(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
2024年6月13日(13.06.2024)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2024/122125 A1

(51) 国際特許分類:
C21D 9/00 (2006.01) *C22C 38/00* (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) *C22C 38/60* (2006.01)
C22C 18/00 (2006.01) *C21D 1/18* (2006.01)
C22C 18/02 (2006.01) *C23C 2/02* (2006.01)
C22C 18/04 (2006.01) *C23C 2/06* (2006.01)

(21) 国際出願番号： PCT/JP2023/030475

(22) 国際出願日： 2023年8月24日(24.08.2023)

(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 2022-197233 2022年12月9日(09.12.2022) JP

(71) 出願人: 日本製鉄株式会社 (**NIPPON STEEL CORPORATION**) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 Tokyo (JP).

(72) 発明者: 林 田 将 汰 (**HAYASHIDA, Shota**); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 光延 卓哉(**MITSUNOBU, Takuya**); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 竹林 浩史(**TAKEBAYASHI, Hiroshi**); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 青 木 篤, 外 (**AOKI, Atsushi** et al.); 〒1050001 東京都港区虎ノ門一丁目２３番１号 虎ノ門ヒルズ森タワー 青和特許法律事務所 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, CV, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IQ, IR, IS, IT, JM, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, MG, MK, MN, MU, 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, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, 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, CV, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SC, 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, ME, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類：
— 国際調査報告（条約第21条(3)）

(54) **Title:** HOT-STAMP MOLDED BODY

(54) 発明の名称： ホットスタンプ成形体

(57) **Abstract:** Provided is a hot-stamp molded body characterized by comprising a steel base material and a plating layer disposed on a surface of the steel base material, wherein: the plating layer has a prescribed chemical composition; the average C concentration from the surface of the steel base material to 1 μm in the depth direction is 0.25 mass% or less; the steel base material contains 90% or more of martensite in terms of area ratio; the adhesion amount of the plating layer is 60 g/m^2 or more per one surface; and the hot-stamp molded body has a Vickers hardness is 400 HV or more.

(57) 要約：鋼母材と、前記鋼母材の表面に配置されためっき層を備え、前記めっき層が所定の化学組成を有し、前記鋼母材の表面から深さ方向に１μｍまでの平均Ｃ濃度が０．２５質量％以下であり、前記鋼母材が、面積率で、マルテンサイトを９０％以上含み、前記めっき層の付着量が片面当たり６０ｇ／ｍ^{2}以上であり、４００ＨＶ以上のビッカース硬さを有することを特徴とするホットスタンプ成形体が提供される。

WO 2024/122125 A1

明　細　書

発明の名称 ： ホットスタンプ成形体

技術分野

[0001] 本発明は、ホットスタンプ成形体に関する。

背景技術

[0002] 近年、自動車業界では、燃費向上の観点から車体の軽量化が求められている。車体の軽量化と衝突安全性を両立するためには、骨格部品等において使用する鋼板の高強度化が有効な方法の一つであり、このような背景から高強度鋼板の開発が進められている。

[0003] 高強度鋼板のような成形が困難な材料をプレス成形する技術としてホットスタンプ（熱間プレス）が知られている。ホットスタンプは、成形に供される材料を加熱してから成形する熱間成形技術である。この技術では、材料を加熱してから成形するため、成形時には鋼材が軟質で良好な成形性を有する。したがって、高強度の鋼材であっても複雑な形状に精度よく成形することが可能であり、また、プレス金型によって成形と同時に焼き入れを行うため、成形後の鋼材は十分な強度を有することが知られている。

[0004] これに関連して、Ｚｎ含有めっきを施したホットスタンプ成形体についても様々な検討がされている。

[0005] 例えば、特許文献１では、２．０～２４．０重量％の亜鉛、７．１～１２．０重量％のケイ素、任意の１．１～８．０重量％のマグネシウム、及び任意にＰｂ、Ｎｉ、Ｚｒ又はＨｆから選択される追加の元素を含み、各追加の元素の重量含有率が０．３重量％より低く、残部がアルミニウム並びに任意の不可避的不純物及び残留元素であり、ここで、Ａｌ／Ｚｎ比が２．９を超える金属コーティングで被覆された鋼板が記載され、当該鋼板をホットスタンプ成形して得られた部品が高い犠牲防食を示すことが教示されている。

