(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 9 日(09.09.2016)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2016/139953 A1

(51) 国際特許分類:

B21D 22/20 (2006.01)	***C21D 1/18*** (2006.01)
B23K 9/16 (2006.01)	***C21D 9/00*** (2006.01)
B23K 9/167 (2006.01)	***C22C 18/00*** (2006.01)
B23K 9/23 (2006.01)	***C23C 2/06*** (2006.01)
B23K 10/02 (2006.01)	***C23C 2/40*** (2006.01)
B23K 26/21 (2014.01)	*C22C 18/04* (2006.01)
B23K 26/322 (2014.01)	*C22C 38/00* (2006.01)
B23K 26/348 (2014.01)	*C22C 38/60* (2006.01)
B23K 31/00 (2006.01)	

(21) 国際出願番号: PCT/JP2016/001175

(22) 国際出願日: 2016 年 3 月 3 日(03.03.2016)

(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 2015-044027 2015 年 3 月 5 日(05.03.2015) JP

(71) 出願人: ＪＦＥ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: 沖田 泰明(**OKITA, Yasuaki**); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号 ＪＦＥスチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 池田 倫正(**IKEDA, Rinsei**); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号 ＪＦＥ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 ＪＦＥスチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 中川 功一(**NAKAGAWA, Koichi**); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号 ＪＦＥ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, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, 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.

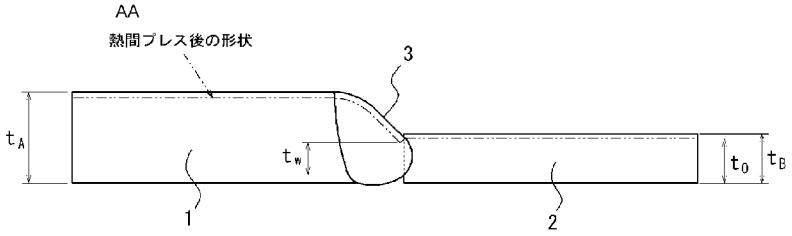
(84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR),

[続葉有]

(54) **Title**: HOT-PRESSED MEMBER AND MANUFACTURING METHOD THEREFOR

(54) 発明の名称 : 熱間プレス部材およびその製造方法

FIG. 1



AA Shape after hot-pressing

(57) **Abstract**: A hot-pressed member formed using a tailored blank material wherein two or more plated steel sheets are joined to each other by abutting the ends of the steel sheets. The hot-pressed member is equipped with two or more regions formed by the plated steel sheets, and at least one connecting section between the regions. When the thickness of the thinnest portion of the connecting section is t_W and the thickness of thinnest of the regions is t_0, t_W / t_0 is controlled appropriately in accordance with the type of plating layer of the steel sheets, and the tensile strength of all of the regions is 1180 MPa or greater.

(57) 要約: ２枚以上のめっき鋼板が端部同士を突き合わせて接合されたテーラードブランク材を用いてなる、熱間プレス部材であって、上記熱間プレス部材は、上記各めっき鋼板より形成された２以上の部位と、少なくとも１つの上記部位間の接合部とをそなえ、上記接合部における最も薄い部分の厚さを t_w とし、上記部位のうちの厚さが最も薄い部位の厚さを t_0 としたとき、t_w/t_0 をめっき鋼板のめっき層の種類に応じて適正に制御し、上記部位の引張強さをいずれも 1180MPa 以上とする。

WO 2016/139953 A1

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)）

明　細　書

発明の名称 ： 熱間プレス部材およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、自動車の車体構造部材に用いて好適な熱間プレス部材に関するものである。

また、本発明の熱間プレス部材は、板厚や鋼種が異なる複数の鋼板が端部同士を突き合わせて接合されたテーラードブランク材を用いてなる、熱間プレス部材（以下、テーラードブランク熱間プレス部材ともいう）を対象とする。

背景技術

[0002] 自動車の燃費を向上させるための自動車車体の軽量化、および衝突安全性の向上に対する要求から、使用する鋼板の高強度化および板厚低減の努力が続けられている。しかし、鋼板の高強度化に伴い、通常、プレス加工性は低下するため、鋼板を所望の部材形状に加工することが困難になる場合が多くなっている。

[0003] ここで、特許文献１には、成形の容易化と高強度化の両立を図った熱間プレス成形と呼ばれる成形技術、すなわち、プレス加工が容易になるように鋼板を加熱して軟化した後、ダイとパンチからなる金型を用いて、加熱した鋼板を成形すると同時に急冷することにより、成形の容易化と高強度化の両立を図る成形技術が提案されている。

[0004] しかし、この熱間プレス成形では、プレス成形後に高い強度を得るため、熱間プレス成形前に鋼板をAc_3点以上の高温に加熱することが必要である。このため、鋼板表面にはスケール（鉄酸化物）が生成し、そのスケールが熱間プレス成形時に剥離して、金型、さらには熱間プレス成形後の成形体（部材）表面を損傷させるという問題がある。

また、成形体表面に残ったスケールは、外観不良や塗装密着性の低下の原因になるだけでなく、電気抵抗が高く、車体の組み立てにおいて主に用いら

れる抵抗スポット溶接が困難になるという問題がある。

[0005] このため、熱間プレス成形を行う場合には、通常、ショットブラストなどの処理を行い、成形体表面のスケールを除去する。しかし、ショットブラストなどの処理は製造工程を複雑にし、生産性の低下を招く。

[0006] このようなことから、熱間プレス前の加熱時におけるスケールの生成を抑制し、ショットブラストなどの処理なしで、熱間プレス後の部材における良好な塗装性や耐食性を確保することができ、さらには抵抗スポット溶接の施工も容易な熱間プレス部材用鋼板の開発が望まれている。

[0007] このような熱間プレス部材用鋼板として、表面にめっき被膜を設けた鋼板が提案されており、例えば、特許文献２のようなAl系めっき鋼板が多く用いられている。

ここで、Al系めっき鋼板は、その表面にAl系めっき層を有する。そして、このAl系めっき鋼板がAc_3点以上のオーステナイト域に加熱されると、下地鋼板のFeが急速にめっき層中に拡散してAlとFeとの合金層が形成される。これにより、スケールの生成が抑制される。この結果、酸洗やショットブラストなどの処理を行わずとも、熱間プレス成形後の熱間プレス部材の抵抗スポット溶接が可能となる。

[0008] 一方、自動車用部材のプレス品の歩留まりを向上させる手段としてテーラードブランク材が実用化されている。ここに、テーラードブランク材とは、目的に応じて、板厚や鋼種が異なる複数種類の鋼板の端面を突き合わせて、レーザ溶接やプラズマ溶接などによって接合し、必要な大きさのブランクとしたプレス用素材である。このような技術を用いて、例えば、高い強度が必要な部位には高強度鋼板を、耐食性が必要な部分には防錆鋼板を、その他の部位には軟鋼などを配置することにより、必要な特性を確保しつつ、大幅な軽量化およびコスト低減が可能となる。

[0009] 従来、このようなテーラードブランク材に対しては、冷間プレスによる成形が適用されてきた。しかし、近年の鋼板の高強度化に伴うスプリングバック等の成形性の問題は、テーラードブランク材でも同様に重要な課題となっ

ている。

[0010] そこで、特許文献３には、テーラードブランク材に対して熱間プレス成形を適用する技術が開示されている。

この特許文献３の技術では、テーラードブランク材を高温に加熱した状態で、プレス成形、焼き入れを行うことにより、良好な形状凍結性を確保しつつ、高強度の部位と低強度の部位（板厚が薄い鋼板や焼き入れ性が低い鋼板から形成される部位）を併せ持つ部材を一体成形することを可能としている。

