得るためには、Moを0.005%以上含有させるのが好ましい。より好ましくは0.01%以上である。一方、多量にMoを添加しても上記効果は飽和し、かえってコスト増を招き、さらに化成処理性が劣化するため、そのMo含有量は0.50%以下とする。

[0046] Cr : 0.50%以下

Crも、Moと同様、熱間プレス時の焼入れ性を高めるため、熱間プレス後のマルテンサイトの形成、すなわち高強度化に寄与する元素である。その効果を得るためには0.005%以上含有させることが好ましい。より好ましくは0.01%以上である。一方、多量にCrを添加しても上記効果は飽和し、さらに表面酸化物を形成することからめっき性が劣化するため、Cr含有量は0.50%以下

とする。

[0047] また、本発明では、成分中、特にC、P、Mn、Cr、MoおよびTiについて次式(1)を満足させることが好ましい。

$$(6[C] + 2[Mn] + 49[P]) / ([Cr]/2 + [Mo]/3 + 7[Ti]) \leq 30.5 \quad \cdot \cdot (1)$$

ここで、[M]はM元素の含有量(質量%)

上掲式は、耐遅れ破壊特性および十字引張強さを確保する上での指標になるもので、左辺の値が30.5を超えると、耐遅れ破壊特性および十字引張強さを兼備することが困難となる場合がある。

[0048] さらに、本発明では、以下の成分を適宜含有させることもできる。

Nb : 0.15%以下

Nbは、微細な炭窒化物を形成することで、強度上昇に寄与する元素である。さらに、本発明においては、微細なNb系析出物が、水素のトラップサイトとなることに加えて、熱間プレス時のオーステナイト粒径を微細化することから、耐遅れ破壊特性および抵抗スポット溶接後の十字引張強さの向上に寄与する元素である。このような効果を発揮させるためには、Nbを0.005%以上含有させることが好ましい。一方、Nbを多量に添加しても上記の効果は飽和し、かえってコスト増を招くため、Nb含有量は0.15%以下とする。好ましくは0.12%以下であり、さらに好ましくは0.10%以下である。

[0049] B : 0.0050%以下

Bは、熱間プレス時の焼入れ性を高めるため、熱間プレス後のマルテンサイトの形成、すなわち高強度化に寄与する元素である。また、粒界に偏析することで粒界強度を向上させるため、耐遅れ破壊特性に有効である。このような効果を発現させるためには、Bを0.0002%以上含有させるのが好ましい。しかし、過剰なB添加は韌性を劣化させ、抵抗スポット溶接後の十字引張強さを低下させるため、B含有量を0.0050%以下とする。好ましくは0.0040%以下である。

[0050] Sb : 0.001%以上0.020%以下

Sbは、熱間プレス前に鋼板を加熱してから熱間プレスの一連の処理によって鋼板を冷却する前に、鋼板表層部に生じる脱炭層を抑制する効果を有する。そのため、板面の硬度分布が均一となり耐遅れ破壊特性が向上する。このような効果を発現するためには、Sbの添加量は0.001%以上とすることが好ましい。一方、Sbが0.020%を超えて添加されると、圧延負荷荷重が増大し、生産性を低下させることから、Sb量は0.020%以下とすることが好ましい。

[0051] Ca : 0.005%以下、Mg : 0.005%以下、REM : 0.005%以下

Ca、Mg、REMは、硫化物および酸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、耐遅れ破壊特性が向上する。このような効果を発現するためには、それぞれ0.0005%以上添加するのが好ましい。一方、過度の添加は、介在物の増加を引き起こし耐遅れ破壊特性を劣化させるため、それぞれの添加量は0.005%以下とすることが好ましい。ここでREMはSc、Yおよびランタノイドを含む元素である。

[0052] V : 0.15%以下

Vは、微細な炭窒化物を形成することで、強度上昇に寄与する元素である。このような効果を得るためには、Vを0.01%以上含有させることが好ましい。一方、多量のV添加は、抵抗スポット溶接時における靱性が低下して、引張せん断応力が劣化するため、V添加量は0.15%以下とすることが好ましい。

[0053] Cu : 0.50%以下

Cuは、固溶強化により高強度化に寄与するだけでなく、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。これら効果を発揮するためにはCuを0.05%以上含有させることが好ましい。一方、Cuを0.50%超含有させても効果が飽和し、またCuに起因する表面欠陥が発生しやすくなるため、Cu含有量は0.50%以下とすることが好ましい。

[0054] Ni : 0.50%以下

Niも、Cu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。また、Cuと同時に添加すると、Cu起因の表面欠陥を抑制する効果があるので、Cu添加時に有効である。これら効果を発揮するためにはNiを0.05%以上含有させることが好ましい。しかし、多量のNi添加は、抵抗溶接時における靱性が低下して十字引張強さが低下するため、Ni含有量は0.50%以下とすることが好ましい。

[0055] Sn : 0.50%以下

Snも、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。これら効果を発揮するためにはSnを0.05%以上含有させることが好ましい。しかし、多量のSn添加は、抵抗溶接時における靱性が低下して耐遅れ破壊特性および抵抗スポット溶接後の十字引張強さの向上が低下するため、Sn含有量は0.50%以下とすることが好ましい。

[0056] Zn : 0.10%以下

Znは、熱間プレス時の焼入れ性を高めるため、熱間プレス後のマルテンサイトの形成、すなわち高強度化に寄与する元素である。これら効果を発揮するためにはZnを0.005%以上含有させることが好ましい。しかし、多量のZn添加は、抵抗溶接時における靱性が低下して十字引張強さが低下するため、Zn含有量は0.10%以下とすることが好ましい。

[0057] Co : 0.10%以下

Coも、CuやNiと同様、水素過電圧を向上させて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。これら効果を発揮するためにはCoを0.005%以上含有させることが好ましい。しかし、多量のCo添加は、抵抗溶接時における靱性が低下して十字引張強さが低下するため、Co含有量は0.10%以下とすることが好ましい。

[0058] Zr : 0.10%以下

Zrも、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。これら効果を発揮するためにはZrを0.005%以上含有させることが好ましい。しかし、多量のZr添加は

、抵抗溶接時における靱性が低下して十字引張強さが低下するため、Zr含有量は0.10%以下とすることが好ましい。

[0059] Ta : 0.10%以下

Taは、Tiと同様に、合金炭化物や合金窒化物を生成して高強度化に寄与する。その効果を得るためには0.005%以上添加することが好ましい。一方、Taを過剰に添加してもその添加効果が飽和する上、合金コストも増加する。そのため、その添加量は0.10%以下とすることが好ましい。

[0060] W : 0.10%以下

Wも、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。これら効果を発揮するためにはWを0.005%以上含有させることが好ましい。しかし、多量のW添加は、抵抗溶接時における靱性が低下して十字引張強さが低下するため、W含有量は0.10%以下とすることが好ましい。

[0061] 以上述べた以外の残部はFeおよび不可避不純物とする。

[0062] 次に、本発明の熱間プレス用冷延鋼板および熱間プレス部材のめっき層について詳細に説明する。

〔熱間プレス用冷延鋼板のめっき層〕

本発明の熱間プレス用冷延鋼板は、めっき層が付与されていない冷延鋼板ままでもよいが、熱間プレスによる酸化を防止するため、もしくは耐食性を向上させるために、熱間プレス前の冷延鋼板の表面にめっき層を付与してもよい。

[0063] 本発明において熱間プレス用冷延鋼板の表面に付与されるめっき層としては、Al系めっき層またはZn系めっき層が好適である。これらのめっき層を熱間プレス用冷延鋼板の表面に付与することにより、熱間プレスによる鋼板表面の酸化が防止され、さらに、熱間プレス部材の耐食性が向上する。