[0006] 特許文献２では、Ａ）２．０から２４．０重量％の亜鉛、１．１から７．０重量％のケイ素、ケイ素の量が１．１から４．０重量％の間である場合に

は、場合により１．１から８．０重量％のマグネシウム、および場合によりＰｂ、Ｎｉ、ＺｒまたはＨｆから選択される追加元素を含み、各追加元素の重量含有量が０．３重量％未満であり、残りがアルミニウムおよび不可避不純物および残留元素である金属コーティングで予めコートされた鋼板を提供するステップであって、ここで、Ａｌ／Ｚｎ比は２．９を超える、ステップ、Ｂ）前記コート鋼板を切断して、ブランクを得るステップ、Ｃ）前記ブランクを８４０から９５０℃の間の温度で熱処理して、前記鋼中に完全オーステナイト微細構造を得るステップ、Ｄ）前記ブランクをプレスツール内へ移送するステップ、Ｅ）前記ブランクを熱間成形し、部品を得るステップ、Ｆ）マルテンサイトもしくはマルテンサイト－ベイナイトである、または少なくとも７５％の等軸フェライト、５から２０％のマルテンサイトおよび１０％以下の量のベイナイトで構成される微細構造を鋼中に得るために、ステップＥ）で得られた前記部品を冷却するステップを含む硬化部品の製造方法が記載されている。また、特許文献２では、上記の製造方法によれば、ＬＭＥのない硬化部品が得られると教示されている。

先行技術文献

特許文献

[0007] 特許文献1：特表２０１８－５２８３２４号公報

特許文献2：特表２０１８－５２７４６２号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0008] 例えば、特許文献１及び２に記載されるような亜鉛めっき鋼板をホットスタンプ成形において使用すると、ホットスタンプ成形後のめっき層は、地鉄（鋼母材）と合金化して耐食性が低下する場合がある。また、亜鉛めっき鋼板をホットスタンプ成形して得られたホットスタンプ成形体は、次いでスポット溶接等を利用して接合されるが、この際には、液体金属脆化（ＬＭＥ）割れを抑制する必要がある。この現象は、溶接入熱により液相化したＺｎが

結晶粒界に沿って鋼材内部に侵入して脆化したところに、溶接により発生する引張応力が作用することで生じる割れである。これに関連して、特許文献２では、ホットスタンプ成形の際に生じるＬＭＥの抑制について教示されているものの、特許文献２では、ホットスタンプ成形後のスポット溶接時におけるＬＭＥ割れの抑制、さらには当該ＬＭＥ割れの抑制と耐食性の向上を両立させるという観点からは必ずしも十分な検討はなされていない。また、ＬＭＥ割れは、一般に、比較的高い強度を有する鋼材の場合にその発生が顕著となり、鋼材を高強度化するほどＬＭＥ割れの感受性が高まる傾向にあることが知られている。一方で、自動車業界等では、鋼材のさらなる軽量化も求められており、このような軽量化を達成するためには、鋼材をこれまで以上に高強度化する必要が生じる。したがって、従来と同等又はそれ以上の高強度化を行った場合においても、ＬＭＥ割れの課題を解決し得る鋼材、より具体的にはホットスタンプ成形体に対して高いニーズがある。

[0009] そこで、本発明は、高強度で、かつホットスタンプ成形後においても高い耐食性を維持しつつ、スポット溶接時におけるＬＭＥ割れを抑制することができるホットスタンプ成形体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

[0010] 本発明者らは、上記目的を達成するために検討を行った結果、まず、Ｚｎを含むめっき層を所定量以上の付着量において形成することでホットスタンプ成形に適用した場合においても十分な耐食性を維持することができることを見出した。加えて、本発明者らは、４００ＨＶ以上の高いビッカース硬さを有するにもかかわらず、ホットスタンプ成形前の鋼母材の表層部組織を適切に改質してホットスタンプ成形後の鋼母材表層部におけるＣ濃度が比較的低くなるようにすることで、上記のような比較的多いめっき付着量で形成されためっき層であっても、ホットスタンプ成形後のスポット溶接時におけるＬＭＥ割れの発生を顕著に抑制又は低減することができることを見出し、本発明を完成させた。