[0011] しかし、上記特許文献３のような技術において、熱間プレス用めっき鋼板として広く実用化されているAl系めっき鋼板を用いる場合には、以下のような問題が生じることが、特許文献４などによって知られている。

すなわち、テーラードブランク材とするためのレーザ溶接中に、Al系めっき層に含まれるAlが溶接金属中に混入する。これにより、熱間プレス後の冷却における溶接金属の焼き入れ性が低下し、熱間プレス後に得られる部材の溶接金属（接合部）の強度が低くなって、十分な強度が得られない場合があることが知られている。

[0012] このような問題を解決するため、例えば、特許文献５には、板の溶接される部分のAl系めっき層を予め取り除いて溶接する技術が開示されている。

[0013] また、特許文献６には、強度の異なるAlめっき鋼板を突き合わせレーザ溶接して形成したホットスタンプ用のテーラードブランクが開示されている。

すなわち、特許文献６には、テーラードブランクを得るために、突き合わせレーザ溶接によって形成される溶接金属中のAlの平均濃度を0.3質量％以上1.5質量％以下とし、溶接金属のAc_3点温度を1250℃以下とし、さらに、ホットスタンプ後の溶接金属の硬さと溶接金属の最も薄い部分の厚さの積の値が、低強度側の鋼板のホットスタンプ後の硬さと板厚の積の値より高くなるように、前記突き合わせ溶接する鋼板を組み合わせて溶接することが開示されている。

[0014] さらに、特許文献７には、デーラードブランク材の溶接部の酸素量を0.005

質量%以下に抑制することで溶接金属中の酸化物を低減し、これにより、熱間プレスの加熱時のオーステナイト粒径の微細化を抑制することで金型成形・冷却中の焼き入れ性を確保し、溶接部にも十分に焼きが入った熱間プレス部材を製造する技術が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0015] 特許文献1：英国特許第１４９０５３５号公報

特許文献2：特開２００３－８２４３６号公報

特許文献3：特開２００４－５８０８２号公報

特許文献4：特開平１１－２７７２６６号公報

特許文献5：特表２００９－５３４５２９号公報

特許文献6：特開２０１３－２０４０９０号公報

特許文献7：特許第４８６７３１９号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0016] しかし、特許文献５に記載のAl系めっき層を除去して溶接する方法は、めっき層を除去する追加工程が必要となる。また、めっき層を広く除去した場合、耐食性に劣る部分が多くなるという問題がある。

[0017] また、特許文献６に記載の溶接金属のAlの平均濃度を0.3質量%以下1.5質量%以上に制限する溶接方法は、溶接部の隙間などの突き合わせ状態、鋼板の板厚、めっきの目付量、レーザの狙い位置など、溶接金属中のAlの平均濃度に影響する因子が多く、溶接条件の選定が難しいという問題がある。加えて、特許文献６では、フィラーワイヤの添加による溶接金属中のAl濃度の調整についても言及されているが、この場合には、コスト増加の問題がある。

[0018] さらに、特許文献７では、めっきの影響については何ら言及されておらず、めっき組成やめっきの目付け量によっては、やはり熱間プレス後の冷却において溶接金属に十分な焼きを入れることができず、溶接金属において十分

な強度を確保できない。また、特許文献７の方法を用いても、熱間プレス後において、母材よりも溶接金属の方が軟らかくなる場合があり、実部品で破壊試験を行った場合には溶接部で破断するおそれがある。

[0019] 本発明は、上記の現状に鑑み開発されたものであって、Al系めっき鋼板からテーラードブランク材を得る場合に必要となるめっき層の除去やフィラーワイヤの添加といった溶接金属中へのAlの混入制御を行うことなく、熱間プレス後の溶接金属（鋼板の接合部）において十分な強度を確保した、テーラードブランク熱間プレス部材を提供することを目的とする。

また、本発明は、上記のテーラードブランク熱間プレス部材の製造方法を提供することを目的とする。

課題を解決するための手段

[0020] さて、発明者らは、上記の目的を達成するため、鋭意検討を行った結果、以下の知見を得た。

（１）熱間プレスで素材とするテーラードブランク材を得るにあたり、接合時に鋼板のめっき層から溶接金属中へのAlの混入を抑制するには、主成分をZnとしたZn系めっき鋼板を用いることが有効である。

すなわち、Znは、沸点が907℃と低温であるため、レーザまたはプラズマ溶接中に溶接金属からの熱伝導により蒸散し、溶接金属中には混入しない。また、Zn系めっき層ではAlの含有量が少ないため、溶接金属中へのAlの混入も抑制できる。

そのため、テーラードブランク材を得る際の鋼板の接合時にZn系めっき鋼板を用いることにより、耐食性を確保しつつ、溶接金属の焼き入れ性の低下を抑制することができる。

[0021] （２）しかし、Zn系めっきであっても、純Znめっき層や溶融亜鉛めっき層、合金化溶融亜鉛めっき層を形成した鋼板を適用した場合、突き合わせ状態、および、突き合わせる端面の状態等によって、必ずしも熱間プレス後の溶接金属において十分な強度を確保することができなかった。

[0022] （３）そこで、発明者らは、熱間プレス後の溶接金属で十分な強度を確保す

べく、さらに詳しく検討を行った。

その結果、以下のことを見出した。

すなわち、

（ａ）テーラードブランク材の素材鋼板として、純Znめっき層や溶融亜鉛めっき層、合金化溶融亜鉛めっき層といったZn系めっき鋼板を使用するとともに、

（ｂ）熱間プレス部材おいて、溶接金属（熱間プレス後に各めっき鋼板より形成される部位（以下、熱間プレス部材の部位ともいう）間の接合部）における最も薄い部分の厚さを、熱間プレス部材の部位のうちの最も薄い部位の厚さの0.9倍以上にする、

ことにより、熱間プレス部材の溶接金属において十分な強度を確保することが可能となる。その結果、当該溶接金属における破断を有効に防止できる。

[0023] （４）また、発明者らは、鋼板表面に形成するめっき層の成分についても、種々検討を重ねた。

その結果、Znを主成分として所定量のNiを添加するとともに、鋼板片面当たりのめっき付着量を所定の範囲に制御することで、めっき層に含まれるNiが溶接中、溶接金属に流れ込み、これにより、熱間プレス後の冷却時における溶接金属の焼き入れ性が向上して、溶接金属の強度が改善されることを見出した。

そして、このようなZn-Ni合金めっき層を有する鋼板をテーラードブランク材の素材鋼板として使用する場合には、熱間プレス部材おいて、溶接金属（熱間プレス部材の部位間の接合部）における最も薄い部分の厚さを、熱間プレス部材の部位のうちの最も薄い部位の厚さの0.8倍以上とすることにより、熱間プレス部材の溶接金属において十分な強度を確保すること可能となり、その結果、当該溶接金属における破断を有効に防止できる、ことを併せて見出した。

本発明は、上記の知見に基づき、さらに検討を加えて完成されたものである。

[0024] すなわち、本発明の要旨構成は次のとおりである。

１．２枚以上のめっき鋼板が端部同士を突き合わせて接合されたテーラードブランク材を用いてなる、熱間プレス部材であって、

前記めっき鋼板の表面におけるめっき層がいずれもZn系めっき層であり、

また、上記熱間プレス部材は、上記各めっき鋼板より形成された２以上の部位と、少なくとも１つの上記部位間の接合部とをそなえ、

上記接合部における最も薄い部分の厚さをt_wとし、上記部位のうちの厚さが最も薄い部位の厚さをt_0としたとき、$t_w/t_0 \geqq 0.9$の関係を満足し、

上記部位の引張強さがいずれも1180MPa以上である、熱間プレス部材。

[0025] ２．前記１に記載の熱間プレス部材を製造するための方法であって、

Zn系めっき層を有する２枚以上のめっき鋼板を素材とし、該めっき鋼板の端部同士を突き合わせて、レーザ溶接またはプラズマ溶接により接合することにより、テーラードブランク材を得る工程と、