[0064] Al系めっき層としては、たとえば、溶融めっき法により形成されたAl-Siめっき層が例示される。また、Zn系めっき層としては、たとえば、溶融めっき法により形成された溶融Znめっき層、これを合金化した合金化溶融Znめっ

き層、電気めっき法により形成された電気Znめっき層、電気Zn-Ni合金めっき層などが例示される。

[0065] ただし、Al系めっき層またはZn系めっき層は上記のめっき層に限定されるものではなく、主成分であるAlまたは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。Al系めっき層またはZn系めっき層の形成方法についても何ら限定されるものではなく、公知の溶融めっき法、電気めっき法、蒸着めっき法等がいずれも適用可能である。また、Al系めっき層またはZn系めっき層は、めっき工程後に合金化処理を施しためっき層であってもよい。

本発明では、特に熱間プレス部材の耐食性をより一層向上させたり、熱間プレス成形時の溶融Znに起因する液体金属脆性割れを防止する上で、Zn系めっき層がZn-Ni合金めっき層であるとより好適である。

[0066] 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5~150g/m²のめっき層を有することが好ましい。めっき付着量が5g/m²未満では耐食性の確保が困難になる場合があり、一方150g/m²を超えると耐めっき剥離性が劣化する場合がある。

[0067] [熱間プレス部材のめっき層]

Al系めっき層またはZn系めっき層が付与された熱間プレス用冷延鋼板を、加熱した後、熱間プレスを行うと、Al系めっき層または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生成すると同時に、逆に、下地鋼板成分であるFeがAl系めっき層中またはZn系めっき層中に拡散して固溶相や金属間化合物を生成する。また、Al系めっき層の表面にはAlを含有する酸化物皮膜が生成し、Zn系めっき層の表面にはZnを含有する酸化物皮膜が生成する。

[0068] 一例を挙げると、Al-Siめっき層を加熱すると、めっき層は、Siを含有するFe-Al金属間化合物を主体とするめっき層へと変化する。また、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、表層の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を含有する固溶層、ZnNiを主体とする金属間化合物、表層のZnO層等が形成される。

なお、本発明においては、上述のとおり、Al系めっき層が付与された熱間プレス用冷延鋼板を加熱することにより形成されるAlを含有するめっき層をAl系めっき層と呼び、Zn系めっき層が付与された熱間プレス用冷延鋼板を加熱することにより形成されるZnを含有するめっき層をZn系めっき層と呼ぶこととする。

[0069] 次に、本発明の熱間プレス用冷延鋼板の好ましい製造方法について説明する。

本発明では、上記冷延鋼板の製造に際し、まず前記した所定の成分組成を有する溶鋼を、連続鋳造してスラブとし、このスラブを650℃まで6 h以内に冷却する。

その後、再加熱して、仕上げ圧延の最終パスの圧下率を12%以上、該最終パスの直前のパスの圧下率を15%以上とし、仕上げ圧延終了温度が860～950℃の条件で熱間圧延する。

上記の熱間圧延後、冷却停止温度までの第1平均冷却速度を70℃/s以上とし、700℃以下の冷却停止温度まで冷却する1次冷却を施す。

上記の1次冷却後、巻取温度までの第2平均冷却速度を5～50℃/sとし、450℃以下の巻取温度で巻取る2次冷却を施す。

ついで、巻き取った熱延鋼板を酸洗後、冷間圧延を行ったのち、5～20℃/sの平均昇温速度で700～830℃の温度域まで加熱し、該温度域で15～600秒間均熱する焼鈍を施す。

上記の均熱処理後、第3平均冷却速度を5℃/s以上とし、600℃以下の冷却停止温度まで冷却する3次冷却を施す。

[0070] 以下、上記した製造工程を各工程毎に詳細に説明する。

本発明では、まずスラブを、連続鋳造法により鋳造する。連続鋳造法は、

本発明の課題からして前提となるものであり、しかも鋳型鋳造法と比較して生産能率が高いためである。連続鋳造機としては垂直曲げ型が望ましい。これは、垂直曲げ型は設備コストと表面品質のバランスに優れ、かつ表面亀裂の抑制効果が顕著に発揮されるためである。

[0071]〔スラブ冷却工程〕

上記の連続鋳造を経てスラブとした後、650℃まで6 h以内に冷却する。連続鋳造後、650℃まで6 hを超えて冷却を行うと、Mn等の偏析が顕著となり、かつ結晶粒が粗大化するため、冷延圧延後の鋼板および熱間プレス後の鋼板において所望の結晶粒径が得られない。また、Ti系析出物が粗大化し、熱間圧延前に再溶解できずに粗大なTi系析出物が存在するようになるため、冷延鋼板および熱間プレス後の鋼板において所望とするTi系析出物の分散状態が得られない。熱間圧延開始温度を上昇させるか時間を長くすれば粗大化したTi系析出物の溶解は可能であるが、一方で結晶粒径が大きくなり、冷延圧延後の鋼板および熱間プレス後の鋼板において所望の結晶粒径が得られなくなる。

そのため、このスラブ冷却工程は、本発明において重要な製造工程であり、連続鋳造後の鋼スラブの冷却は650℃まで6 h以内とする。好ましくは650℃まで5 h以内で冷却し、さらに好ましくは650℃まで4 h以内で冷却する。また、650℃まで冷却したならば、その後、引き続き室温まで冷却した後に、再加熱して熱間圧延を施しても良いし、そのまま温片のまま再加熱して熱間圧延に供しても良い。

[0072]〔加熱工程〕

素材である鋼スラブは、鋳造後、再加熱することなく1150～1270℃で熱間圧延を開始するか、もしくは1150～1270℃に再加熱したのち、熱間圧延を開始することが好ましい。熱間圧延の好ましい条件は、まず1150～1270℃の熱間圧延開始温度で鋼スラブを熱間圧延する。

[0073]〔熱間圧延工程〕

・仕上げ圧延の最終パスの圧下率：12%以上

仕上げ圧延の最終パスの圧下率を12%以上にする事は、オーステナイト粒内にせん断帯を多数導入し、熱間圧延後のフェライト変態時の核生成サイトを増大して熱延板の微細化を図り、さらにMnバンドを解消するという観点から必要である。また、表層の鋼板組織の微細化にも有効である。仕上げ圧延の最終パスの好適圧下率は13%以上である。また、この圧下率の上限は特に限定されないが、熱延負荷荷重が増大すると、板の幅方向での板厚変動が大きくなり、耐遅れ破壊特性が劣化するおそれがあるので、30%以下が好ましい。

[0074] ・仕上げ圧延の最終パスの直前のパスの圧下率：15%以上

最終パスの直前のパスの圧下率を15%以上にする事は、歪蓄積効果がより高まってオーステナイト粒内にせん断帯が多数導入され、フェライト変態の核生成サイトがさらに増大して熱延板の組織がより微細化し、さらにMnバンドを解消するという観点から必要である。仕上げ圧延の最終パスの直前パスの好適圧下率は18%以上である。また、この圧下率の上限は特に限定されないが、熱延負荷荷重が増大すると、板の幅方向での板厚変動が大きくなり、耐遅れ破壊特性性の劣化が懸念されるので、30%以下が好ましい。

[0075] ・仕上げ圧延終了温度：860~950℃

熱間圧延は、鋼板内の組織均一化、材質の異方性低減により、焼鈍後の耐抵抗溶接割れ特性を向上させるため、オーステナイト単相域にて終了する必要があるため、仕上げ圧延終了温度は860℃以上とする。一方、仕上げ圧延終了温度が950℃超えでは、熱延組織が粗大になり、焼鈍後の結晶粒も粗大化するため、仕上げ圧延終了温度の上限は950℃とする。

