

(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 2019/003448 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 38/60 (2006.01)
C21D 9/00 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2017/024258

(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). 澤西 央海

(SAWANISHI Chikaumi); 〒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).

(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3 6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,

(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: The hot-pressed member according to the present invention contains, as the component composition thereof in mass%, 0.28% to less than 0.42% C, 0.05% to 1.5% Si, 1.0% to 3.0% Mn, 0.05% or less of P, 0.005% or less of S, 0.01% to 0.50% Al, 0.005% or less of N, 0.001% to 0.10% Nb, 0.001% to 0.15% Ti, and 0.0002% to 0.0040% B, the remainder being Fe and unavoidable impurities, and the microstructure thereof is configured as a steel structure in which the average crystal grain size of prior austenite grains is 7 μm or less, the volume fraction of martensite is 90% or greater, there are an average of 5 or more Nb-based deposits having a grain size of less than 0.08 μm per 100 μm^2 of steel sheet cross-sectional area in a range from the steel sheet surface to a depth of 100 μm or less in the sheet thickness direction, and an Ni diffusion region having a thickness of 0.5 μm or greater is furthermore present in a surface layer of the steel sheet, whereby it is possible to obtain not only an extremely high tensile strength of 1780 MPa or greater after hot pressing, but also to obtain excellent resistance to cracking in resistance welding as well as excellent delayed fracture resistance after resistance welding.

(57) 要約: 熱間プレス部材について、その成分組成を、質量%で、C: 0.28%以上0.42%未満、Si: 0.05%以上1.5%以下、Mn: 1.0%以上3.0%以下、P: 0.05%以下、S: 0.005%以下、Al: 0.01%以上0.50%以下、N: 0.005%以下、Nb: 0.001%以上0.10%以下、Ti: 0.001%以上0.15%以下およびB: 0.0002%以上0.0040%以下を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物とし、またそのミクロ組織を、旧オーステナイト平均結晶粒径が7 μm 以下で、かつマルテンサイトの体積分率が90%以上で、鋼板表面から板厚方向に100 μm 以内の範囲において、粒径が0.08 μm 未満のNb系析出物が鋼板断面100 μm^2 当たり平均で5個以上存在し、さらに鋼板の表層にNi拡散領域が厚さ0.5 μm 以上存在する鋼組織とすることにより、熱間プレス後にTS: 1780MPa以上という極めて高い引張強度と、優れた耐抵抗溶接割れ性および抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性を併せて得ることができる。

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, 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、耐抵抗溶接割れ性および抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性の向上を図ろうとするものである。

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。

[0004] このような状況で、高強度を得る手法として、最近は、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。

[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、熱間プレス用冷延鋼板の表面にZnを含んだめっきが存在する場合や、熱間プレス用冷延鋼板は非めっき（めっき処理無し）であってもZnを含んだめっき鋼板と抵抗スポット溶接によって組立てられる場合には、溶

接時に鋼板表面の亜鉛が溶融すること、また溶接部近傍に残留応力が生成することにより、液体金属脆性が発生し、鋼板に割れが生じてしまう抵抗溶接割れが懸念される。

[0006] さらに、板隙がある状態で抵抗スポット溶接された場合は、ナゲットの端部に応力がかかるため、その状態で腐食環境に曝されると水素の侵入と共にナゲット端部から割れが発生する抵抗溶接後の遅れ破壊が危惧される。

[0007] 従来、熱間プレス時の液体金属脆性を抑制する方法として、特許文献1には、プレス時の金型の肩部の曲率半径、鋼板の板厚および成形開始温度を制御する方法が開示されている。

また、抵抗スポット溶接部の遅れ破壊を抑制する方法として、特許文献2には、溶接条件を制御する方法が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0008] 特許文献1：特開2013－226599号公報

特許文献2：特開2015－93282号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0009] しかしながら、抵抗スポット溶接時に発生する液体金属脆性は、熱間プレス時に発生する液体金属脆性と比較して、短時間かつ高温域で生じる脆性であるため、両者で液体金属脆性の発生メカニズムが全く異なる。

また、特許文献2のように溶接条件を変化させることで液体金属脆性の発生を抑制することも考えられるが、その場合は溶接機の更新が必要となり高コストとなることから、鋼板そのものの改良により、抵抗溶接割れや抵抗溶接後の遅れ破壊を抑制することが望まれていた。

課題を解決するための手段

[0010] 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、熱間プレス部材の抵抗溶接割れおよび抵抗溶接後の遅れ破壊を抑制するためには、

旧オーステナイト粒界を制御すると共に、鋼板表層に微細なNb系析出物を分散させ、さらに鋼板表層にNiの拡散層を存在させることが有効であり、これにより高い引張強度を有した上で、熱間プレス部材の抵抗溶接割れおよび抵抗溶接後の遅れ破壊を抑制できることを見出した。

[0011] 熱間プレス部材の抵抗スポット溶接時における液体金属脆性は、抵抗スポット溶接の際ナゲット近傍のHAZ（溶接熱影響部）において、旧オーステナイト粒界にZnが侵入して、凝固収縮による引張応力や、打角等が発生した際に曲げモーメントが発生することで電極開放時に引張応力が発生することに起因して生じる。

[0012] この問題の対策としては、具体的には、微細なNb系析出物を鋼板表面から板厚方向に100 μ m以内に分散させて、旧オーステナイト平均結晶粒径を微細化し、抵抗スポット溶接中もこの微細化を維持することで高温中での靱性を向上させることにより、熱間プレス部材の耐抵抗溶接割れ性が向上することを見出した。

[0013] また、鋼板の表層にNi拡散領域（Ni拡散層ともいう）を存在させることで抵抗溶接時に溶融したZnに対して旧オーステナイト粒界への侵入を抑制できるため、熱間プレス部材の耐抵抗溶接割れ性が向上することを見出した。