上記テーラードブランク材を、Ac_3変態点～1000℃の温度域に加熱後、冷却し、600℃以上の温度で熱間プレスする工程、

とをそなえる、熱間プレス部材の製造方法。

[0026] ３．２枚以上のめっき鋼板が端部同士を突き合わせて接合されたテーラードブランク材を用いてなる、熱間プレス部材であって、

上記めっき鋼板の表面におけるめっき層がいずれもZn-Ni合金めっき層であり、該Zn-Ni合金めっき層は、10質量％以上25質量％以下のNiを含み、かつ鋼板片面当たりの付着量が10g/m^{2}以上90g/m^{2}以下であり、

また、上記熱間プレス部材は、上記各めっき鋼板より形成された２以上の部位と、少なくとも１つの上記部位間の接合部とをそなえ、

上記接合部における最も薄い部分の厚さをt_wとし、上記部位のうちの厚さが最も薄い部位の厚さをt_0としたとき、$t_w/t_0 \geqq 0.8$の関係を満足し、

上記部位の引張強さがいずれも1180MPa以上である、熱間プレス部材。

[0027] ４．前記３に記載の熱間プレス部材を製造するための方法であって、

10質量％以上25質量％以下のNiを含み、かつ鋼板片面当たりの付着量が10g

/m²以上90g/m²以下であるZn-Ni合金めっき層を有する２枚以上のめっき鋼板を素材とし、該めっき鋼板の端部同士を突き合わせて、ＴＩＧ溶接が先行するレーザ溶接とのレーザアークハイブリッド溶接により接合することにより、テーラードブランク材を得る工程と、

前記テーラードブランク材を、Ac_3変態点～1000℃の温度域に加熱後、冷却し、600℃以上の温度で熱間プレスする工程、

とをそなえる、熱間プレス部材の製造方法。

発明の効果

[0028] 本発明によれば、めっき層の除去やフィラーワイヤの添加といった溶接金属中へのAlの混入制御を行うことなく、耐食性や熱間プレス後の溶接金属（熱間プレス部材の部位間の接合部）における十分な強度を確保した、テーラードブランク熱間プレス部材を安定して得ることができる。

図面の簡単な説明

[0029] [図1]めっき鋼板同士を突き合わせて接合することにより得たテーラードブランク材の概略断面図である。

発明を実施するための形態

[0030] 以下、本発明を具体的に説明する。

本発明は、２枚以上のめっき鋼板が端部同士を突き合わせて接合されたテーラードブランク材を用いてなる、熱間プレス部材に関するものである。なお、ここで用いるテーラードブランク材は、２枚以上のめっき鋼板を、予めめっき層を除去することなく、端部同士を突き合わせて接合したテーラードブランク材である。

また、本発明の熱間プレス部材は、テーラードブランク材を構成する各めっき鋼板より形成された２以上の部位と、少なくとも１つの部位間の接合部とをそなえるものである。

また、熱間プレス部材の各部位の引張強さは、いずれも1180MPa以上となる。なお、上限は特に限定されるものではないが、通常、2000MPaである。

[0031] ここで、テーラードブランク材における鋼板の組み合わせとしては、例え

ば、防錆が必要な部位と防錆を必要としない部位を併せ持つ部品に対して適用される、めっき鋼板と非めっきの冷延鋼板の組み合わせが挙げられる。これにより、低コスト化が達成できる。

また、上記以外の組み合わせとしては、特に高い強度を必要とする部位（当該部位の引張強さと断面積の積で表される負担可能な負荷が大きい部位）と、そこまでの強度を必要としない部位を併せ持つ部品に対して適用される、板厚の大きな鋼板（例えば、1.2～2.3mm程度）と板厚の小さな鋼板（例えば、0.8～1.8mm程度）の組み合わせが挙げられる。これにより、軽量化と低コスト化を同時に達成できる。ここで、板厚の大きな鋼板は、熱間プレス後に高い強度を必要とする部位を形成し、板厚の小さな鋼板は、そこまでの強度を必要としない部位を形成する。

本発明は、特に、後者の板厚の大きな鋼板と板厚の小さな鋼板を組み合わせたテーラードブランク材を用いてなる、熱間プレス部材を対象とするものである。

ただし、本発明の対象には、同じ板厚の鋼板により構成されるテーラードブランク材を用いてなる、熱間プレス部材も含まれる。

[0032] 次に、上記しためっき鋼板の表面に形成するめっき層について説明する。

本発明では、テーラードブランク材を構成する各めっき鋼板のめっき層を、従来多く用いられているAl系めっきではなく、Zn系めっきとしている。

これにより、テーラードブランク材とするための接合において、溶接金属中にめっき層からAlが混入することが抑制され、めっき層が付着したままでの溶接が可能となる。

[0033] すなわち、Alは、融点が660℃、沸点が2513℃であるため、レーザまたはプラズマでの溶接時には、溶融するものの蒸散しない。このため、Al系めっき鋼板を用いる場合には、めっき層を予め除去しないと、レーザまたはプラズマ溶接などによる接合時に、溶融したAlが溶接金属中に混入する。

一方、Zn系めっき鋼板を用いる場合、Znは、沸点が907℃と比較的低温であるため、レーザまたはプラズマ溶接中に、溶接金属からの熱伝導により、レ

ーザまたはプラズマアークの到達前に蒸散する。このため、Znは、溶接金属中に混入せず、熱間プレス後の冷却における溶接金属の焼き入れ性に影響しない。

よって、テーラードブランク材を構成する鋼板に、Zn系めっき鋼板を用いる場合には、Al系めっき鋼板の場合のように予めめっき層を除去する工程を加えることを必要とせず、めっき層が付着したままでの溶接が可能となる。

[0034] ここに、めっき鋼板のZn系めっき層としては、純Znめっき層や溶融亜鉛めっき層、合金化溶融亜鉛めっき層、所定量のNiを含有させたZn-Ni合金めっき層などが挙げられる。

なお、純Znめっき層において、Zn以外の成分は不可避的不純物である。また、溶融亜鉛めっき層には、Zn以外にAl：0.01～1.0質量％および不可避的不純物が含まれる。合金化溶融亜鉛めっき層には、Zn以外にAl:0.01～1.0質量％、Fe:7～15質量％および不可避的不純物が含まれる。

さらに、純Znめっき層や溶融亜鉛めっき層、合金化溶融亜鉛めっき層を形成する場合の好適な鋼板片面当たりのめっきの付着量は、特に限定されるものではないが、30～90g/m^{2}の範囲とすることが好ましい。鋼板片面当たりのめっきの付着量が30g/m^{2}未満になると塗装後耐食性の劣化が懸念される。一方、鋼板片面当たりのめっきの付着量が90g/m^{2}を超えると、密着性が低下し、また、コストの増加を招く。さらに、溶融亜鉛めっき層や合金化溶融亜鉛めっき層の場合には、テーラードブランク材とするための接合中に、溶接金属中に混入するAl量が増加し、溶接金属の強度低下が懸念される。

このため、純Znめっき層や溶融亜鉛めっき層、合金化溶融亜鉛めっき層における鋼板片面当たりのめっきの付着量は、30～90g/m^{2}の範囲とすることが好ましい。より好ましくは50～70g/m^{2}の範囲である。