[0076] [熱間圧延後の冷却工程]

・ 1次冷却工程：70℃/s以上の第1平均冷却速度で700℃以下まで冷却

熱間圧延終了後の冷却過程でオーステナイトがフェライト変態するが、高温ではフェライトが粗大化するため、熱間圧延終了後は急冷することで、組織をできるだけ均質化すると同時に、Nb系析出物の生成を抑制する。そのため、まず、1次冷却として、70℃/s以上の第1平均冷却速度で700℃以下ま

で冷却する。この第1平均冷却速度が $70^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満ではフェライトが粗大化されるため、熱延鋼板の鋼板組織が不均質となり、耐遅れ破壊特性および抵抗スポット溶接後の十字引張強さの低下を招く。一方、1次冷却における冷却停止温度が 700°C 超えでは、熱延鋼板の鋼板組織にパーライトが過剰に生成し、最終的な鋼板組織が不均質となり、やはり耐遅れ破壊特性および抵抗スポット溶接後の十字引張強さが低下する。

[0077] ・ 2次冷却工程： $5\sim 50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の第2平均冷却速度で 450°C 以下まで冷却

この2次冷却における平均冷却速度が $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満では、熱延鋼板の鋼板組織にフェライトもしくはパーライトが過剰に生成し、最終的な鋼板組織が不均質となり、またTi系析出物も粗大化するため、耐遅れ破壊特性および抵抗スポット溶接後の十字引張強さが低下する。一方、2次冷却における平均冷却速度が $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ を超えると、熱延鋼板の鋼板組織にパーライトを過剰に生成するため、Cの元素分布が不均一となり、熱間プレス後の耐遅れ破壊特性および抵抗スポット溶接後の十字引張強さが低下する。さらに、 450°C 超の温度までの冷却では、熱延鋼板の鋼板組織にフェライトもしくはパーライトが過剰に生成し、Ti系析出物も粗大化するため、やはり耐遅れ破壊特性および抵抗スポット溶接後の十字引張強さが低下する。

[0078] ・ 巻取り温度： 450°C 以下

巻取り温度が 450°C 超では、熱延鋼板の鋼板組織にフェライトおよびパーライトが過剰に生成し、最終的な鋼板組織が不均質となり、耐遅れ破壊特性および抵抗スポット溶接後の十字引張強さが低下する。これを回避するには、ベイナイト単相で巻き取ることが重要である。また、高温で巻き取るとTi系析出物が粗大化し、耐遅れ破壊特性が低下する。そのため、本発明では、巻取り温度の上限は 450°C とした。好ましくは 420°C 以下である。なお、巻取り温度の下限については、特に規定はしないが、巻取り温度が低温になりすぎると、硬質なマルテンサイトが過剰に生成し、冷間圧延負荷が増大するため、 300°C 以上が好ましい。

[0079] [酸洗工程]

熱間圧延工程後、酸洗を実施し、熱延板表層の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。

[0080]〔冷間圧延工程〕

所定の板厚の冷延板に圧延する冷間圧延工程を行う。この冷間圧延工程は特に限定されず常法に従って実施すればよい。

[0081]〔焼鈍工程〕

冷間圧延後、 $5\sim 20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の平均昇温速度で $700\sim 830^{\circ}\text{C}$ の温度域まで加熱し、該温度域で15秒以上600秒間均熱する。

この焼鈍は、冷間圧延後の再結晶を進行させると共に、熱間プレス後の鋼板組織やTi系析出物の分布状態を制御するために実施する。

この焼鈍工程において、あまりに急速に加熱すると再結晶が進行しにくくなるため、平均昇温速度の上限は $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ とする。一方、昇温速度が小さすぎるとフェライトやマルテンサイト粒が粗大化して、所望の熱間プレス後の鋼板組織が得られないため、 $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の平均昇温速度が必要である。好ましくは $8^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上である。この平均昇温速度を制御することによって、結晶粒の微細化が可能となる。

そして、後述する $700\sim 830^{\circ}\text{C}$ の均熱温度域まで加熱する。

[0082]・均熱温度： $700\sim 830^{\circ}\text{C}$

均熱温度は、フェライトとオーステナイトの2相域の温度域とする。 700°C 未満ではマルテンサイト分率が少なくなり、オーステナイト中に高濃度のCおよびMnが濃化するため、熱間プレス後に所望のセメンタイトの析出状態が得られない。均熱温度の下限は 700°C とする。一方、均熱温度が高すぎると、オーステナイトの結晶粒成長が顕著となり、結晶粒およびTi系析出物が粗大化し、耐遅れ破壊特性が低下するため、均熱温度は 830°C 以下とする。好ましくは 810°C 以下である。

[0083]・均熱保持時間： $15\sim 600$ 秒

上記の均熱温度において、再結晶の進行および一部もしくは全ての組織のオーステナイト変態のためには、少なくとも15s保持する必要がある。一方

、保持時間が過剰に長いと、Mnのミクロ偏析が助長され、曲げ加工性が劣化することから、保持時間は600秒以内が好ましい。

[0084] 〔冷却工程〕

・均熱後の冷却条件：5℃/s以上の第3平均冷却速度で600℃以下の温度域まで冷却

上記の均熱処理（焼鈍処理）後は、均熱温度から600℃以下の温度域（冷却停止温度）まで、5℃/s以上の平均冷却速度で冷却する必要がある。平均冷却速度が5℃/s未満では、冷却中にフェライト変態が進行して、冷延鋼板のマルテンサイトの体積分率が減少し、Ti系析出物が粗大化するため、耐遅れ破壊特性の確保が困難となる。この平均冷却速度の上限については特に規定されないが、設備上の観点およびコストの面から、30℃/s以下が好適である。また、冷却停止温度が600℃を超える場合には、パーライトが過剰に生成し、鋼板のミクロ組織における所定の体積分率を得られないため、耐遅れ破壊特性が低下する。

その後、溶融亜鉛めっきなどのめっき処理を施してもよいし、かかるめっき処理を施さずに冷延鋼板のまま使用してもよい。

[0085] 〔めっき工程〕

本発明の熱間プレス用冷延鋼板は、上述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、Al系めっき層またはZn系めっき層を施すためのめっき工程を行ってもよい。

めっき工程は何ら限定されるものではなく、公知の溶融めっき法、電気めっき法、蒸着めっき法等がいずれも適用可能である。また、めっき工程後に合金化処理を施してもよい。

[0086] なお、冷延鋼板に対して調質圧延を実施しても良い。この際の好適な伸び率は0.05～2.0%である。

[0087] 上記のようにして得られた冷延鋼板に対して熱間プレスを行って熱間プレス部材とするが、この時の熱間プレス法については特に制限はなく常法に従って行えば良い。以下に一例を示すが、これに限定されるものではない。

例えば、素材である熱間プレス用冷延鋼板を、電気炉、ガス炉、通電加熱炉、遠赤外線加熱炉等を使用して、 A_{c_3} 変態点 $\sim 1000^{\circ}\text{C}$ の温度範囲に加熱し、この温度範囲で0 ~ 600 秒間保持した後、鋼板をプレス機に搬送して、550 $\sim 800^{\circ}\text{C}$ の範囲で熱間プレスを行えばよい。熱間プレス用冷延鋼板を加熱する際の昇温速度は、3 $\sim 200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ とすればよい。

[0088] ここに、 A_{c_3} 変態点は次式によって求めることができる。

$$A_{c_3}\text{変態点} (^{\circ}\text{C}) = 881 - 206\text{C} + 53\text{Si} - 15\text{Mn} - 20\text{Ni} - 1\text{Cr} - 27\text{Cu} + 41\text{Mo}$$