[0014] さらに、抵抗溶接後の遅れ破壊に関しては、微細なNb系析出物を鋼板表面から板厚方向に100 μ m以内に分散させて水素のトラップサイトとすることにより、腐食環境においても水素の影響を抑制することができ、しかもNi拡散層は電位を貴に上昇させる効果があるため、水素の発生量も抑制することができ、その結果、抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性が向上することを見出した。

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. 鋼板の成分組成が、質量%で、C : 0.28%以上0.42%未満、Si : 0.05%以上1.5%以下、Mn : 1.0%以上3.0%以下、P : 0.05%以下、S : 0.005%以下、Al : 0.01%以上0.50%以下、N : 0.005%以下、Nb : 0.001%以上0.10%以下、Ti : 0.001%以上0.15%以下およびB : 0.0002%以上0.0040%以下を含む

有し、残部はFeおよび不可避免の不純物からなり、鋼板のミクロ組織が、旧オーステナイト平均結晶粒径が $7\mu\text{m}$ 以下で、かつマルテンサイトの体積分率が90%以上で、鋼板表面から板厚方向に $100\mu\text{m}$ 以内の範囲において、粒径が $0.08\mu\text{m}$ 未満のNb系析出物が鋼板断面 $100\mu\text{m}^2$ 当たり平均で5個以上存在し、さらに鋼板の表層にNi拡散領域が厚さ $0.5\mu\text{m}$ 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. 前記鋼板が、質量%で、さらにMo : 0.50%以下、Cr : 0.50%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1に記載の熱間プレス部材。

[0017] 3. 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または2に記載の熱間プレス部材。

[0018] 4. 鋼板の成分組成が、質量%で、C : 0.28%以上0.42%未満、Si : 0.05%以上1.5%以下、Mn : 1.0%以上3.0%以下、P : 0.05%以下、S : 0.005%以下、Al : 0.01%以上0.50%以下、N : 0.005%以下、Nb : 0.001%以上0.10%以下、Ti : 0.001%以上0.15%以下およびB : 0.0002%以上0.0040%以下を含有し、残部はFeおよび不可避免の不純物からなり、鋼板のミクロ組織が、結晶粒の平均アスペクト比が2.5以下のフェライトを体積分率で20%以上含有し、さらに平均結晶粒径が $6\mu\text{m}$ 以内のマルテンサイトを体積分率で10%以上含有し、鋼板表面から板厚方向に $100\mu\text{m}$ 以内の範囲において、粒径が $0.08\mu\text{m}$ 未満のNb系析出物を鋼板断面 $100\mu\text{m}^2$ 当たり平均で10個以上含有し、さらに表面に厚さ $0.5\mu\text{m}$ 以上のNi系めっき層を有する、熱間プレス用冷延鋼板。

[0019] 5. 前記鋼板が、質量%で、さらにMo : 0.50%以下、Cr : 0.50%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4に記載の熱間プレス用冷延鋼板。

[0020] 6. 前記4または5に記載の熱間プレス用冷延鋼板を、 A_{c3} 変態点 $\sim 1000^{\circ}\text{C}$ 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

[0021] 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、優れた耐抵抗溶接割れ性および抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性（以下、抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性を、ただ単に、耐遅れ破壊特性と呼ぶこともある）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、鋼板と角度が付いた電極で溶接した場合も抵抗溶接割れが生じず、また抵抗溶接後に塩酸浸漬した後も割れが生じない、耐抵抗溶接割れ性および耐遅れ破壊特性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

[0022] 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成分組成を前記の範囲にした理由について説明する。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、耐抵抗溶接割れ性および耐遅れ破壊特性が低下する。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。

[0023] Si : 0.05%以上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。その効果を得るためには、Si量を0.05%以上とする必要がある。しかしながら、Siの過剰な添加は抵抗スポット溶接の際に粒内強度と比較して粒界強度の相対的な低下を招き、粒界にZnが侵入して脆化しやすくなるとともに、溶融したZnの合金化挙動が変化することから、耐抵抗溶接割れ性および耐遅れ破壊特性が劣化するため、その含有量は1.5%以下とする。好ましくは1.2%以下、より好ましくは0.8%以下である。

[0024] Mn : 1.0%以上3.0%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1.0%以上とする必要がある。好ましくは1.2%以上である。一方、Mnを過剰に含有した場合、抵抗溶接後のHAZにおけるマルテンサイトの焼戻しが不十分となり、HAZの靱性が劣化するため耐抵抗溶接割れ性が低下する。そのため、Mn量は3.0%以下とする。好ましくは2.8%以下である。

[0025] 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、耐抵抗溶接割れ性および耐遅れ破壊特性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0.04%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。

[0026] 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、耐抵抗溶接割れ性および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。

[0027] 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。

[0028] N : 0.005%以下

Nは、Tiと粗大な窒化物を形成して耐抵抗溶接割れ性および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0.005%超になると、この傾向が顕著となることから、N含有量は0.005%以下とする。好ましくは0.004%以下であり、さらに好ましくは0.0035%以下である。

[0029] Nb : 0.001%以上0.10%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、熱間プレス時のオーステナイト粒径を微細化し、さらに抵抗スポット溶接後も微細化が維持されるため、靱性が向上する結果、耐抵抗溶接割れ性が向上する。また、微細なNb系析出物は、水素のトラップサイトとなるため、抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性も向上する。このような効果を発揮させるためには、Nbを0.001%以上含有させる必要がある。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0.10%以下とする。好ましくは0.09%以下である。

[0030] Ti : 0.001%以上0.15%以下

Tiは、Nbと同様に微細な炭窒化物を形成することで、耐抵抗溶接割れ性および耐遅れ破壊特性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、Tiを0.001%以上含有させる必要がある。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。

[0031] B : 0.0002%以上0.0040%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、耐抵抗溶接割れ性にも有効である。このような効果を発現させるためには、Bを0.0002%以上含有させる必要がある。

る。しかし、過剰にBを添加しても効果は飽和するため、B含有量を0.0040%以下とする。

[0032] また、本発明では、以下の成分を適宜含有させることもできる。

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%以上含有するのが好ましい。さらに好ましくは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。