[0035] また、上記したZn系めっき層のなかでも、所定量のNiを含有させたZn-Ni合金めっき層とすることが好適である。

すなわち、Znがレーザまたはプラズマ溶接時の熱で蒸散するのに対して、Niはその融点が高いために溶接時の熱でも蒸散することなく、溶接金属中に取

り込まれる。ここで、Niは次式（１）に示すとおり、炭素当量Ｃeqを増加させる元素である。このため、テーラードブランク材とするための接合時に、Niがめっき層から溶接金属中に混入し、溶接金属の炭素当量が接合される鋼板そのものよりも高くなる。その結果、熱間プレス時の溶接金属の焼き入れ性が高まり、熱間プレス後の溶接金属（熱間プレス部材の部位間の接合部）で高い強度が得られるようになるのである。

Ｃeq＝[%Ｃ]＋[%Mn]/6＋([%Cu]＋[%Ni])/15＋([%Cr]＋[%Mo]＋[%Ｖ])/5・・・（１）

ただし、[%M]は、M元素の含有量（質量%）を示す。

[0036] 加えて、このZn-Ni合金めっき層については、以下の要件を満足させることが重要である。

Zn-Ni合金めっき層に含まれるNi量：10質量%以上25質量%以下

上記したように、めっき層中に含まれるNiは、テーラードブランク材とするためのレーザ溶接またはプラズマ溶接時に、溶接金属中に取り込まれ、熱間プレス後の冷却時における溶接金属（熱間プレス部材の部位間の接合部）の焼き入れ性を高めて、熱間プレス後の溶接金属の高強度化に寄与する。

また、Zn-Ni合金めっき層に含まれるNi量を10～25質量%とすることにより、Ni_2Zn_{11}、$NiZn_3$、Ni_5Zn_{21}のいずれかの結晶構造を有する融点が881℃と高いγ相が形成されるので、加熱過程におけるめっき層表面での酸化亜鉛形成反応を最小限に抑制することができる。さらに、熱間プレス後にも、めっき層はγ相として残存するため、Znの犠牲防食効果により優れた穴あき耐食性を発揮する。

なお、Ni量が10～25質量%におけるγ相の形成は、Ni-Zn合金の平衡状態図とは必ずしも一致しないが、これは電気めっき法などで行われるめっき層の形成反応が非平衡で進行するためと考えられる。また、Ni_2Zn_{11}、$NiZn_3$、Ni_5Zn_2のγ相は、X線回折法やTEM(Transmission Electron Microscopy)を用いた電子線回折法により確認できる。

[0037] ここに、Zn-Ni合金めっき層に含まれるNi量が10質量%未満では、めっき層

から溶接金属へのNi混入による焼き入れ性の向上効果が少ない。特に、熱間プレス部材の溶接金属（熱間プレス部材の部位間の接合部）における最も薄い部分の厚さが、熱間プレス部材の部位のうちの最も薄い部位の厚さの0.8倍に満たない場合には、熱間プレス後の溶接金属において十分な強度が得られなくなる。一方、Ni量が25質量％を超えると、めっき層中のZnが減少する一方、Feよりもイオン化傾向の低いNiが増加するため、塗装後耐食性（めっきに傷がついたときの耐食性）が低下する。また、材料コストの増加といった問題も生じる。

従って、Zn-Ni合金めっき層に含まれるNi量は10質量％以上25質量％以下とする。好ましくは11質量％以上15質量％以下である。

なお、Zn-Ni合金めっき層において、ZnおよびNi以外の成分は不可避的不純物である。

[0038] 鋼板片面当たりのめっきの付着量：10g/m^{2}以上90g/m^{2}以下

鋼板片面当たりのめっきの付着量が10g/m^{2}未満になると、テーラードブランク材とするための接合時に、十分な量のNiが溶接金属中に取り込まれず、溶接金属の焼き入れ性向上効果が不十分となる。また、塗装後耐食性の劣化も懸念される。このため、鋼板片面当たりのめっきの付着量は10g/m^{2}以上とする。好ましくは11g/m^{2}以上である。

一方、鋼板片面当たりのめっきの付着量が90g/m^{2}を超えると、塗装後耐食性の向上効果が飽和し、コストの増加を招く。このため、鋼板片面当たりのめっきの付着量は90g/m^{2}以下とする。好ましくは70g/m^{2}以下である。

また、上記Zn-Niめっきにおいては、Niプレめっきが施されていても良い。

[0039] なお、めっき層の形成方法は特に限定されず、電気めっきなど公知の方法を用いればよい。また、めっき付着量は、めっきを例えば塩酸などにより溶解し、その溶解液を原子吸光分析法やICP発光分光分析法にて分析してZn付着量やNi付着量をそれぞれ定量することにより、求めることができる。

[0040] さらに、めっき鋼板の下地鋼板の成分組成は特に限定されるものではないが、熱間プレス部材の各部位における引張強さを1180MPa以上とし、かつ溶接

金属においても十分な強度を得るとともに、高い強度を必要とする部位を形状凍結性良く成形する観点からは、炭素含有量および炭素当量が高い成分組成とすることが好ましい。

特に、質量%で、C:0.15～0.5質量%、Si:0.05～2.0質量%、Mn:0.5～3質量%、P:0.1質量%以下、S:0.05質量%以下、Al:0.1質量%以下、N:0.01質量%以下を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる成分組成を有する熱延鋼板および冷延鋼板とすることが好ましい。

以下、これらの好適成分組成について説明する。なお、以下の成分組成を表す「%」は、特に断らない限り「質量%」を意味するものとする。

[0041] C:0.15～0.5%

Cは、鋼の強度を向上させる元素であり、熱間プレス部材の各部位における引張強さ（TS）を1180MPa以上にするには、その量を0.15%以上とすることが好ましい。一方、C量が0.5%を超えると、鋼板のブランキング加工性が著しく低下する。したがって、C量は0.15～0.5%の範囲とする。

[0042] Si:0.05～2.0%

Siは、Cと同様、鋼の強度を向上させる元素であり、熱間プレス部材の各部位における引張強さ（TS）を1180MPa以上にするには、その量を0.05%以上とすることが好ましい。一方、Si量が2.0%を超えると、熱間圧延時に赤スケールと呼ばれる表面欠陥の発生が著しく増大する。また、圧延荷重が増大し、熱延鋼板の延性の劣化を招く。さらに、Si量が2.0%を超えると、Znめっき処理を施す際に、めっき処理性に悪影響を及ぼす場合がある。したがって、Si量は0.05～2.0%の範囲とする。

[0043] Mn:0.5～3%

Mnは、フェライト変態を抑制して焼き入れ性を向上させるのに有効な元素である。また、Mnは、Ac_3変態点を低下させるので、熱間プレス前の加熱温度を低下させるのにも有効な元素である。このような効果の発現には、Mn量を0.5%以上とする必要がある。一方、Mn量が3%を超えると、偏析して鋼板および熱間プレス部材の各部位における諸特性の均一性が低下する。したが

って、Mn量は0.5～3%の範囲とする。

[0044] P:0.1%以下

P量が0.1%を超えると、Pが偏析して、鋼板および熱間プレス部材の各部位における諸特性の均一性が低下する。また、靭性も著しく低下する。したがって、P量は0.1%以下とする。ただし、過度の脱P処理は精錬コストの高騰を招くため、P量は0.001%以上とすることが好ましい。

[0045] S:0.05%以下

S量が0.05%を超えると、熱間プレス部材の各部位における靭性が低下する。したがって、S量は0.05%以下とする。ただし、過度の脱S処理は精錬コストの高騰を招くため、S量は0.0001%以上とすることが好ましい。

[0046] Al:0.1%以下

Al量が0.1%を超えると、鋼板のブランキング加工性や焼き入れ性を低下させる。したがって、Al量は0.1%以下とする。なお、Alは脱酸剤として作用する元素であり、このような効果を発現させる観点からは、Al量は0.005%以上とすることが好ましい。