ただし、式中の元素記号は各元素の含有量（質量％）を表す。含有しない元素については、0として計算する。

実施例

[0089] 以下、本発明の実施例について説明する。

なお、本発明は、もとより以下に述べる実施例によって制限を受けるものではなく、本発明の趣旨に適合し得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、それらは何れも本発明の技術的範囲に含まれる。

[0090] 表1に示す成分組成の鋼を溶製し、表2に示す条件で連続鑄造によりスラブとしたのち、 1250°C に加熱後、仕上げ圧延終了温度（FDT）を表2に示す条件で熱間圧延を行った。ついで、熱延鋼板を、表2に示す第1平均冷却速度（冷速1）で冷却停止温度（第1冷却温度）まで冷却した後、第2平均冷却速度（冷速2）で巻取り温度（CT）まで冷却し、コイルに巻取った。

ついで、得られた熱延板を、酸洗後、表2に示す圧下率で冷間圧延を施して、冷延板（板厚：1.4mm）とした。

ついで、かくして得られた冷延鋼板を、連続焼鈍ライン（CAL）もしくは連続溶融めっきライン（CGL）において、表2に示す条件で焼鈍処理を行い、CALを通過した鋼板については冷延鋼板（CR）、CGLを通過した鋼板については溶融亜鉛めっき鋼板（GI）を得た。なお、CGLを通過した鋼板の一部については、溶融亜鉛めっき処理を施した後、さらに 550°C で合金化処理を行い、合金化溶融亜鉛めっき鋼板（GA）を得た。また、溶融アルミめっき処理を施して、溶融アルミめっき鋼板（AS）を得た。さらに、一部はCALにて焼鈍した後に

電気亜鉛めっきライン（EGL）において、電気亜鉛ニッケルめっき鋼板（EZN）を得た。

[0091] ついで、得られた冷延鋼板（めっき鋼板を含む）に対し、表3に示す条件で熱間プレスを実施した。

熱間プレスで使用した金型は、パンチ幅70mm、パンチ肩R 4 mm、ダイ肩R 4 mmで、成形深さは30mmである。冷延鋼板に対する加熱は、加熱速度に応じて赤外線加熱炉または雰囲気加熱炉のいずれかを用い、大気中で行った。また、プレス後の冷却は、鋼板のパンチ・ダイ間での挟み込みと挟み込みから開放したダイ上での空冷とを組み合わせで行い、プレス(開始)温度から150℃まで冷却した。このとき、パンチを下死点にて保持する時間を1～60秒の範囲で変えることで冷却速度を調整した。

[0092] 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JIS 5号引張試験片を採取し、JIS Z 2241に準拠して引張試験を行い、引張強さ（TS）を測定した。

[0093] また、耐遅れ破壊特性の試験に関しては、熱間プレス部材のハット底部の位置からJIS 5号引張試験片を採取し、定荷重試験を実施した。室温で塩酸（pH=3.0）の溶液に浸漬しながら荷重をかけて、破断有無を評価した。負荷応力は900MPaおよび1200MPaとして、両方の負荷応力で100時間以上破断しない場合は耐遅れ破壊特性を良好（○）、負荷応力900MPaでは100時間以上破断しないが、負荷応力1200MPaでは100時間未満で破断した場合を適（△）、両方の負荷応力で100時間未満で破断した場合は耐遅れ破壊特性を劣（×）とした。

[0094] 抵抗スポット溶接後の十字引張強さは、十字引張試験方法（JIS Z 3137）に基づき、50×150mmの十字引張試験片を切り出し、抵抗溶接を施した試験片を用いた。抵抗溶接の条件は、溶接ガンに取付けられたサーボモータ加圧式で単相直流（50Hz）の抵抗溶接機を用いて抵抗スポット溶接を行い、抵抗溶接部を保有した引張試験片を作製した。なお、使用した一对の電極チップは、先端の曲率半径R40mm、先端径6mmを有するアルミナ分散銅のDR型

電極とした。溶接条件は、加圧力を4500N、通電時間は19サイクル（50Hz）、ホールド時間は1サイクル（50Hz）とし、ナゲット径が6.1mmになるように溶接電流は調節した。十字引張強さが6.5kN以上の場合は抵抗スポット溶接後の十字引張強さが良好（○）、5kN以上の場合は適（△）、5kN未満の場合は抵抗スポット溶接後の十字引張強さが劣（×）とした。

[0095] 焼鈍後の冷延鋼板および熱間プレス後の部材のマルテンサイトの体積分率は、鋼板の圧延方向に平行な板厚断面を研磨後、3 vol%ナイトールで腐食し、SEM（走査型電子顕微鏡）を用いて5000倍の倍率で観察し、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、その面積率を体積分率とした。マルテンサイト、旧オーステナイトおよびフェライトの平均結晶粒径は、Media Cybernetics社のImage-Proを用いて、鋼板組織写真から予め各々の旧オーステナイト、フェライトおよびマルテンサイト結晶粒を識別しておいた写真を取り込むことで面積が算出可能であり、その円相当直径を算出し、それらの値を平均して求めた。

[0096] また、Ti系析出物およびセメンタイトの粒径は、L断面について、TEM（透過型電子顕微鏡）を用いて10000倍の倍率で観察し、Image-Proを用いて、下限を0.005 μ mとして、その円相当直径を算出することで粒径を求めた。Ti系析出物およびセメンタイトの個数はTEM（透過型電子顕微鏡）を用いて10000倍の倍率で観察し、10箇所を平均個数を求めた。

かくして得られた冷延鋼板および熱間プレス部材の鋼板組織を表4に示す。また、熱間プレス部材の引張特性、耐遅れ破壊特性および抵抗スポット溶接後の十字引張強さの測定結果を表5に示す。

[0097]

[表1]

表1

鋼種	成分組成 (mass%)													式(1)	Ac ₃ 変態点 (°C)
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Cr	Mo	その他の成分				
A	0.31	0.25	1.77	0.01	0.001	0.03	0.002	0.022	0.20	0.00	-		23.2	804	
B	0.34	1.24	1.69	0.01	0.002	0.02	0.003	0.045	0.00	0.13	Nb:0.02, V:0.01		16.5	857	
C	0.38	0.41	1.45	0.02	0.002	0.03	0.002	0.019	0.15	0.14	B:0.002, Sb:0.008		24.2	808	
D	0.29	0.33	2.21	0.02	0.002	0.03	0.002	0.032	0.00	0.22	Cu:0.22, Ni:0.11		24.0	806	
E	0.32	0.09	1.49	0.01	0.003	0.02	0.002	0.059	0.00	0.19	Sn:0.02, Zn:0.01, Co:0.03		11.3	805	
F	0.34	0.22	2.11	0.02	0.002	0.04	0.003	0.025	0.18	0.00	Zr:0.01, Ta:0.02, W:0.02		27.3	791	
G	0.30	0.54	1.54	0.02	0.002	0.03	0.003	0.019	0.25	0.00	Ca:0.001, Mg:0.001, REM:0.001		22.7	824	
H	0.24	0.25	1.54	0.01	0.001	0.03	0.003	0.018	0.20	0.00	-		22.2	822	
I	0.48	0.02	2.20	0.01	0.001	0.03	0.002	0.035	0.00	0.23	-		24.2	760	
J	0.31	0.43	0.50	0.01	0.001	0.03	0.002	0.041	0.22	0.00	-		8.4	832	
K	0.33	0.19	3.84	0.01	0.001	0.02	0.002	0.015	0.22	0.00	-		47.2	765	
L	0.37	0.21	1.33	0.03	0.001	0.02	0.003	0.000	0.25	0.33	-		27.0	809	
M	0.35	0.22	1.84	0.03	0.001	0.02	0.003	0.031	0.19	0.00	Nb:0.01, B:0.002, Sb:0.01		23.2	793	