[0033] 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%以上含有することが必要である。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。

[0034] 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、局所的な応力に対する耐力が増加することから耐抵抗溶接割れ性および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。

[0035] 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、耐抵抗溶接割れ性および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抵抗溶接割れ性および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。

[0036] 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、抵抗溶接時における靱性が低下して、耐抵抗溶接割れ性および耐遅れ破壊特性が劣化するため、V添加量は0.15%以下とすることが好ましい。さらに好ましくは0.10%以下である。

[0037] 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。

[0038] 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するため、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耐抵抗溶接割れ性が劣化するため、Ni含有量は0.50%以下とすることが好ましい。

[0039] 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するため、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抵抗溶接割れ性が劣化するため、Sn含有量は0.50%以下とすることが好ましい。

[0040] 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耐抵抗溶接割れ性および耐遅れ破壊特性が劣化するため、Zn含有量は0.10%以下とすることが好ましい。

[0041] 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耐抵抗溶接割れ性および耐遅れ破壊特性が劣化するため、Co含有量は0.10%以下とすることが好ましい。

[0042] 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耐抵抗溶接割れ性および耐遅れ破壊特性が劣化するため、Zr含有量は0.10%以下とすることが好ましい。

[0043] 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。

[0044] 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耐抵抗溶接割れ性が低下するため、W含有量は0.10%以下とすることが好ましい。

[0045] 以上述べた以外の残部はFeおよび不可避不純物とする。

[0046] 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ミクロ組織について詳細に説明する。

〔熱間プレス部材のミクロ組織〕

熱間プレス部材のミクロ組織は、旧オーステナイト平均結晶粒径が $7\ \mu\text{m}$ 以下で、かつマルテンサイトの体積分率が90%以上であり、鋼板表面から板厚方向に $100\ \mu\text{m}$ 以内の範囲において、粒径が $0.08\ \mu\text{m}$ 未満のNb系析出物が鋼板断面 $100\ \mu\text{m}^2$ 当たり平均で5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。

[0047] 熱間プレス後に旧オーステナイト平均結晶粒径が $7\ \mu\text{m}$ を超えると、抵抗溶接後の靱性が低下するため耐抵抗溶接割れ性が劣化する。このため、旧オーステナイトの平均結晶粒径は $7\ \mu\text{m}$ 以下とする。好ましくは $6.5\ \mu\text{m}$ 以下である。

また、マルテンサイトの体積分率が90%未満であると所望の引張強さが得られない。そのため、マルテンサイトの体積分率は90%以上とする。

[0048] 熱間プレス後の鋼板表面から板厚方向に $100\ \mu\text{m}$ までの範囲において、粒径が $0.08\ \mu\text{m}$ 未満のNb系析出物が鋼板断面 $100\ \mu\text{m}^2$ 当たり平均で5個未満では、抵抗溶接中にオーステナイト単相に逆変態するうちにオーステナイト粒が粗大化してしまい、Znがオーステナイト粒界に侵入して引張応力がかかる時の靱性が劣化することから耐抵抗溶接割れ性が低下する。また、水素トラップサイトとしての機能も不十分となり、抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性も低下する。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。

なお、本発明でいうNb系析出物とは、例えばNbC、NbN、Nb(C, N)などのことである。

[0049] また、鋼板の表層にNi拡散領域が厚さ $0.5\mu\text{m}$ 以上存在することで、耐抵抗溶接割れ性および耐遅れ破壊特性が向上する。そのため、熱間プレス後の鋼板表層にNi拡散領域が厚さ $0.5\mu\text{m}$ 以上存在することとする。

[0050] [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、結晶粒の平均アスペクト比が2.5以下のフェライトを体積分率で20%以上を含有し、さらに平均結晶粒径が $6\mu\text{m}$ 以内のマルテンサイトを体積分率で10%以上を含有し、鋼板表面から板厚方向に $100\mu\text{m}$ 以内の範囲において、粒径が $0.08\mu\text{m}$ 未満のNb系析出物を鋼板断面 $100\mu\text{m}^2$ 当たり平均で10個以上含有することとする。

[0051] フェライト粒の平均アスペクト比が2.5を超えると、熱間プレス後に所望の旧オーステナイト結晶粒径が確保できないため、耐抵抗溶接割れ性および耐遅れ破壊特性が低下する。フェライトの体積分率が20%未満でも、熱間プレス時の逆変態による再結晶が不十分となり、熱間プレス後に所望の旧オーステナイト結晶粒径が得られなくなるため、耐抵抗溶接割れ性および耐遅れ破壊特性が低下する。

[0052] また、マルテンサイト平均結晶粒径が $6\mu\text{m}$ を超えると、熱間プレス後に所望の旧オーステナイト結晶粒径が確保できないため、耐抵抗溶接割れ性および耐遅れ破壊特性が低下する。マルテンサイトの体積分率が10%未満の場合も同様に熱間プレス後に所望の旧オーステナイト粒径が確保できないため、耐抵抗溶接割れ性および耐遅れ破壊特性が低下する。

[0053] さらに、鋼板表面から板厚方向に $100\mu\text{m}$ までの範囲において、粒径が $0.08\mu\text{m}$ 未満のNb系析出物が鋼板断面 $100\mu\text{m}^2$ 当たり平均で10個未満では、熱間プレス後に、鋼板表面から板厚方向に $100\mu\text{m}$ までの範囲において、粒径が $0.08\mu\text{m}$ 未満のNb系析出物を鋼板断面 $100\mu\text{m}^2$ 当たり平均で5個以上確保することが困

難となるため、耐抵抗溶接割れ性および耐遅れ破壊特性が劣化する。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断面いづれでも良い。

[0054] 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は、Ni系めっき層である。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、熱間プレス後に、鋼板表層にNi拡散層が存在することで熱間プレス部材の耐抵抗溶接割れ性および耐遅れ破壊特性が向上する。