[0047] N:0.01%以下

N量が0.01%を超えると、熱間圧延時や熱間プレス前の加熱時にAlNの窒化物を形成し、鋼板のブランキング加工性や焼き入れ性を低下させる。したがって、N量は0.01%以下とする。ただし、過度の脱N処理は精錬コストの高騰を招くため、N量は0.0001%以上とすることが好ましい。

[0048] 以上、基本成分について説明したが、必要に応じて、Cr、Ti、BおよびSbから選ばれた少なくとも1種の元素を適宜含有させることができる。

Cr:0.01～1%

Crは、鋼を強化するとともに、焼き入れ性を向上させるのに有効な元素である。こうした効果の発現のためには、Cr量を0.01%以上とすることが好ましい。一方、Cr量が1%を超えると、著しいコスト高を招く。したがって、Cr量の上限は1%とすることが好ましい。

[0049] Ti:0.2%以下

Tiは、鋼を強化するとともに、細粒化により靭性を向上させるのに有効な元素である。また、次に述べるＢよりも優先して窒化物を形成するため、固溶Ｂによる焼き入れ性の向上効果を発現させるのに有効な元素でもある。このような効果の発現には、Ti量を0.01％以上とすることが好ましい。ただし、Ti量が0.2％を超えると、熱間圧延時の圧延荷重が極端に増大し、また、熱間プレス部材の靭性が低下する。したがって、Ti量の上限は0.2％とすることが好ましい。

[0050] Ｂ:0.0005～0.08％

Ｂは、熱間プレス後の冷却時における焼き入れ性の向上や熱間プレス後の靭性の向上に有効な元素である。こうした効果の発現には、Ｂ量を0.0005％以上とすることが好ましい。一方、Ｂ量が0.08％を超えると、熱間圧延時の圧延荷重が極端に増大し、また、熱間圧延後にマルテンサイト相やベイナイト相が生じて鋼板の割れなどが生じる。従って、Ｂ量の上限は0.08％とすることが好ましい。

[0051] Sb:0.003～0.03％

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までの間に、鋼板表層部に生じる脱炭層を抑制する効果を有する。このような効果の発現には、Sb量を0.003％以上とすることが好ましい。一方、Sb量が0.03％を超えると、圧延荷重の増大を招き、生産性を低下させる。したがって、Sb量は0.003～0.03％とすることが好ましい。

[0052] 上記以外の成分はFeおよび不可避的不純物である。

以上、テーラードブランク材を構成するめっき鋼板について説明した。

また、本発明では、熱間プレス部材の溶接金属（熱間プレス部材の部位間の接合部）における最も薄い部分の厚さをt_wとし、熱間プレス部材の部位のうちの最も薄い部位の厚さをt_0としたとき、t_w/t_0について、めっき鋼板の表面に形成しためっき層の種類に応じて、以下の関係を満足させることが重要である。

[0053] $t_w/t_0 \geqq 0.9$（めっき鋼板の表面に形成しためっき層が、純Znめっき層や溶融亜

鉛めっき層、合金化溶融亜鉛めっき層などといったZn系めっき層である場合）

テーラードブランク熱間プレス部材では、溶接金属（熱間プレス部材の部位間の接合部）で破断しないことが求められる。

ここに、テーラードブランク熱間プレス部材では、引張強さと断面積の積によって、負担可能な負荷を求めることができる。このため、溶接金属の引張強さとその最薄部における断面積との積と、熱間プレス部材の各部位における引張強さとその断面積の積のうち、値が小さい方で破断が生じることとなる。

なお、特に、板厚の異なる鋼板同士を接合したテーラードブランク材では、通常、溶接金属は成形時に直接金型と接触しないため、焼き入れ時の冷却速度が遅くなったり、冷却開始温度が低くなったりする。このため、溶接金属では、引張強さが低下しやすく、溶接金属で破断するおそれが高い。

[0054] この点、本発明のテーラードブランク熱間プレス部材では、Alの含有量が少ないZn系めっき鋼板を素材として用いており、テーラードブランク材を得る際の鋼板の接合時におけるAlの混入を抑制して、熱間プレス後の溶接金属の強度低下を抑制している。

ただし、熱間プレス部材の溶接金属（熱間プレス部材の部位間の接合部）における最も薄い部分の厚さt_wが、熱間プレス部材の部位のうちの最も薄い部位の厚さt_0の0.9倍未満になると、溶接金属において、やはり破断が生じ易くなる。

このため、素材とするめっき鋼板の表面に形成しためっき層が、純Znめっき層や溶融亜鉛めっき層、合金化溶融亜鉛めっき層などといったZn系めっき層である場合、熱間プレス部材の部位間の接合部における最も薄い部分の厚さt_wと、熱間プレス部材の部位のうちの最も薄い部位の厚さt_0については、$t_w/t_0 \geqq 0.9$の関係を満足させるものとする。好ましくは$t_w/t_0 \geqq 1.0$である。

[0055] $t_w/t_0 \geqq 0.8$（めっき鋼板の表面に形成しためっき層がZn-Ni合金めっき層であり、このZn-Ni合金めっき層が、10質量%以上25質量%以下のNiを含み、かつ

鋼板片面当たりの付着量が10g/m²以上90g/m²以下である場合）

めっき鋼板の表面に形成しためっき層が、Zn系めっき層のなかでも、Zn-Ni合金めっき層である場合、前述したとおり、テーラードブランク材を得るための接合中に、Niがめっき層から溶接金属に混入するため、熱間プレス後の冷却において、溶接金属に焼きが入りやすくなる。その結果、熱間プレス部材の溶接金属（熱間プレス部材の部位間の接合部）において十分な引張強さが得られるようになり、溶接金属での破断を一層有効に抑制することが可能となる。

ただし、t_w/t_0が0.8未満になると、溶接金属において、やはり破断が生じ易くなる。

このため、めっき鋼板の表面に形成しためっき層がZn-Ni合金めっき層であり、このZn-Ni合金めっき層が、10質量％以上25質量％以下のNiを含み、かつ鋼板片面当たりの付着量が10g/m²以上90g/m²以下である場合には、$t_w/t_0 \geqq 0.8$の関係を満足させるものとする。好ましくは$t_w/t_0 \geqq 1.0$である。

[0056] また、テーラードブランク材とするための接合は、レーザ溶接またはプラズマ溶接などを用いればよいが、上記したZn-Ni合金めっき層を有するめっき鋼板を素材として用いる場合には、ＴＩＧ溶接が先行するレーザ溶接とのレーザアークハイブリッド溶接を適用することが好ましい。

というのは、ＴＩＧ溶接が先行するレーザ溶接とのレーザアークハイブリッド溶接とすることにより、先行するＴＩＧ溶接のアークによって鋼板の表面付近、特に、めっき層が広く溶融し、一方で、溶接金属部はレーザ溶接により狭く制限される。これにより、めっき層から溶接金属中に混入するNi量を増加させることができ、より有利に溶接金属の焼き入れ性を向上させることが可能となるからである。

[0057] なお、これらの接合条件は、ハンピングなく、貫通溶接される条件であれば特に限定されない。例えば、めっき鋼板間の溶接をレーザ溶接とする場合、隙間を0～0.3mmとしてこれらの鋼板同士をレーザ照射面と反対側で合わせて突き合わせ、レーザ出力：2.0～6.0kW、焦点位置：厚板側の鋼板表面を中

心に±1.5mmの範囲、溶接速度：2.0～6.0m/min、シールドガス：ArまたはHeの条件で溶接すればよい。

また、ＴＩＧ溶接が先行するレーザ溶接とのレーザアークハイブリッド溶接とする場合には、先行するＴＩＧ溶接を、後退角：0度～60度、電極－厚板側の鋼板間の距離：10～20mm、アーク電流：80A～200A（DCRP）、シールドガス：HeまたはAr、狙い位置：レーザ照射位置～レーザ照射位置の前方10mmとし、レーザ溶接は、レーザ出力：2.0～6.0kW、溶接速度：2.0～6.0m/min、シールドガス：ArまたはHe、焦点位置：厚板側の鋼板表面を中心に±1.5mmの範囲の条件で溶接すればよい。