式(1): (6C + 2Mn + 49P)/(Cr/2 + Mo/3 + 7Ti)

[0098] [表2-1]

表2-1

試料番号	鋼種	連続構造	熱間圧延						冷間圧延の圧下率	焼鈍				めっき	備考						
			最終パスの直前の圧下率	最終パスの圧下率	FDT	冷速1	第1冷却温度	冷速2		CT	平均昇温速度	均熱温度	保持時間			冷速3	冷却停止温度				
		h	%	%	°C	°C/s	°C	°C	°C/s	°C	°C/s	°C	°C/s	°C	°C	°C	°C/s	°C	秒	°C/s	°C
1	A	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	焼明例				
2	B	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	焼明例				
3	C	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	焼明例				
4	D	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	焼明例				
5	E	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	焼明例				
6	F	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	焼明例				
7	G	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	焼明例				
8	A	3	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	焼明例				
9	A	5	15	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	焼明例				
10	A	5	18	12	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	焼明例				
11	A	5	18	15	860	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	焼明例				
12	A	5	18	15	950	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	焼明例				
13	A	5	18	15	900	70	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	焼明例				
14	A	5	18	15	900	100	700	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	焼明例				
15	A	5	18	15	900	100	640	5	430	50	10	760	180	7	525	GA	焼明例				
16	A	5	18	15	900	100	640	50	430	50	10	760	180	7	525	GA	焼明例				
17	A	5	18	15	900	100	640	20	450	50	10	760	180	7	525	GA	焼明例				
18	A	5	18	15	900	100	640	20	430	30	10	760	180	7	525	GA	焼明例				
19	A	5	18	15	900	100	640	20	430	70	10	760	180	7	525	GA	焼明例				
20	A	5	18	15	900	100	640	20	430	50	5	760	180	7	525	GA	焼明例				
21	A	5	18	15	900	100	640	20	430	50	20	760	180	7	525	GA	焼明例				
22	A	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	720	180	7	525	GA	焼明例				
23	A	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	830	180	7	525	GA	焼明例				
24	A	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	15	7	525	GA	焼明例				
25	A	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	600	7	525	GA	焼明例				
26	A	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	5	525	GA	焼明例				
27	A	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	30	525	GA	焼明例				
28	A	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	600	GA	焼明例				
29	A	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	CR	焼明例				
30	B	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	CR	焼明例				

[0099]

[表2-2]

表2-2

試料 番号	鋼種	連続鋳造 650℃までの 冷却時間 h	熱間圧延						冷間圧延				焼鈍				めっき	備考
			最終パスの 直前の圧下率 %	最終パス の圧下率 %	FDT ℃	冷速1 ℃/s	第1 冷却温度 ℃	冷速2 ℃/s	CT ℃	冷間圧延 の圧下率 %	平均 昇温速度 ℃/s	均熱 温度 ℃	保持 時間 秒	冷速3 ℃/s	冷却 停止温度 ℃			
31	C	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	CR	発明例	
32	D	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	CR	発明例	
33	E	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	CR	発明例	
34	F	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	CR	発明例	
35	G	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	CR	発明例	
36	A	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	AS	発明例	
37	B	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	AS	発明例	
38	C	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	AS	発明例	
39	D	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	AS	発明例	
40	E	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	AS	発明例	
41	F	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	AS	発明例	
42	G	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	AS	発明例	
43	A	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GI	発明例	
44	B	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GI	発明例	
45	C	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GI	発明例	
46	D	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GI	発明例	
47	E	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GI	発明例	
48	F	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GI	発明例	
49	G	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GI	発明例	
50	A	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	EZN	発明例	
51	B	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	EZN	発明例	
52	C	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	EZN	発明例	
53	D	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	EZN	発明例	
54	E	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	EZN	発明例	
55	F	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	EZN	発明例	
56	G	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	EZN	発明例	
57	A	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	発明例	
58	B	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	発明例	
59	C	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	発明例	
60	D	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	発明例	

[表2-3]

表2-3

試料番号	鋼種	連続鋳造 650℃までの 冷却時間	熱間圧延						焼鈍					備考				
			最終バスの 直前の圧下率	最終バスの 圧下率	FDT	冷却1 速度1	第1 冷却温度	冷却2	CT	冷却の 圧下率	平均 昇温速度	均熱 温度	保持 時間		冷却3 速度	冷却 停止温度		
		h	%	%	℃	℃/s	℃	℃	℃/s	℃	℃	%	°C/s	°C	秒	°C/s	°C	
61	E	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	焼明例	
62	F	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	焼明例	
63	G	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	焼明例	
64	A	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	焼明例	
65	A	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	焼明例	
66	A	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	焼明例	
67	A	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	焼明例	
68	A	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	焼明例	
69	A	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	焼明例	
70	A	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	焼明例	
71	A	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	焼明例	
72	A	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	焼明例	
73	A	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	焼明例	
74	A	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	焼明例	
75	A	10	18	15	900	100	640	20	430	50	10	780	180	12	525	GA	比較例	
76	A	5	5	5	900	100	640	20	430	50	10	780	180	12	525	CR	比較例	
77	A	5	18	15	900	30	650	20	430	50	10	800	300	12	525	CR	比較例	
78	A	5	18	15	900	100	770	20	430	50	10	800	200	12	525	GA	比較例	
79	A	5	18	15	900	100	640	2	430	50	10	800	300	12	525	GA	比較例	
80	A	5	18	15	900	100	640	20	700	50	10	800	180	12	525	GA	比較例	
81	A	5	18	15	900	100	640	20	430	50	1	800	300	12	525	GA	比較例	
82	B	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	600	300	12	525	GA	比較例	
83	B	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	950	180	12	525	CR	比較例	
84	B	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	2	12	525	CR	比較例	
85	B	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	1	525	CR	比較例	
86	B	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	700	GA	比較例	
87	H	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	比較例	
88	I	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	比較例	
89	J	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	比較例	
90	J	4	18	15	900	100	640	25	400	50	10	740	120	15	525	GA	焼明例	
91	K	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	焼明例	
92	L	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	比較例	
93	M	5	18	15	900	100	640	20	430	50	10	760	180	7	525	GA	焼明例	

[0101]

[表3-1]

表3-1

試料 番号	鋼種	熱間プレス					備考
		昇温速度	加熱温度	保持時間	熱間プレス 時温度	150°Cまで の冷却速度	
		°C/s	°C	s	°C	°C/s	
1	A	5	900	60	700	100	発明例
2	B	5	900	60	700	100	発明例
3	C	5	900	60	700	100	発明例
4	D	5	900	60	700	100	発明例
5	E	5	900	60	700	100	発明例
6	F	5	900	60	700	100	発明例
7	G	5	900	60	700	100	発明例
8	A	5	900	60	700	100	発明例
9	A	5	900	60	700	100	発明例
10	A	5	900	60	700	100	発明例
11	A	5	900	60	700	100	発明例
12	A	5	900	60	700	100	発明例
13	A	5	900	60	700	100	発明例
14	A	5	900	60	700	100	発明例
15	A	5	900	60	700	100	発明例
16	A	5	900	60	700	100	発明例
17	A	5	900	60	700	100	発明例
18	A	5	900	60	700	100	発明例
19	A	5	900	60	700	100	発明例
20	A	5	900	60	700	100	発明例
21	A	5	900	60	700	100	発明例
22	A	5	900	60	700	100	発明例
23	A	5	900	60	700	100	発明例
24	A	5	900	60	700	100	発明例
25	A	5	900	60	700	100	発明例
26	A	5	900	60	700	100	発明例
27	A	5	900	60	700	100	発明例
28	A	5	900	60	700	100	発明例
29	A	5	900	60	700	100	発明例
30	B	5	900	60	700	100	発明例