[0055] Ni系めっき層としては、Niが含まれていれば、溶融めっき層でも電気めっき層でも良く、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、溶融Alめっき層、電気めっき法により形成された電気Znめっき層の中にNiを含有させためっき層などが例示される。その他、電気Zn-Ni合金めっき層などが挙げられる。

[0056] ただし、Ni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Ni以外に、Al、Zn、Si、Mg、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。Ni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、Ni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。

[0057] 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、Ni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。

[0058] めっき層の厚さは、熱間プレス後に鋼板表層に所望厚のNi拡散層を存在させるために、 $0.5\mu\text{m}$ 以上の厚さとする。なお、めっき層厚の上限は特に限定されないが、熱間プレス時の金型にめっきが付着するのを避けるため、 100μ

m以下とするのが好ましい。

[0059] 〔熱間プレス部材のめっき層〕

Ni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、Ni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Ni系めっき層中に拡散して固溶相や金属間化合物を生成し、鋼板の表層にNi拡散領域を形成する。

ここに、かかるNi拡散領域の厚さが $0.5\mu\text{m}$ に満たないと、満足いくほど優れた耐抵抗溶接割れ性および耐遅れ破壊特性が得られないので、鋼板表層におけるNi拡散領域の厚さは $0.5\mu\text{m}$ 以上とする。なお、このNi拡散領域の厚さの上限は $20\mu\text{m}$ とするのが好ましい。

[0060] 一例を挙げると、Niを含有する、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層等が形成されると同時に、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等が形成される。

[0061] 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鋼素材（スラブ）を、仕上げ圧延終了温度が $850\sim 1000^{\circ}\text{C}$ の条件で熱間圧延する。

上記の熱間圧延後、 $40^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の平均冷却速度で、 500°C 以下の巻取り温度まで冷却する。

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、 850°C 以上の温度域まで加熱後、 $350\sim 450^{\circ}\text{C}$ の温度域まで冷却し、当該温度域で300秒以上保持した後に室温まで冷却する第1の焼鈍を施す。

その後、 $3\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の平均加熱速度で $720\sim 820^{\circ}\text{C}$ の温度域まで加熱し、当該温度域で15秒以上保持した後、平均冷却速度 $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上で、 600°C 以下の冷却停止温度域まで冷却する第2の熱処理を施す。

[0062] 以下、上記した製造工程を各工程毎に詳細に説明する。

〔加熱工程〕

素材である鋼スラブは、鑄造後、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。

本発明では、鋼スラブを製造したのち、一旦室温まで冷却し、その後再加熱する従来法に加え、冷却することなく温片のままで加熱炉に装入する、あるいは保熱を行った後に直ちに圧延する、あるいは鑄造後そのまま圧延する直送圧延・直接圧延などの省エネルギープロセスも問題なく適用できる。

[0063] 〔熱間圧延工程〕

・仕上げ圧延終了温度：850～1000℃

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、耐抵抗溶接割れ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もので、仕上げ圧延終了温度は850℃以上が好ましい。一方、仕上げ圧延終了温度が1000℃超えでは、熱延組織が粗大になり、焼鈍後の耐抵抗溶接割れ性および耐遅れ破壊特性が低下するため、仕上げ圧延終了温度は1000℃以下が好ましい。

[0064] ・冷却工程：40℃／s以上の平均冷却速度で500℃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、40℃／s以上の平均冷却速度で500℃以下まで冷却する。この平均冷却速度が40℃／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、耐抵抗溶接割れ性および耐遅れ破壊特性の低下を招く。一方、冷却停止温度が500℃超えでは、粗大なNb系析出物が生成してしまい、熱間プレス後に所望のNb系析出物の個数密度が得られない。

[0065] 〔巻取り工程〕

- ・巻取り温度：500℃以下

巻取り温度が500℃超では、熱延鋼板の鋼板組織内で粗大なNb系析出物が生成してしまい、熱間プレス後に所望のNb系析出物の個数密度が得られないため、耐抵抗溶接割れ性および耐遅れ破壊特性が低下する。これを回避するには、ベイナイト単相となる温度域で巻き取ることが重要である。そのため、本発明では、巻取り温度の上限は500℃とした。好ましくは480℃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℃以上が好ましい。

[0066] 〔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。

[0067] 〔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。

[0068] 〔焼鈍工程〕

この焼鈍工程においては、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Nb系析出物を制御したり、鋼板組織を微細化するために実施する。そのためには、第1の焼鈍および第2の焼鈍の2回に分けて焼鈍を施すことが必要である。

第1の焼鈍として、850℃以上の温度域まで加熱後、350～450℃の温度域まで冷却し、当該温度域で300秒以上保持した後、室温まで冷却する。

次いで、第2の焼鈍として、3～30℃/sの平均加熱速度で720～820℃の温度域まで加熱し、当該温度域で15秒以上保持した後、平均冷却速度5℃/s以上で、600℃以下の冷却停止温度域まで冷却する。

[0069] 〔第1の焼鈍工程〕

- ・加熱温度：850℃以上

第1の焼鈍工程では、まずベイナイト単相とすることが重要であり、それ

により、第2の焼鈍工程で鋼板組織が微細化する。第1の焼鈍工程においてベイナイト単相とするには、一旦、オーステナイト単相とする必要があるため、加熱温度は850℃以上とする。加熱温度が850℃未満ではフェライトが生成して、好ましくない。

[0070] ・冷却温度、350～450℃、保持時間、300秒以上

上記の加熱後に350～450℃の温度域まで冷却をする。冷却速度は特に限定されないが、フェライトやパーライトが生成することを抑制するため、2℃／s以上とするのが好ましい。

そして、350～450℃の温度域で300秒以上保持とする。保持温度が350℃未満もしくは300秒未満の保持ではマルテンサイトが過剰に生成し、鋼板組織の微細化への影響が小さくなるため、熱間プレス後に所望の旧オーステナイト粒径を確保できない。一方、保持温度が450℃を超えると、パーライトが過剰に生成するため、やはり熱間プレス後に所望の旧オーステナイト粒径を確保できない。

[0071] [第2の焼鈍工程]