[0058] さらに、熱間プレス条件としては、Ac_3変態点以上1000℃以下の温度域に加熱後、放冷し、600℃以上の温度で熱間プレスすることが好ましい。

ここに、熱間プレス前の加熱温度をAc_3変態点以上とするのは、熱間プレス後の急冷でマルテンサイト相などの硬質相を形成し、部材の高強度化を図るためである。また、熱間プレス前の加熱温度の上限を1000℃としたのは、1000℃を超えるとめっき層表面において多量の酸化物層が形成し、抵抗スポット溶接時に通電経路の形成を阻害する分厚い酸化物層となるためである。なお、ここでいう加熱温度とは鋼板の最高到達温度のことをいう。

また、Ac_3変態点は次式（２）により求めることができる。

Ac_3 ＝937.2－476.5[%Ｃ]＋56[%Si]－19.7[%Mn]－16.3[%Cu]－26.6[%Ni]－4.9[%Cr]＋38.1[%Mo]＋124.8[%Ｖ]＋136.3[%Ti]＋198.4[%Al]＋3315[%Ｂ]・・・（２）

ただし、[%M]は、M元素の含有量（質量%）を示す。

[0059] さらに、熱間プレス前の加熱時の平均昇温速度を60℃/s以上にすると、めっき層表面における厚い酸化物層の生成をより有利に抑制でき、抵抗スポット溶接性をより向上できる。

ここで、めっき層表面における酸化物層の生成は、鋼板が高温条件下に晒される高温滞留時間が長くなるほど増大する。したがって、平均昇温速度が速いほど、高温滞留時間を短くすることができ、この結果、めっき層表面で

の酸化物層の生成を抑制できる。

なお、加熱温度（鋼板の最高到達温度）における保持時間は特に限定されるものではないが、酸化物層の生成を抑制するためには短時間とする方が好適である。好ましくは120s以下、より好ましくは60s以下、さらに好ましくは10s以下である。また、保持時間を0秒としてもよい（保持しなくてもよい）。

さらに、熱間プレス前の加熱方法としては、電気炉やガス炉などによる加熱、火炎加熱、通電加熱、高周波加熱、誘導加熱などが挙げられる。特に、平均昇温速度を60℃/s以上にするには、通電加熱、高周波加熱、誘導加熱などが好適である。

[0060] ついで、加熱したテーラードブランク材を放冷し、600℃以上の温度で熱間プレスを行う。というのは、上述のような成分系の鋼板では、600℃未満まで放冷されると、熱間プレス前にフェライト相の形成が開始し、十分な引張強さを得ることができなくなるからである。

なお、熱間プレスの開始温度の上限については特に限定されるものではないが、通常、800℃程度である。

実施例

[0061] 下地鋼板として、質量％で、Ｃ:0.23％、Si:0.25％、Mn:1.2％、Ｐ:0.01％、Ｓ:0.01％、Al:0.03％、Ｎ：0.005％、Cr:0.2％、Ti:0.02％、Ｂ:0.0022％、Sb:0.008％を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる成分組成を有し、Ac_3変態点が833℃の種々の板厚になる冷延鋼板（鋼種ａ）、および質量％で、Ｃ:0.23％、Si:0.25％、Mn:2.0％、Ｐ:0.02％、Ｓ:0.01％、Al:0.03％、Ｎ：0.004％を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる成分組成を有し、Ac_3変態点が808℃の種々の板厚になる冷延鋼板（鋼種ｂ）を作製し、これらの冷延鋼板の表面に合金化溶融Znめっき（GA）、電気Zn合金メッキ（Zn-Ni）、Al-Siめっき（Al-10％Si）を施し、種々のめっき鋼板を準備した。

なお、電気Zn合金メッキ鋼板に関しては、めっき中のNi量および目付量を

種々変化させた。

[0062] ついで、得られためっき鋼板から150×250mmの試験片を採取し、表１のような板厚になる同種のめっき鋼板（ここでは、板厚の厚い方を鋼板Ａ、薄い方を鋼板Ｂとする。なお、板厚が同じ場合には、任意に鋼板Ａ、鋼板Ｂを決定する。）を、図１に示すようにレーザ照射面と反対側の面で合わせて突き合わせ、レーザ溶接またはＴＩＧ溶接が先行するレーザ溶接とのレーザアークハイブリッド溶接を施すことにより、テーラードブランク材を作製した。図１中、符号１は鋼板Ａ（熱間プレス部材において、鋼板Ａより形成された部位、以下、部位Ａともいう）、２は鋼板Ｂ（熱間プレス部材において、鋼板Ｂより形成された部位、以下、部位Ｂともいう）、３は溶接金属（部位Ａと部位Ｂとの接合部）であり、t_Aは鋼板Ａの板厚、t_Bは鋼板Ｂの板厚、t_wは熱間プレス後に得られる熱間プレス部材の部位Ａと部位Ｂとの接合部における最も薄い部分の厚さ、t_0は部位Ｂの厚さである。

なお、レーザ溶接は、集光径：0.6mmのYAGレーザを用い、レーザ出力：3.0kW、溶接速度3m/min、シールドガス：Ar（20L/min）、焦点位置：厚板側の鋼板（鋼板Ａ）表面の条件で行った。また、ＴＩＧ溶接が先行するレーザ溶接とのレーザアークハイブリッド溶接は、先行するＴＩＧ溶接を、後退角：60度、電極－鋼板間の距離：15mm、アーク電流：100A（DCRP）、シールドガス：Ar（20L/min）、狙い位置：レーザ照射位置と同じ、の条件とし、レーザ溶接は、集光径：0.6mmのYAGレーザを用い、レーザ出力：3.0kW、溶接速度3m/min、シールドガス：Ar（20L/min）、焦点位置：厚板側の鋼板（鋼板Ａ）表面の条件で行った。また、接合部の厚さは、鋼板間の隙間を0～0.4mmの範囲で変化させることにより、調整した。

[0063] かくして得られたテーラードブランク材に、以下の条件にて熱間プレスを施し、熱間プレス部材を得た。

すなわち、各テーラードブランク材を電気炉にて大気中で900℃まで180秒かけて加熱し（厚板側の鋼板（鋼板Ａ）温度にて測定）、当該温度で保持することなく、電気炉から取り出し、大気中で700℃まで空冷した後、直ちに金

型で挟み込むことにより熱間プレスを行い、図１のような形状の熱間プレス部材を得た。

[0064] ついで得られた熱間プレス部材の部位Ａと部位Ｂから、それぞれJIS Z2241 5号の形状の引張試験片を切出し、部位Ａと部位Ｂの引張強さを測定した。測定結果を表１に示す。

また、部位Ａと部位Ｂとの接合部からJIS Z3121 １A号に準じた突き合わせ溶接継手の引張試験片を採取し、さらにその両側から接合部の断面形状観察用の試料を採取した。そして、この断面形状観察用の試料から、溶接金属（部位Ａと部位Ｂとの接合部）の最も薄い部分の厚さt_w（mm）を測定し、このt_w（mm）と部位Ｂの厚さt_0（mm）とから、t_w/t_0を求めた。このt_w/t_0の値を表１に示す。

[0065] さらに、上記のようにして得た突き合わせ溶接継手の引張試験片について、10mm/minの引張速度で引張試験を行い、部位Ｂで破断したものを合格、溶接金属（部位Ａと部位Ｂとの接合部）で破断したものを不合格と判定した。結果を表１に示す。