[0102]

[表3-2]

表3-2

試料 番号	鋼種	熱間プレス					備考
		昇温速度	加熱温度	保持時間	熱間プレス 時温度	150℃まで の冷却速度	
		°C/s	°C	s	°C	°C/s	
31	C	5	900	60	700	100	発明例
32	D	5	900	60	700	100	発明例
33	E	5	900	60	700	100	発明例
34	F	5	900	60	700	100	発明例
35	G	5	900	60	700	100	発明例
36	A	5	900	60	700	100	発明例
37	B	5	900	60	700	100	発明例
38	C	5	900	60	700	100	発明例
39	D	5	900	60	700	100	発明例
40	E	5	900	60	700	100	発明例
41	F	5	900	60	700	100	発明例
42	G	5	900	60	700	100	発明例
43	A	5	900	60	700	100	発明例
44	B	5	900	60	700	100	発明例
45	C	5	900	60	700	100	発明例
46	D	5	900	60	700	100	発明例
47	E	5	900	60	700	100	発明例
48	F	5	900	60	700	100	発明例
49	G	5	900	60	700	100	発明例
50	A	5	900	60	700	100	発明例
51	B	5	900	60	700	100	発明例
52	C	5	900	60	700	100	発明例
53	D	5	900	60	700	100	発明例
54	E	5	900	60	700	100	発明例
55	F	5	900	60	700	100	発明例
56	G	5	900	60	700	100	発明例
57	A	5	900	60	700	100	発明例
58	B	5	900	60	700	100	発明例
59	C	5	900	60	700	100	発明例
60	D	5	900	60	700	100	発明例

[0103]

[表3-3]

表3-3

試料 番号	鋼種	熱間プレス					備考
		昇温速度	加熱温度	保持時間	熱間プレス 時温度	150°Cまで の冷却速度	
		°C/s	°C	s	°C	°C/s	
61	E	5	900	60	700	100	発明例
62	F	5	900	60	700	100	発明例
63	G	5	900	60	700	100	発明例
64	A	3	900	60	700	100	発明例
65	A	90	900	60	700	100	発明例
66	A	180	900	60	700	100	発明例
67	A	5	830	60	700	100	発明例
68	A	5	950	60	700	100	発明例
69	A	5	900	5	700	100	発明例
70	A	5	900	300	700	100	発明例
71	A	5	900	60	650	100	発明例
72	A	5	900	60	750	100	発明例
73	A	5	900	60	700	50	発明例
74	A	5	900	60	700	300	発明例
75	A	50	900	300	700	300	比較例
76	A	20	900	20	700	300	比較例
77	A	20	900	20	700	300	比較例
78	A	20	900	20	700	300	比較例
79	A	20	900	20	700	300	比較例
80	A	20	900	20	700	300	比較例
81	A	50	900	10	700	300	比較例
82	B	10	900	60	700	200	比較例
83	B	100	900	30	700	400	比較例
84	B	20	900	20	700	300	比較例
85	B	20	900	20	700	300	比較例
86	B	20	900	20	700	300	比較例
87	H	5	900	60	700	100	比較例
88	I	5	900	60	700	100	比較例
89	J	5	900	60	700	100	比較例
90	J	5	900	60	750	500	発明例
91	K	5	900	60	700	100	発明例
92	L	5	900	60	700	100	比較例
93	M	5	900	60	700	100	発明例

[0104]

[表4-1]

表4-1

試料番号	冷延鋼板の鋼板組織				熱間プレス部材の鋼板組織				備考	
	マルテンサイト		フェライト		マルテンサイト		セメントライト			
	体積分率 (%)	平均粒径 (μm)	体積分率 (%)	平均粒径 (μm)	体積分率 (%)	平均粒径 (μm)	体積分率 (%)	平均粒径 (μm)		
1	10	2	75	5	24	98	6	20	21	発明例
2	12	3	78	5	22	100	5	21	22	発明例
3	24	3	61	6	24	99	5	23	28	発明例
4	18	3	74	6	21	97	7	24	22	発明例
5	22	3	70	6	29	95	6	29	33	発明例
6	8	2	80	7	30	97	6	24	24	発明例
7	11	2	76	6	25	99	7	21	22	発明例
8	15	3	76	6	26	98	6	23	24	発明例
9	15	2	75	6	24	97	6	22	23	発明例
10	16	3	78	5	26	99	6	24	22	発明例
11	18	3	74	6	25	98	7	23	25	発明例
12	14	3	73	6	22	100	7	22	22	発明例
13	9	2	82	5	26	97	7	21	24	発明例
14	14	3	79	6	27	99	6	25	22	発明例
15	23	3	68	5	31	99	6	21	23	発明例
16	19	3	77	7	26	99	6	22	24	発明例
17	24	3	69	6	25	99	6	25	21	発明例
18	24	3	68	5	24	99	7	24	23	発明例
19	18	3	69	6	25	99	6	23	22	発明例
20	22	3	67	6	26	98	7	24	25	発明例
21	8	2	88	6	25	98	6	25	15	発明例
22	11	2	78	6	28	98	6	22	18	発明例
23	15	3	77	7	24	100	7	21	19	発明例
24	15	3	76	6	25	99	6	22	20	発明例
25	16	3	76	6	25	98	5	25	16	発明例
26	23	3	68	5	26	97	6	22	15	発明例
27	11	3	80	5	25	99	7	21	14	発明例
28	15	2	69	6	28	98	7	22	19	発明例
29	15	3	80	5	25	100	6	21	19	発明例
30	16	2	80	6	26	97	6	23	20	発明例

[0105]

[表4-2]

表4-2

試料 番号	冷延鋼板の鋼板組織				熱間プレス部材の鋼板組織				備考		
	マルテンサイト		フェライト		マルテンサイト		旧オーステナイト			セメントライト	
	体積分率 (%)	平均粒径 (μm)	体積分率 (%)	平均粒径 (μm)	体積分率 (%)	平均粒径 (μm)	体積分率 (%)	平均粒径 (μm)		(個 / $200\mu\text{m}^2$)	(個 / $100\mu\text{m}^2$)
31	15	3	78	7	24	99	7	24	22	22	棄明例
32	10	3	77	5	26	99	6	29	24	24	棄明例
33	16	3	79	6	25	99	6	24	23	23	棄明例
34	18	3	75	6	22	99	6	21	22	22	棄明例
35	11	3	76	5	26	99	7	23	18	18	棄明例
36	15	2	74	6	27	99	7	22	33	33	棄明例
37	15	2	72	6	31	99	7	24	24	24	棄明例
38	18	3	70	5	26	98	6	23	22	22	棄明例
39	14	3	80	6	25	97	6	22	24	24	棄明例
40	9	2	81	7	24	99	6	21	23	23	棄明例
41	14	3	79	6	25	98	6	22	22	22	棄明例
42	23	3	71	6	26	98	7	21	25	25	棄明例
43	10	2	81	6	25	98	6	22	22	22	棄明例
44	15	3	75	5	28	99	7	25	24	24	棄明例
45	15	2	79	6	24	99	6	22	22	22	棄明例
46	16	3	78	7	20	99	6	21	23	23	棄明例
47	23	3	68	6	21	99	7	22	24	24	棄明例
48	11	2	80	5	25	99	6	21	21	21	棄明例
49	15	3	80	6	21	99	5	23	23	23	棄明例
50	15	2	77	6	24	98	7	24	22	22	棄明例
51	22	3	68	6	25	97	7	29	25	25	棄明例
52	8	2	81	6	25	99	6	24	22	22	棄明例
53	11	3	80	6	26	95	6	21	25	25	棄明例
54	15	2	80	5	25	97	6	21	22	22	棄明例
55	15	3	77	6	28	99	6	23	24	24	棄明例
56	16	2	77	7	25	98	7	24	22	22	棄明例
57	22	3	65	5	26	97	6	29	23	23	棄明例
58	8	3	81	6	24	99	7	24	24	24	棄明例
59	11	2	80	6	26	98	6	21	21	21	棄明例
60	15	3	80	5	25	100	6	23	23	23	棄明例