・平均加熱速度：3～30℃／s

第2の焼鈍工程における加熱速度を制御することによって、焼鈍後の結晶粒を微細化させることができる。急速に加熱すると再結晶が進行しにくくなるため、平均加熱速度の上限は30℃／sとする。一方、平均加熱速度が小さすぎるとフェライトやマルテンサイトが粗大化して所定の平均粒径が得られないため、平均昇温速度の下限は3℃／sとする。好ましくは5℃／s以上である。

[0072] ・均熱温度：720～820℃、保持時間：15秒以上

均熱温度は、フェライトとオーステナイトの2相域である温度域とする。この均熱温度が720℃未満ではフェライトの分率が多くなり、所望のマルテンサイトの体積分率を得られなくなるため、均熱温度の下限は720℃とする。好ましくは740℃以上である。一方、均熱温度が高すぎると、結晶粒が粗大化することに加えて、Nb系析出物も粗大化するため、均熱温度の上限は820℃とす

る。好ましくは800℃以下である。

上記の均熱温度域において、再結晶の進行および一部をオーステナイト変態させるためには、保持時間は15秒以上必要である。なお、上限は特に限定されないが、600秒以内が好ましい。

[0073] ・平均冷却速度：5℃／s以上、冷却停止温度域：600℃以下

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、Nb系析出物が粗大化するため、耐抵抗溶接割れ性および耐遅れ破壊特性の確保が困難となる。なお、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。

[0074] 〔めっき工程〕

本発明の熱間プレス用冷延鋼板は、Ni系めっき層を施すためのめっき工程を施す。

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。

[0075] 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。

[0076] 次に、得られた冷延鋼板に対して行う熱間プレスについて説明する。

熱間プレスの方法および条件は何ら限定されるものではなく、公知の熱間プレス方法がすべて適用可能である。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_{c3} 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。

[0077] ここに、 A_{c3} 変態点は、次式によって求めることができる。

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

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

実施例

[0078] 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。

[0079] 表1に示す成分組成の鋼を溶製し、鑄造してスラブとした後、 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、50％の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に示す条件で第1および第2の焼鈍処理を行い、CGLを通過した鋼板についてはNiを含有する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、Niを含有する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。

[0080] 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。

[0081] 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。

[0082] 抵抗溶接割れの試験に関しては、得られた熱間プレス部材のハット底部から50mm×150mmに切断した試験片を用いて抵抗溶接（スポット溶接）を実施した。溶接する板組としては、この熱間プレス部材と980MPa級合金化溶融亜鉛めっき鋼板を重ねた板組を用いた。溶接機は2枚の鋼板を重ねた板組について、溶接ガンに取付けられたサーボモータ加圧式で単相交流（50Hz）の抵抗溶接機を用いて板組を4°傾けた状態で抵抗スポット溶接を実施した。溶接条件は加圧力を5.0kN、ホールドタイムは0.36秒とした。溶接電流と溶接時間はナゲット径が6.0mmになるように調整した。溶接後は試験片を半切して、断面を光学顕微鏡で観察し、0.15mm以上のき裂が認められないものを耐抵抗溶接割れ性が良好（○）、0.15mm以上のき裂が認められたものを耐抵抗溶接割れ性が劣（×）とした。

[0083] 抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性については、次のようにして調査した。得られた熱間プレス部材のハット底部から50mm×150mmに切断した試験片を2枚用いて、50mm×50mmのサイズの鋼板（スペーサー、板厚は0.5mm）を試験片の端で挟んだ後、抵抗溶接でスペーサーを仮止めし、試験片の中央部を抵抗溶接した。すなわち、溶接機は2枚の鋼板を重ねた板組について、溶接ガンに取

付けられたサーボモータ加圧式で単相交流（50Hz）の抵抗溶接機を用いて、板組は水平の状態では抵抗スポット溶接を実施した。溶接条件は加圧力を5.0kN、ホールドタイムは0.36秒とした。溶接電流と溶接時間はナゲット径が6.0mmになるように調整した。溶接後は試験片をpH＝3の塩酸に96時間浸漬させた後に試験片を半切して、断面を光学顕微鏡で観察して、ナゲット内部に割れが確認されない場合は耐遅れ破壊特性を良好（○）、割れが確認された場合は耐遅れ破壊特性を劣（×）とした。

[0084] 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2000倍、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。

[0085] Nb系析出物の粒径は、L断面について、TEM（透過型電子顕微鏡）を用いて50000倍の倍率で観察し、Media Cybernetics社のImage-Proを用いて、下限を0.005 μm として、その円相当直径を算出することで粒径を求めた。Nb系析出物の個数はTEM（透過型電子顕微鏡）を用いて50000倍の倍率で観察し、10箇所平均個数を求めた。

[0086] 熱間プレス部材における旧オーステナイト平均結晶粒径は、次のようにして求めた。すなわち、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3000倍の倍率で観察し、Media Cybernetics社のImage-Proを用いて、旧オーステナイト粒の円相当直径を算出し、それらの値を平均して求めた。

[0087] 熱間プレス部材の表層におけるNi拡散領域の厚さは、次のようにして求めた。すなわち、熱間プレス後の鋼板の圧延方向に平行な板厚断面を研磨後、EPMA（電子線マイクロアナライザー）を用いて、表層についてFeおよびNiの元素分布マッピングを行い、FeおよびNiの両方が検出される箇所をNi拡散領域として、その長さ（厚さ）の平均を求めた。

[0088] 焼鈍後の冷延鋼板におけるマルテンサイトの体積分率およびマルテンサイ

トの平均結晶粒径ならびにフェライトの体積分率およびフェライト粒の平均アスペクト比は、次のようにして求めた。

焼鈍後の冷延鋼板のフェライト、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2000倍、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各相の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。フェライトのアスペクト比については、上記写真をもとに各粒でのアスペクト比（長径／短径）を求め、それらを平均して求めた。

[0089] 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、耐抵抗溶接割れ性および抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性の測定結果を表5に示す。