[0066] さらに、得られたテーラードブランク熱間プレス部材の塗装後耐食性評価を行った。

まず、熱間プレス部材の部位Ａおよび部位Ｂからそれぞれ70mm×150mmの試験片を採取し、化成処理、電着塗装を施した。化成処理は、日本パーカライジング株式会社製PB-L3020を使用して標準条件で行った。電着塗装は、関西ペイント株式会社製GT-10を使用し、電圧200Vで塗装後、170℃で20分間の焼付けを行う条件で行い、膜厚を20μmとした。次に、得られた電着塗装試験片にカッターナイフによりクロスカット傷を入れ、傷を入れていない面、および、端部をシールした後、JIS Z2371(2000)に準拠して480時間の塩水噴霧試験を行った。そして、試験後の試験片を水洗・乾燥し、セロハン粘着テープにより傷部の剥離試験を行い、片側最大剥離幅を測定した。

得られた片側最大幅から、塗装後耐食性を以下の基準で評価し、〇であれば合格と判定した。

○：片側最大剥離幅≦5mm

×：片側最大剥離幅＞5mm

[0067]

[表1]

表1

No.	鋼板A					鋼板B					接合方法	部位Aの引張強さ（MPa）	部位Bの引張強さ（MPa）	t_w/t_0	引張試験結果	塗装後耐食性試験結果	備考
	鋼種	板厚 t_A (mm)	めっき層			鋼種	板厚 t_B (mm)	めっき層							破断位置		
			種類	Ni量（質量%）	片面あたりのめっき付着量（g/m^2）			種類	Ni量（質量%）	片面あたりのめっき付着量（g/m^2）							
1	a	1.8	Zn-Ni	12	60	a	1.0	Zn-Ni	12	60	レーザ゛	1477	1490	1.00	部位B	○	発明例
2	a	1.8	Zn-Ni	12	60	a	1.0	Zn-Ni	12	60	レーザ゛	1520	1522	0.90	部位B	○	発明例
3	a	1.8	Zn-Ni	12	60	a	1.0	Zn-Ni	12	60	レーザ゛	1533	1540	0.85	部位B	○	発明例
4	a	1.8	Zn-Ni	12	60	a	1.0	Zn-Ni	12	60	レーザ゛	1490	1493	0.82	部位B	○	発明例
5	a	1.8	Zn-Ni	12	60	a	1.0	Zn-Ni	12	60	レーザ゛	1499	1520	0.80	部位B	○	発明例
6	a	1.8	Zn-Ni	12	60	a	1.0	Zn-Ni	12	60	レーザ゛	1505	1530	0.75	溶接金属	○	比較例
7	a	1.8	GA	－	60	a	1.0	GA	－	60	レーザ゛	1483	1498	0.99	部位B	○	発明例
8	a	1.8	GA	－	60	a	1.0	GA	－	60	レーザ゛	1550	1555	0.95	部位B	○	発明例
9	a	1.8	GA	－	60	a	1.0	GA	－	60	レーザ゛	1490	1501	0.90	部位B	○	発明例
10	a	1.8	GA	－	60	a	1.0	GA	－	60	レーザ゛	1470	1488	0.86	溶接金属	○	比較例
11	a	1.8	Al-10%Si	－	60	a	1.0	Al-10%Si	－	60	レーザ゛	1520	1537	0.99	溶接金属	×	比較例
12	a	1.8	Al-10%Si	－	60	a	1.0	Al-10%Si	－	60	レーザ゛	1505	1522	0.89	溶接金属	×	比較例
13	a	1.8	Al-10%Si	－	60	a	1.0	Al-10%Si	－	60	レーザ゛	1514	1519	0.86	溶接金属	×	比較例
14	a	1.8	Al-10%Si	－	60	a	1.0	Al-10%Si	－	60	レーザ゛	1488	1498	0.83	溶接金属	×	比較例
15	a	1.8	Al-10%Si	－	60	a	1.0	Al-10%Si	－	60	レーザ゛	1501	1514	0.77	溶接金属	×	比較例
16	b	1.8	Zn-Ni	10	90	b	1.0	Zn-Ni	10	90	レーザ゛	1541	1550	0.81	部位B	○	発明例
17	b	1.8	Zn-Ni	10	30	b	1.0	Zn-Ni	10	30	レーザ゛	1532	1544	0.81	部位B	○	発明例
18	b	1.8	Zn-Ni	10	10	b	1.0	Zn-Ni	10	10	レーザ゛	1520	1537	0.80	部位B	○	発明例
19	b	1.8	Zn-Ni	10	5	b	1.0	Zn-Ni	10	5	レーザ゛	1533	1540	0.82	溶接金属	×	比較例
20	b	1.8	Zn-Ni	5	10	b	1.0	Zn-Ni	5	10	レーザ゛	1499	1520	0.80	溶接金属	×	比較例
21	b	1.8	Zn-Ni	25	60	b	1.0	Zn-Ni	25	60	レーザ゛	1540	1551	0.83	部位B	○	発明例
22	b	1.2	Zn-Ni	12	60	b	1.0	Zn-Ni	12	60	レーザ゛	1527	1534	0.81	部位B	○	発明例
23	b	1.8	Zn-Ni	12	60	b	1.6	Zn-Ni	12	60	レーザ゛	1510	1522	0.80	部位B	○	発明例
24	b	1.6	Zn-Ni	12	60	b	1.6	Zn-Ni	12	60	レーザ゛	1508	1524	0.83	部位B	○	発明例
25	a	1.8	Zn-Ni	12	60	a	1.0	Zn-Ni	12	60	レーザ゛アーク ハイブリッド゛	1497	1511	0.82	部位B	○	発明例

[0068] 表１に示すように、発明例となるNo.1～5、7～9、16～18、21～25ではいずれも、引張試験において、部位Ｂで破断し、溶接金属での破断は見られなかった。また、塗装後耐食性についても、良好な結果が得られた。

[0069] 一方、めっき鋼板として、GA（合金化溶融亜鉛めっき）鋼板を用いたもののうち、$t_w/t_0 \geqq 0.9$の関係を満足しないNo.10では、溶接金属において十分な強度が得られず、引張試験において溶接金属で破断した。

また、めっき鋼板として、Al-Siめっき鋼板を用いたNo.11～15ではいずれも、溶接金属において十分な強度が得られず、引張試験において溶接金属で破断した。加えて、塗装後耐食性も十分なものとは言えなかった。

さらに、めっき鋼板としてZn-Ni合金めっき層を有するめっき鋼板を使用する場合であっても、めっき付着量やNi量が適正範囲に満たないNo.19および20では、溶接金属において十分な強度が得られず、引張試験において溶接金属で破断した。また、塗装後耐食性も十分なものとは言えなかった。

符号の説明

[0070] １：鋼板Ａ（部位Ａ）

２：鋼板Ｂ（部位Ｂ）

３：溶接金属（部位Ａと部位Ｂとの接合部）

請求の範囲

[請求項1] ２枚以上のめっき鋼板が端部同士を突き合わせて接合されたテーラードブランク材を用いてなる、熱間プレス部材であって、

前記めっき鋼板の表面におけるめっき層がいずれもZn系めっき層であり、

また、上記熱間プレス部材は、上記各めっき鋼板より形成された２以上の部位と、少なくとも１つの上記部位間の接合部とをそなえ、

上記接合部における最も薄い部分の厚さをt_wとし、上記部位のうちの厚さが最も薄い部位の厚さをt_0としたとき、$t_w/t_0 \geqq 0.9$の関係を満足し、

上記部位の引張強さがいずれも1180MPa以上である、熱間プレス部材。

[請求項2] 請求項１に記載の熱間プレス部材を製造するための方法であって、

Zn系めっき層を有する２枚以上のめっき鋼板を素材とし、該めっき鋼板の端部同士を突き合わせて、レーザ溶接またはプラズマ溶接により接合することにより、テーラードブランク材を得る工程と、