[0011] 上記目的を達成し得た本発明は下記のとおりである。

（１）鋼母材と、前記鋼母材の表面に配置されためっき層を備え、

前記めっき層が、質量％で、

Ｎｉ：０．５～２５．０％、及び

Ｆｅ：２０．０～７０．０％

を含有し、さらに、

Ａｌ：０～１．０００％、

Ｍｇ：０～０．５００％未満、

Ｓｉ：０～０．２００％、

Ｃａ：０～３．０００％、

Ｓｂ：０～０．５００％、

Ｐｂ：０～０．５００％、

Ｃｕ：０～１．０００％、

Ｓｎ：０～１．０００％、

Ｔｉ：０～１．０００％、

Ｃｒ：０～１．０００％、

Ｎｂ：０～１．０００％、

Ｚｒ：０～１．０００％、

Ｍｎ：０～１．０００％、

Ｍｏ：０～１．０００％、

Ａｇ：０～１．０００％、

Ｌｉ：０～１．０００％、

Ｌａ：０～０．５００％、

Ｃｅ：０～０．５００％、

Ｂ　：０～０．５００％、

Ｙ　：０～０．５００％、

Ｓｒ：０～０．５００％、

Ｉｎ：０～０．５００％、

Ｃｏ：０～０．５００％、

Ｂｉ：０～０．５００％、

Ｐ　：０～０．５００％、及び

Ｗ　：０～０．５００％

の少なくとも１種を合計で５．０００％以下含有し、

残部：Ｚｎ及び不純物からなる化学組成を有し、

前記鋼母材の表面から深さ方向に１μｍまでの平均Ｃ濃度が０．２５質量％以下であり、

前記鋼母材が、面積率で、マルテンサイトを９０％以上含み、

前記めっき層の付着量が片面当たり６０ｇ／m^2以上であり、

４００ＨＶ以上のビッカース硬さを有することを特徴とする、ホットスタンプ成形体。

（２）前記平均Ｃ濃度が０．１８質量％以下であり、前記めっき層のＦｅ含有量が２０．０～６０．０質量％であることを特徴とする、上記（１）に記載のホットスタンプ成形体。

（３）前記平均Ｃ濃度が０．１０質量％以下であることを特徴とする、上記（１）又は（２）に記載のホットスタンプ成形体。

発明の効果

[0012] 本発明によれば、高強度で、かつホットスタンプ成形後においても高い耐食性を維持しつつ、スポット溶接時におけるＬＭＥ割れを抑制することができるホットスタンプ成形体を提供することができる。