[0106]

[表4-3]

表4-3

試料番号	冷延鋼板の鋼板組織				熱間プレス部材の鋼板組織				備考	
	マルテンサイト		フェライト		マルテンサイト		セメンタイト			
	体積分率 (%)	平均粒径 (μm)	体積分率 (%)	平均粒径 (μm)	体積分率 (%)	平均粒径 (μm)	(個 / 200 μm ²)	0.10 μm未満のTi系析出物 (個 / 100 μm ²)		
61	15	2	79	6	22	97	7	22	22	発明例
62	15	3	79	6	26	99	6	24	24	発明例
63	16	3	79	5	27	99	5	23	23	発明例
64	15	3	77	6	31	99	6	22	22	発明例
65	10	3	82	7	25	99	7	21	25	発明例
66	16	3	79	6	28	99	7	22	22	発明例
67	18	2	78	6	25	99	6	21	24	発明例
68	11	3	77	6	26	98	6	22	22	発明例
69	15	2	80	6	25	97	7	25	23	発明例
70	15	3	80	5	28	99	6	24	24	発明例
71	18	2	70	6	24	95	6	21	25	発明例
72	11	3	79	7	20	97	7	21	22	発明例
73	15	3	80	5	21	99	6	16	29	発明例
74	15	3	80	7	25	98	6	35	19	発明例
75	18	5	78	6	5	94	9	7	9	比較例
76	19	5	67	6	11	95	8	12	7	比較例
77	18	5	70	8	4	89	8	8	4	比較例
78	19	5	74	7	6	97	7	8	4	比較例
79	18	5	72	6	8	96	7	8	9	比較例
80	10	5	78	6	11	98	7	15	5	比較例
81	12	5	72	7	4	98	9	4	4	比較例
82	0	2	90	8	25	98	9	3	14	比較例
83	11	7	20	5	2	94	9	7	7	比較例
84	4	1	90	6	7	96	10	34	5	比較例
85	3	2	88	7	14	97	9	7	7	比較例
86	4	2	90	6	11	98	7	9	8	比較例
87	4	2	91	6	20	98	5	22	18	比較例
88	24	6	68	7	13	99	7	21	9	比較例
89	28	5	70	6	20	98	6	5	16	比較例
90	15	3	75	6	20	99	6	11	13	発明例
91	14	3	78	6	21	98	7	12	12	発明例
92	18	5	71	6	10	98	6	8	7	比較例
93	21	3	68	5	21	99	6	25	23	発明例

下線部:本発明範囲外

[0107]

[表5-1]

表5-1

試料 番号	引張特性		耐遅れ 破壊特性	十字引張強さ	備考
	TS				
	MPa				
1	1830		○	○	発明例
2	1881		○	○	発明例
3	2054		○	○	発明例
4	1855		○	○	発明例
5	1864		○	○	発明例
6	1801		○	○	発明例
7	1822		○	○	発明例
8	1813		○	○	発明例
9	1790		○	○	発明例
10	1830		○	○	発明例
11	1822		○	○	発明例
12	1812		○	○	発明例
13	1815		○	○	発明例
14	1822		○	○	発明例
15	1821		○	○	発明例
16	1822		○	○	発明例
17	1834		○	○	発明例
18	1885		○	○	発明例
19	1845		○	○	発明例
20	1834		○	○	発明例
21	1846		○	○	発明例
22	1855		○	○	発明例
23	1824		○	○	発明例
24	1834		○	○	発明例
25	1834		○	○	発明例
26	1850		○	○	発明例
27	1848		○	○	発明例
28	1884		○	○	発明例
29	1821		○	○	発明例
30	1818		○	○	発明例

[0108]

[表5-2]

表5-2

試料 番号	引張特性	耐遅れ 破壊特性	十字引張強さ	備考
	TS			
	MPa			
31	1994	○	○	発明例
32	1798	○	○	発明例
33	1818	○	○	発明例
34	1822	○	○	発明例
35	1819	○	○	発明例
36	1833	○	○	発明例
37	1843	○	○	発明例
38	1985	○	○	発明例
39	1821	○	○	発明例
40	1819	○	○	発明例
41	1822	○	○	発明例
42	1834	○	○	発明例
43	1848	○	○	発明例
44	1816	○	○	発明例
45	2013	○	○	発明例
46	1854	○	○	発明例
47	1824	○	○	発明例
48	1833	○	○	発明例
49	1819	○	○	発明例
50	1824	○	○	発明例
51	1834	○	○	発明例
52	1994	○	○	発明例
53	1845	○	○	発明例
54	1834	○	○	発明例
55	1825	○	○	発明例
56	1819	○	○	発明例
57	1834	○	○	発明例
58	1834	○	○	発明例
59	1994	○	○	発明例
60	1841	○	○	発明例

[0109]

[表5-3]

表5-3

試料 番号	引張特性		耐遅れ 破壊特性	十字引張強さ	備考
	TS				
	MPa				
61	1819		○	○	発明例
62	1810		○	○	発明例
63	1813		○	○	発明例
64	1822		○	○	発明例
65	1834		○	○	発明例
66	1821		○	○	発明例
67	1812		○	○	発明例
68	1822		○	○	発明例
69	1831		○	○	発明例
70	1815		○	○	発明例
71	1808		○	○	発明例
72	1809		○	○	発明例
73	1822		○	○	発明例
74	1809		○	○	発明例
75	1833		×	×	比較例
76	1855		×	×	比較例
77	1833		×	×	比較例
78	1833		×	×	比較例
79	1846		×	×	比較例
80	1811		×	×	比較例
81	1805		×	×	比較例
82	1812		×	○	比較例
83	1849		×	×	比較例
84	1914		×	×	比較例
85	1894		×	×	比較例
86	1944		×	×	比較例
87	<u>1588</u>		○	○	比較例
88	2433		×	×	比較例
89	1884		×	×	比較例
90	1822		△	△	発明例
91	1834		△	△	発明例
92	1810		×	×	比較例
93	1855		○	○	発明例

下線部: 本発明範囲外

[0110] 表5に示したとおり、成分組成および熱間プレス後のミクロ組織が本発明の適正範囲を満足する発明例はいずれも、高い引張強度は言うまでもなく、

優れた耐遅れ破壊特性と、高い抵抗スポット溶接後の十字引張強さを併せて得ることができた。

請求の範囲

- [請求項1] 鋼板のミクロ組織が、旧オーステナイト平均結晶粒径が $8\ \mu\text{m}$ 以下、マルテンサイトの体積分率が90%以上で、粒径が $0.05\ \mu\text{m}$ 以上のセメントイトが鋼板断面 $200\ \mu\text{m}^2$ 当たり平均で10個以上存在し、さらに鋼板表面から板厚方向に $100\ \mu\text{m}$ までの範囲で粒径が $0.10\ \mu\text{m}$ 未満のTi系析出物が鋼板断面 $100\ \mu\text{m}^2$ 当たり平均で10個以上存在し、引張強さが 1780MPa 以上である熱間プレス部材。
- [請求項2] 鋼板の化学成分が、質量%で、C : 0.28%以上0.42%未満、Si : 1.5%以下、Mn : 1.1%以上2.4%以下、P : 0.05%以下、S : 0.005%以下、Al : 0.01%以上0.50%以下、N : 0.010%以下およびTi : 0.005%以上0.15%以下を含有し、かつMo : 0.50%以下およびCr : 0.50%以下から選択される一種または二種を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物からなる請求項1に記載の熱間プレス部材。
- [請求項3] 前記鋼板が、質量%で、さらにNb : 0.15%以下、B : 0.0050%以下、Sb : 0.001%以上0.020%以下、Ca : 0.005%以下、Mg : 0.005%以下、REM : 0.005%以下、V : 0.15%以下、Cu : 0.50%以下、Ni : 0.50%以下、Sn : 0.50%以下、Zn : 0.10%以下、Co : 0.10%以下、Zr : 0.10%以下、Ta : 0.10%以下およびW : 0.10%以下から選択される一種または二種以上を含有する請求項2に記載の熱間プレス部材。
- [請求項4] 鋼板の化学成分中、とくにC、P、Mn、Cr、MoおよびTiが下記式(1)を満たす請求項2または3に記載の熱間プレス部材。