[0090]

[表1]

表1

鋼種	成分組成 (mass%)											備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	Ti	B	その他の成分	
A	0.34	0.34	1.77	0.01	0.001	0.03	0.002	0.034	0.025	0.0015	—	適合鋼
B	0.33	0.22	1.55	0.01	0.001	0.03	0.002	0.012	0.022	0.0020	Cr:0.20, Sb:0.009	適合鋼
C	0.29	1.11	1.49	0.01	0.001	0.02	0.003	0.021	0.025	0.0021	Mo:0.24, Cu:0.15, Sn:0.08, Zr:0.03	適合鋼
D	0.32	0.64	1.78	0.02	0.001	0.02	0.002	0.029	0.021	0.0019	V:0.02, Co:0.05, Zn:0.03, W:0.02	適合鋼
E	0.38	0.22	1.44	0.01	0.002	0.03	0.002	0.019	0.019	0.0023	Ni:0.21, Ta:0.03, Ca:0.001	適合鋼
F	0.31	0.33	1.73	0.01	0.002	0.03	0.002	0.022	0.025	0.0019	Ca:0.001, Mg:0.001, REM:0.002	適合鋼
G	<u>0.21</u>	0.23	1.33	0.01	0.001	0.03	0.003	0.024	0.022	0.0021	—	比較鋼
H	<u>0.48</u>	0.34	1.88	0.01	0.001	0.03	0.002	0.021	0.031	0.0022	—	比較鋼
I	0.32	0.54	<u>4.32</u>	0.01	0.001	0.03	0.002	0.021	0.021	0.0025	—	比較鋼
J	0.31	0.25	2.15	0.01	0.001	0.02	0.003	<u>0.000</u>	0.021	0.0015	—	比較鋼

[0091] [表2-1]

表2-1

試料 番号	鋼種	熱間圧延			第1の焼鈍			第2の焼鈍						めっき	備考
		FDT	冷速1	CT	加熱温度	保持温度	保持時間	平均 加熱速度	均熱温度	保持時間	平均 冷却速度	冷却 停止温度			
		℃	℃/s	℃	℃	℃	秒	℃/s	℃	秒	℃/s	℃			
1	A	900	100	500	870	400	500	10	760	180	6	500	EZN	発明例	
2	B	900	100	500	870	400	500	10	760	180	6	500	EZN	発明例	
3	C	900	100	500	870	400	500	10	760	180	6	500	EZN	発明例	
4	D	900	100	500	870	400	500	10	760	180	6	500	EZN	発明例	
5	E	900	100	500	870	400	500	10	760	180	6	500	EZN	発明例	
6	F	900	100	500	870	400	500	10	760	180	6	500	EZN	発明例	
7	A	900	100	500	870	400	500	10	760	180	6	500	AS	発明例	
8	B	900	100	500	870	400	500	10	760	180	6	500	GI	発明例	
9	C	900	100	500	870	400	500	10	760	180	6	500	GA	発明例	
10	D	900	100	500	870	400	500	10	760	180	6	500	AS	発明例	
11	E	900	100	500	870	400	500	10	760	180	6	500	GI	発明例	
12	F	900	100	500	870	400	500	10	760	180	6	500	GA	発明例	
13	A	900	100	500	870	400	500	10	760	180	6	500	EZN	発明例	
14	A	900	100	500	870	400	500	10	760	180	6	500	EZN	発明例	
15	A	900	100	500	870	400	500	10	760	180	6	500	EZN	発明例	
16	A	900	100	500	870	400	500	10	760	180	6	500	EZN	発明例	
17	A	900	100	500	870	400	500	10	760	180	6	500	EZN	発明例	
18	A	900	100	500	870	400	500	10	760	180	6	500	EZN	発明例	
19	A	900	100	500	870	400	500	10	760	180	6	500	EZN	発明例	
20	A	900	100	500	870	400	500	10	760	180	6	500	EZN	発明例	

[0092]

[表2-2]

表2-2

試料 番号	鋼種	熱間圧延			第1の焼鈍			第2の焼鈍						めっき	備考
		FDT	冷速1	CT	加熱温度	保持温度	保持時間	平均 加熱速度	均熱温度	保持時間	平均 冷却速度	冷却 停止温度			
21	A	900	100	500	870	400	500	10	760	180	6	500	EZN	発明例	
22	A	900	100	500	870	400	500	10	760	180	6	500	EZN	発明例	
23	A	900	100	500	870	400	500	10	760	180	6	500	EZN	発明例	
24	A	900	10	500	870	400	500	10	760	180	6	500	EZN	比較例	
25	A	900	100	700	870	400	500	10	760	180	6	500	EZN	比較例	
26	A	900	100	500	700	400	500	10	760	180	6	500	EZN	比較例	
27	A	900	100	500	870	200	500	10	760	180	6	500	EZN	比較例	
28	A	900	100	500	870	600	500	10	760	180	6	500	EZN	比較例	
29	A	900	100	500	870	400	10	10	760	180	6	500	EZN	比較例	
30	A	900	100	500	870	400	500	1	760	180	6	500	EZN	比較例	
31	B	900	100	500	870	400	500	10	600	180	6	500	EZN	比較例	
32	B	900	100	500	870	400	500	10	950	180	6	500	EZN	比較例	
33	B	900	100	500	870	400	500	10	760	5	6	500	EZN	比較例	
34	B	900	100	500	870	400	500	10	760	180	1	500	EZN	比較例	
35	B	900	100	500	870	400	500	10	760	180	6	700	EZN	比較例	
36	A	900	100	500	870	400	500	10	760	180	6	500	CR	比較例	
37	G	900	100	500	870	400	500	10	760	180	6	500	EZN	比較例	
38	H	900	100	500	870	400	500	10	760	180	6	500	EZN	比較例	
39	I	900	100	500	870	400	500	10	760	180	5	500	EZN	比較例	
40	J	900	100	500	870	400	500	10	760	180	6	500	EZN	比較例	

[0093]