上記テーラードブランク材を、Ac_3変態点～1000℃の温度域に加熱後、冷却し、600℃以上の温度で熱間プレスする工程、

とをそなえる、熱間プレス部材の製造方法。

[請求項3] ２枚以上のめっき鋼板が端部同士を突き合わせて接合されたテーラードブランク材を用いてなる、熱間プレス部材であって、

上記めっき鋼板の表面におけるめっき層がいずれもZn-Ni合金めっき層であり、該Zn-Ni合金めっき層は、10質量％以上25質量％以下のNiを含み、かつ鋼板片面当たりの付着量が10g/m^{2}以上90g/m^{2}以下であり、

また、上記熱間プレス部材は、上記各めっき鋼板より形成された２以上の部位と、少なくとも１つの上記部位間の接合部とをそなえ、

上記接合部における最も薄い部分の厚さをt_wとし、上記部位のうち

の厚さが最も薄い部位の厚さをt_0としたとき、$t_w/t_0 \geqq 0.8$の関係を満足し、

上記部位の引張強さがいずれも1180MPa以上である、熱間プレス部材。

[請求項4] 請求項３に記載の熱間プレス部材を製造するための方法であって、

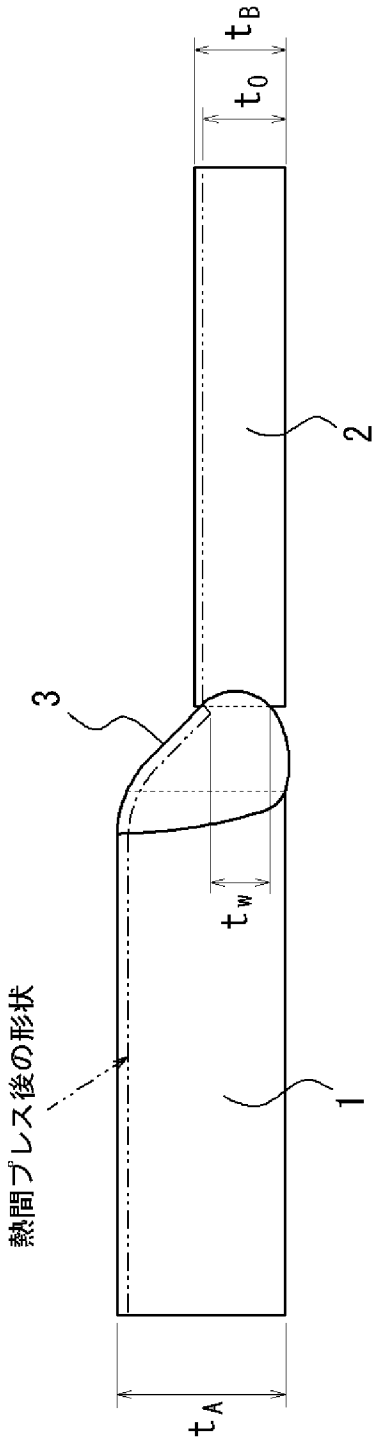
10質量％以上25質量％以下のNiを含み、かつ鋼板片面当たりの付着量が10g/m²以上90g/m²以下であるZn-Ni合金めっき層を有する２枚以上のめっき鋼板を素材とし、該めっき鋼板の端部同士を突き合わせて、ＴＩＧ溶接が先行するレーザ溶接とのレーザアークハイブリッド溶接により接合することにより、テーラードブランク材を得る工程と、

前記テーラードブランク材を、Ac_3変態点～1000℃の温度域に加熱後、冷却し、600℃以上の温度で熱間プレスする工程、

とをそなえる、熱間プレス部材の製造方法。

[図1]

FIG. 1



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2016/001175

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
See extra sheet.

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)
B21D22/20, B23K9/16, B23K9/167, B23K9/23, B23K10/02, B23K26/21, B23K26/322, B23K26/348, B23K31/00, C21D1/18, C21D9/00, C22C18/00, C23C2/06, C23C2/40, C22C18/04, C22C38/00, C22C38/60, C25D5/26

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)
WPI

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP 2005-21968 A (Taiyo Nippon Sanso Corp.), 27 January 2005 (27.01.2005), paragraphs [0021] to [0060]; fig. 5 & US 2005/0000951 A1 paragraphs [0058] to [0198]; fig. 5 & EP 1493528 A1 & KR 10-2005-0004012 A & CN 1608787 A	1-4
Y	JP 2012-197505 A (JFE Steel Corp.), 18 October 2012 (18.10.2012), paragraphs [0016] to [0043]; fig. 1 & EP 2684985 A1 paragraphs [0015] to [0044]; fig. 1 & TW 201243106 A & MX 2013010352 A	1-4

☒ 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	Date of mailing of the international search report
13 April 2016 (13.04.16)	26 April 2016 (26.04.16)
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/JP2016/001175

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 2012-101270 A (Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.), 31 May 2012 (31.05.2012), paragraph [0029]; fig. 1 (Family: none)	4

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2016/001175

Continuation of A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
(International Patent Classification (IPC))

B21D22/20(2006.01)i, *B23K9/16*(2006.01)i, *B23K9/167*(2006.01)i, *B23K9/23*(2006.01)i, *B23K10/02*(2006.01)i, *B23K26/21*(2014.01)i, *B23K26/322*(2014.01)i, *B23K26/348*(2014.01)i, *B23K31/00*(2006.01)i, *C21D1/18*(2006.01)i, *C21D9/00*(2006.01)i, *C22C18/00*(2006.01)i, *C23C2/06*(2006.01)i, *C23C2/40*(2006.01)i, *C22C18/04*(2006.01)n, *C22C38/00*(2006.01)n, *C22C38/60*(2006.01)n

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

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２０１６／００１１７５

Ａ．　発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl.　特別ページ参照

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.　B21D22/20, B23K9/16, B23K9/167, B23K9/23, B23K10/02, B23K26/21, B23K26/322, B23K26/348, B23K31/00, C21D1/18, C21D9/00, C22C18/00, C23C2/06, C23C2/40, C22C18/04, C22C38/00, C22C38/60, C25D5/26

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）

WPI

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	JP 2005-21968 A（大陽日酸株式会社）2005.01.27,［００２１］－［００６０］,［図５］ & US 2005/0000951 A1[0058]-[0198],fig.5 & EP 1493528 A1 & KR 10-2005-0004012 A & CN 1608787 A	1-4
Y	JP 2012-197505 A（ＪＦＥスチール株式会社）2012.10.18,［００１６］－［００４３］,［図１］ & EP 2684985 A1[0015]-[0044],fig.1 & TW 201243106 A & MX 2013010352 A	1-4
Y	JP 2012-101270 A（三菱重工業株式会社）2012.05.31,［００２９］,	4

☑　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	国際調査報告の発送日
１３．０４．２０１６	２６．０４．２０１６

国際調査機関の名称及びあて先
日本国特許庁（ＩＳＡ／ＪＰ）
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）　３Ｐ　３６３０
塩治　雅也
電話番号　０３－３５８１－１１０１　内線　３３６３

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
	［図１］（ファミリーなし）	

発明の属する分野の分類
B21D22/20(2006.01)i, B23K9/16(2006.01)i, B23K9/167(2006.01)i, B23K9/23(2006.01)i, B23K10/02(2006.01)i, B23K26/21(2014.01)i, B23K26/322(2014.01)i, B23K26/348(2014.01)i, B23K31/00(2006.01)i, C21D1/18(2006.01)i, C21D9/00(2006.01)i, C22C18/00(2006.01)i, C23C2/06(2006.01)i, C23C2/40(2006.01)i, C22C18/04(2006.01)n, C22C38/00(2006.01)n, C22C38/60(2006.01)n