記

$$(6[\text{C}] + 2[\text{Mn}] + 49[\text{P}]) / ([\text{Cr}]/2 + [\text{Mo}]/3 + 7[\text{Ti}]) \leq 30.5 \quad \dots (1)$$

ここで、[M]はM元素の含有量(質量%)であり、元素[M]を含有しない場合は0として計算する。

- [請求項5] 前記鋼板の表層に、Al系めっき層またはZn系めっき層を有する請求項1乃至4のいずれか1項に記載の熱間プレス部材。

[請求項6] 鋼板のミクロ組織が、平均結晶粒径が4 μm 以下のマルテンサイトを体積分率で5～45%の範囲で含有し、さらに鋼板表面から板厚方向に100 μm までの範囲で粒径が0.10 μm 未満のTi系析出物が鋼板断面100 μm^2 当たり平均で15個以上存在する、熱間プレス用冷延鋼板。

[請求項7] 鋼板の化学成分が、質量%で、C：0.28%以上0.42%未満、Si：1.5%以下、Mn：1.1%以上2.4%以下、P：0.05%以下、S：0.005%以下、Al：0.01%以上0.50%以下、N：0.010%以下およびTi：0.005%以上0.15%以下を含有し、かつMo：0.50%以下およびCr：0.50%以下から選択される一種または二種を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物からなる請求項6に記載の熱間プレス用冷延鋼板。

[請求項8] 前記鋼板が、質量%で、さらにNb：0.15%以下、B：0.0050%以下、Sb：0.001%以上0.020%以下、Ca：0.005%以下、Mg：0.005%以下、REM：0.005%以下、V：0.15%以下、Cu：0.50%以下、Ni：0.50%以下、Sn：0.50%以下、Zn：0.10%以下、Co：0.10%以下、Zr：0.10%以下、Ta：0.10%以下およびW：0.10%以下から選択される一種または二種以上を含有する請求項7に記載の熱間プレス用冷延鋼板。

[請求項9] 鋼板の化学成分中、とくにC、P、Mn、Cr、MoおよびTiが下記式(1)を満たす請求項7または8に記載の熱間プレス用冷延鋼板。

記

$$(6[\text{C}] + 2[\text{Mn}] + 49[\text{P}]) / ([\text{Cr}]/2 + [\text{Mo}]/3 + 7[\text{Ti}]) \leq 30.5 \quad \dots (1)$$

ここで、[M]はM元素の含有量(質量%)であり、元素[M]を含有しない場合は0として計算する。

[請求項10] 前記鋼板が、表面にAl系めっき層またはZn系めっき層を有する請求項6乃至9のいずれか1項に記載の熱間プレス用冷延鋼板。

[請求項11] 請求項6乃至10のいずれかに記載の熱間プレス用冷延鋼板を、 A_{c_3} 変態点～1000℃の温度域で加熱後、熱間プレスを行う熱間プレス部材の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2017/024257

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, C22C38/38(2006.01)i, C22C38/60(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)
C22C38/00-38/60, C21D9/46-9/48, B21D22/20, C21D1/18, C21D9/00

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	1996-2017
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2017	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2017

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X Y	JP 2007-314817 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 06 December 2007 (06.12.2007), tables 1 to 5, steel G, sample material no.21; paragraph [0079] (Family: none)	1, 3-6, 8-11 2, 7
Y	JP 2010-174279 A (JFE Steel Corp.), 12 August 2010 (12.08.2010), table 1, steel No.23 to 25 (Family: none)	2, 7
Y	JP 2010-174278 A (JFE Steel Corp.), 12 August 2010 (12.08.2010), table 1, steel No.26 to 28 (Family: none)	2, 7

Further documents are listed in the continuation of Box C. See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	"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
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"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
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"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
"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)	"&" document member of the same patent family
"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	

Date of the actual completion of the international search 01 September 2017 (01.09.17)	Date of mailing of the international search report 12 September 2017 (12.09.17)
---	--

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/JP2017/024257

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	JP 2006-152427 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 15 June 2006 (15.06.2006), tables 1 to 2, example No.3 to 6; paragraph [0036] (Family: none)	1,3-5
X	WO 2015/147216 A1 (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 01 October 2015 (01.10.2015), tables 1 to 3, test no.1 to 2, 5 to 9, 11, 20; paragraph [0085] & US 2017/0096724 A1 tables 1 to 3, tests 1 to 2, 5 to 9, 11, 20; paragraph [0090] & EP 3124637 A1 & CN 106103782 A & KR 10-2016-0123372 A	1,3-5
X	JP 2017-43825 A (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 02 March 2017 (02.03.2017), tables 1 to 3, sample materials 1 to 5, 7 to 11 (Family: none)	1,3-5

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, C22C38/38(2006.01)i, C22C38/60(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. C22C38/00-38/60, C21D9/46-9/48, B21D22/20, C21D1/18, C21D9/00

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	1971-2017年
日本国実用新案登録公報	1996-2017年
日本国登録実用新案公報	1994-2017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)

JSTPlus (JDreamIII)

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
X Y	JP 2007-314817 A (住友金属工業株式会社) 2007.12.06, 【表1】 - 【表5】 鋼記号 G, 供試材番号 21, 【0079】 (ファミリーなし)	1, 3-6, 8-11 2, 7
Y	JP 2010-174279 A (JFEスチール株式会社) 2010.08.12, 【表1】 鋼 No. 23-25 (ファミリーなし)	2, 7
Y	JP 2010-174278 A (JFEスチール株式会社) 2010.08.12, 【表1】 鋼 No. 26-28 (ファミリーなし)	2, 7

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
 「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
 「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)
 「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
 「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「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
 「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
 「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
 「&」 同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

01.09.2017

国際調査報告の発送日

12.09.2017

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)

蛭田 敦

4K

3237

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
X	JP 2006-152427 A (住友金属工業株式会社) 2006. 06. 15, 【表 1】 - 【表 2】 例 No. 3-6, 【0036】 (ファミリーなし)	1, 3-5
X	WO 2015/147216 A1 (新日鐵住金株式会社) 2015. 10. 01, 【表 1】 - 【表 3】 試験番号 1-2, 5-9, 11, 20, 【0085】 & US 2017/0096724 A1, Table 1-3, Test 1-2, 5-9, 11, 20, [0090] & EP 3124637 A1 & CN 106103782 A & KR 10-2016-0123372 A	1, 3-5
X	JP 2017-43825 A (新日鐵住金株式会社) 2017. 03. 02, 【表 1】 - 【表 3】 供試材 1-5, 7-11 (ファミリーなし)	1, 3-5