[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℃まで の冷却速度	
		℃/s	℃	s	℃	℃/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	A	5	900	60	700	100	発明例
8	B	5	900	60	700	100	発明例
9	C	5	900	60	700	100	発明例
10	D	5	900	60	700	100	発明例
11	E	5	900	60	700	100	発明例
12	F	5	900	60	700	100	発明例
13	A	3	900	60	700	100	発明例
14	A	90	900	60	700	100	発明例
15	A	180	900	60	700	100	発明例
16	A	5	830	60	700	100	発明例
17	A	5	950	60	700	100	発明例
18	A	5	900	5	700	100	発明例
19	A	5	900	300	700	100	発明例
20	A	5	900	60	650	100	発明例

[0094]

[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	
		℃/s	℃	s	℃	℃/s	
21	A	5	900	60	750	100	発明例
22	A	5	900	60	700	50	発明例
23	A	5	900	60	700	300	発明例
24	A	5	900	60	700	100	比較例
25	A	5	900	60	700	100	比較例
26	A	5	900	60	700	100	比較例
27	A	5	900	60	700	100	比較例
28	A	5	900	60	700	100	比較例
29	A	5	900	60	700	100	比較例
30	A	5	900	60	700	100	比較例
31	B	5	900	60	700	100	比較例
32	B	5	900	60	700	100	比較例
33	B	5	900	60	700	100	比較例
34	B	5	900	60	700	100	比較例
35	B	5	900	60	700	100	比較例
36	A	5	900	60	700	101	比較例
37	G	5	900	60	700	100	比較例
38	H	5	900	60	700	100	比較例
39	I	5	900	60	700	100	比較例
40	J	5	900	60	700	100	比較例

[0095]

[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
	フェライト		マルテンサイト		0.08 μm 未満の Nb系析出物	マルテンサイト	旧オース テナイト	0.08 μm 未満の Nb系析出物	Ni拡散層	
	アスペ クト比	体積分率 (%)	平均結晶粒径 (μm)	体積分率 (%)	(個 / 100 μm^2)	体積分率 (%)	平均結晶粒径 (μm)	(個 / 100 μm^2)	(μm)	
1	1.8	64	5	15	18	98	5	15	8	発明例
2	1.7	68	5	15	17	99	6	14	7	発明例
3	2.1	72	5	14	16	98	6	13	7	発明例
4	2.0	59	4	12	18	99	7	16	7	発明例
5	1.8	67	4	21	16	99	6	13	8	発明例
6	1.9	54	6	12	18	99	6	15	9	発明例
7	2.4	68	5	14	17	98	7	14	8	発明例
8	1.8	65	5	15	18	98	6	15	11	発明例
9	1.9	67	5	13	22	100	5	14	8	発明例
10	2.1	65	6	13	19	98	6	16	7	発明例
11	2.3	62	5	15	20	99	6	17	8	発明例
12	2.1	70	4	14	18	99	5	15	10	発明例
13	1.8	65	3	13	16	99	6	13	8	発明例
14	1.9	64	5	13	18	100	5	15	9	発明例
15	1.7	68	5	18	18	98	6	15	8	発明例
16	2.1	74	5	13	17	99	6	13	8	発明例
17	2.0	78	6	15	16	98	7	13	7	発明例
18	1.8	79	5	15	18	99	6	15	7	発明例
19	1.9	70	5	14	16	99	5	13	7	発明例
20	2.4	74	4	12	18	99	5	15	8	発明例

[0096] [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
	フェライト		マルテンサイト		マルテンサイト	旧オース テナイト	0.08 μm 未満の Nb系析出物	Ni拡散層	
	アスペ クト比	体積分率 (%)	平均結晶粒径 (μm)	体積分率 (%)					
21	1.8	67	4	13	98	6	14	9	発明例
22	1.9	54	6	12	99	4	17	8	発明例
23	2.1	68	5	14	99	5	14	11	発明例
24	<u>2.7</u>	65	5	15	99	<u>8</u>	<u>3</u>	7	比較例
25	<u>2.6</u>	67	<u>8</u>	13	100	<u>8</u>	4	7	比較例
26	<u>3.1</u>	65	<u>8</u>	13	98	<u>8</u>	9	8	比較例
27	1.9	62	<u>8</u>	15	99	<u>8</u>	8	6	比較例
28	2.1	79	<u>7</u>	22	98	<u>8</u>	<u>3</u>	8	比較例
29	<u>2.6</u>	70	<u>8</u>	18	99	<u>8</u>	9	9	比較例
30	<u>2.6</u>	74	<u>8</u>	13	98	<u>8</u>	4	8	比較例
31	<u>2.9</u>	<u>88</u>	—	<u>0</u>	99	<u>9</u>	8	6	比較例
32	1.8	34	<u>8</u>	51	98	<u>9</u>	<u>2</u>	7	比較例
33	<u>2.8</u>	65	<u>8</u>	14	98	<u>8</u>	9	7	比較例
34	<u>2.9</u>	67	3	<u>2</u>	99	<u>8</u>	4	6	比較例
35	2.0	65	5	13	98	5	<u>4</u>	6	比較例
36	1.9	62	5	15	99	7	8	<u>0</u>	比較例
37	2.1	67	5	13	99	6	15	7	比較例
38	2.1	68	<u>8</u>	15	99	<u>8</u>	13	7	比較例
39	1.8	38	<u>7</u>	43	99	<u>8</u>	7	6	比較例
40	2.1	68	6	18	98	<u>8</u>	<u>0</u>	7	比較例

下線部: 本発明範囲外

[0097] [表5-1]

表5-1

試料 番号	引張特性	耐抵抗 溶接割れ性	耐遅れ 破壊特性	備考
	TS			
	MPa			
1	1833	○	○	発明例
2	1832	○	○	発明例
3	1797	○	○	発明例
4	1837	○	○	発明例
5	1974	○	○	発明例
6	1820	○	○	発明例
7	1802	○	○	発明例
8	1820	○	○	発明例
9	1821	○	○	発明例
10	1821	○	○	発明例
11	1988	○	○	発明例
12	1833	○	○	発明例
13	1801	○	○	発明例
14	1813	○	○	発明例
15	1841	○	○	発明例
16	1833	○	○	発明例
17	1834	○	○	発明例
18	1843	○	○	発明例
19	1834	○	○	発明例
20	1832	○	○	発明例

[0098]

[表5-2]

表5-2

試料 番号	引張特性	耐抵抗 溶接割れ性	耐遅れ 破壊特性	備考
	TS			
	MPa			
21	1822	○	○	発明例
22	1853	○	○	発明例
23	1817	○	○	発明例
24	1829	×	×	比較例
25	1831	×	×	比較例
26	1823	×	×	比較例
27	1833	×	×	比較例
28	1823	×	×	比較例
29	1809	×	×	比較例
30	1827	×	×	比較例
31	1829	×	×	比較例
32	1841	×	×	比較例
33	1841	×	×	比較例
34	1825	×	×	比較例
35	1824	×	×	比較例
36	1833	×	×	比較例
37	<u>1511</u>	○	×	比較例
38	2214	×	×	比較例
39	1809	×	×	比較例
40	1802	×	×	比較例

下線部: 本発明範囲外

[0099] 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、優れた耐抵抗溶接割れ性および抵抗溶接後の耐遅れ破壊特性を併せて得ることができた。

請求の範囲

- [請求項1] 鋼板の成分組成が、質量％で、C : 0.28%以上0.42%未満、Si : 0.05%以上1.5%以下、Mn : 1.0%以上3.0%以下、P : 0.05%以下、S : 0.005%以下、Al : 0.01%以上0.50%以下、N : 0.005%以下、Nb : 0.001%以上0.10%以下、Ti : 0.001%以上0.15%以下およびB : 0.0002%以上0.0040%以下を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物からなり、鋼板のミクロ組織が、旧オーステナイト平均結晶粒径が $7\ \mu\text{m}$ 以下で、かつマルテンサイトの体積分率が90%以上で、鋼板表面から板厚方向に $100\ \mu\text{m}$ 以内の範囲において、粒径が $0.08\ \mu\text{m}$ 未満のNb系析出物が鋼板断面 $100\ \mu\text{m}^2$ 当たり平均で5個以上存在し、さらに鋼板の表層にNi拡散領域が厚さ $0.5\ \mu\text{m}$ 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] 前記鋼板が、質量％で、さらにMo : 0.50%以下、Cr : 0.50%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1に記載の熱間プレス部材。
- [請求項3] 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または2に記載の熱間プレス部材。
- [請求項4] 鋼板の成分組成が、質量％で、C : 0.28%以上0.42%未満、Si : 0.05%以上1.5%以下、Mn : 1.0%以上3.0%以下、P : 0.05%以下、S : 0.005%以下、Al : 0.01%以上0.50%以下、N : 0.005%以下、Nb : 0.001%以上0.10%以下、Ti : 0.001%以上0.15%以下およびB : 0.0002%以上0.0040%以下を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物からなり、鋼板のミクロ組織が、結晶粒の平均アスペクト比が2.5以下のフェライトを体積分率で20%以上含有し、さらに平均結晶粒径が $6\ \mu\text{m}$ 以内のマルテンサイトを体積分率で10%以上含有し、鋼板表面から

板厚方向に $100\mu\text{m}$ 以内の範囲において、粒径が $0.08\mu\text{m}$ 未満のNb系析出物を鋼板断面 $100\mu\text{m}^2$ 当たり平均で10個以上含有し、さらに表面に厚さ $0.5\mu\text{m}$ 以上のNi系めっき層を有する、熱間プレス用冷延鋼板。

[請求項5] 前記鋼板が、質量%で、さらにMo : 0.50%以下、Cr : 0.50%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4に記載の熱間プレス用冷延鋼板。

[請求項6] 請求項4または5に記載の熱間プレス用冷延鋼板を、 A_{c_3} 変態点～ 1000°C 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/JP2017/024258

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, C22C38/60(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.
Y	WO 2007/129676 A1 (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 15 November 2007 (15.11.2007), tables 1 to 3, examples 3 to 5; paragraphs [0070] to [0071] & CN 101484601 A & KR 10-2008-0111549 A	1-6
Y	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, 16; paragraphs [0085], [0098] & US 2017/0096724 A1 tables 1 to 3, test no.1 to 2, 5 to 9, 11, 16; paragraphs [0090], [0102] & EP 3124637 A1 & CN 106103782 A & KR 10-2016-0123372 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
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/JP2017/024258

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP 2015-151615 A (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 24 August 2015 (24.08.2015), paragraph [0036] (Family: none)	1-6
Y	JP 2016-89274 A (Kobe Steel, Ltd.), 23 May 2016 (23.05.2016), paragraph [0018] (Family: none)	1-6
Y	JP 2011-173135 A (Nippon Steel Corp.), 08 September 2011 (08.09.2011), tables 2 to 4, steel No.D (Family: none)	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, C22C38/60(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
Y	WO 2007/129676 A1（住友金属工業株式会社）2007.11.15, [表1]-[表3]例3-5, [0070]-[0071] & CN 101484601 A & KR 10-2008-0111549 A	1-6
Y	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, 16, [0085], [0098] & US 2017/0096724 A1, TABLE 1-3 Test no.1-2, 5-9, 11, 16, [0090], [0102] & EP 3124637 A1 & CN 106103782 A & KR 10-2016-0123372 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

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

4 K

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
Y	JP 2015-151615 A (新日鐵住金株式会社) 2015. 08. 24, 【0036】 (ファミリーなし)	1-6
Y	JP 2016-89274 A (株式会社神戸製鋼所) 2016. 05. 23, 【0018】 (ファミリーなし)	1-6
Y	JP 2011-173135 A (新日本製鐵株式会社) 2011. 09. 08, 【表 2】 - 【表 4】 鋼 No. D (ファミリーなし)	1-6