発明を実施するための形態

[0013] ＜ホットスタンプ成形体＞

本発明の実施形態に係るホットスタンプ成形体は、鋼母材と、前記鋼母材の表面に配置されためっき層を備え、

前記めっき層が、質量％で、

Ｎｉ：０．５～２５．０％、及び

Ｆｅ：２０．０～７０．０％

を含有し、さらに、

Ａｌ：０～１．０００％、

Ｍｇ：０～０．５００％未満、

Ｓｉ：０～０．２００％、

Ｃａ：０～３．０００％、

Ｓｂ：０～０．５００％、

Ｐｂ：０～０．５００％、

Ｃｕ：０～１．０００％、

Ｓｎ：０～１．０００％、

Ｔｉ：０～１．０００％、

Ｃｒ：０～１．０００％、

Ｎｂ：０～１．０００％、

Ｚｒ：０～１．０００％、

Ｍｎ：０～１．０００％、

Ｍｏ：０～１．０００％、

Ａｇ：０～１．０００％、

Ｌｉ：０～１．０００％、

Ｌａ：０～０．５００％、

Ｃｅ：０～０．５００％、

Ｂ　：０～０．５００％、

Ｙ　：０～０．５００％、

Ｓｒ：０～０．５００％、

Ｉｎ：０～０．５００％、

Ｃｏ：０～０．５００％、

Ｂｉ：０～０．５００％、

Ｐ　：０～０．５００％、及び

Ｗ　：０～０．５００％

の少なくとも１種を合計で５．０００％以下含有し、

残部：Ｚｎ及び不純物からなる化学組成を有し、

前記鋼母材の表面から深さ方向に１μｍまでの平均Ｃ濃度が０．２５質量％以下であり、

前記鋼母材が、面積率で、マルテンサイトを９０％以上含み、

前記めっき層の付着量が片面当たり６０ｇ／m^2以上であり、

４００ＨＶ以上のビッカース硬さを有することを特徴としている。

[0014] 先に述べたとおり、亜鉛めっき鋼板をホットスタンプ成形して得られたホットスタンプ成形体は、スポット溶接によって接合される際、液体金属脆化（ＬＭＥ）割れを抑制する必要がある。理由は必ずしも明らかではないが、本発明者らによる研究等で、鋼材中に含まれる炭素がこのようなＬＭＥ割れを促進させる元素であることがわかってきており、したがってＬＭＥ割れが生じる鋼材表層部の炭素濃度を例えば脱炭等により低減することで、ＬＭＥ割れの発生を抑制又は低減することができるものと考えられる。しかしながら、実際のところ、ホットスタンプ成形に適用された場合には、このような鋼板表層部の低炭素濃度化に基づくＬＭＥ抑制効果は限定的であり、必ずしも満足のいくものではない場合がある。

[0015] 本発明者らは、種々の検討の結果、耐ＬＭＥ性を向上させる観点から、ホットスタンプ成形前の鋼母材の表層部における炭素濃度を脱炭等により低減したとしても、ホットスタンプ成形における高温加熱時に鋼母材のバルク中に含まれる炭素が表層部へと拡散し、このような表層部への復炭によって当初の表層部の低炭素濃度化によるＬＭＥ抑制効果が消失するか又は低減されてしまうことを見出した。そこで、本発明者らは、さらに検討を行い、このような復炭を抑制することができる組織をホットスタンプ成形前の鋼母材の表層部に作り込むことで、十分な耐食性を維持するためにＺｎ含有めっき層の付着量を比較的多くした場合においても、当初の表層部の低炭素濃度化によるＬＭＥ抑制効果を十分に発揮してホットスタンプ成形後のスポット溶接時におけるＬＭＥ割れの発生を確実に抑制又は低減することができることを見出した。より具体的には、ホットスタンプ成形体の製造方法に関連して後で詳しく説明されるように、本発明者らは、めっき層の付着量を片面当たり

６０ｇ／m^2以上とすることでホットスタンプ成形に適用した場合でも十分な耐食性を維持するとともに、鋼母材の表層部にパーライトの量が比較的少なく、かつ粗大なパーライトの量が低減された組織を形成することで、ホットスタンプ成形に適用した場合に、鋼母材の表面から深さ方向に１μｍまでの平均Ｃ濃度を０．２５質量％以下に抑制することができ、これに関連してホットスタンプ成形後のスポット溶接時におけるＬＭＥ割れを確実に抑制又は低減することができることを見出した。

[0016] 何ら特定の理論に束縛されることを意図するものではないが、ホットスタンプ成形によって本発明の実施形態に係るホットスタンプ成形体を得る際、鋼母材の表層部における組織が以下のように作用して、ホットスタンプ成形の高温加熱時に鋼母材のバルク中に含まれる炭素が表層部へと拡散して復炭することを抑制又は低減しているものと考えられる。より詳しく説明すると、脱炭等により鋼母材の表層部における炭素濃度が低減されると、このような低炭素濃度化に関連して、鋼母材の表層部におけるミクロ組織中に生成するパーライトの量が比較的少なくなる。鋼母材の表層部にこのようなパーライトの量が比較的少ない領域を形成することで低炭素濃度化に基づくＬＭＥ抑制効果を十分に発揮することが可能となる。しかしながら、単にパーライトの量を低減しただけでは、パーライトが粒界に沿って析出しているような場合には、ホットスタンプ成形の高温加熱時に当該パーライトがオーステナイトに変態することで粒界に沿ったオーステナイトによる炭素の拡散経路（すなわち炭素の復炭経路）が形成されてしまうものと考えられる。ホットスタンプ成形の高温加熱時には、鋼母材におけるバルクの高炭素濃度と表面側の低炭素濃度との間の濃度勾配に基づいてバルク中の炭素が表面側に拡散しようとする。その際、上記のような粒界に沿ったオーステナイトによる炭素の復炭経路が存在すると、バルク中の炭素が当該復炭経路を通って表面側へと拡散することで、表層部への復炭を促進させてしまうこととなる。その結果として、当初の表層部の低炭素濃度化によるＬＭＥ抑制効果を十分に発揮することができなくなる。これに対し、本発明の実施形態によれば、パーラ

イトの量が比較的少ない表層部の領域において、さらに粗大なパーライトの量を低減することにより、ホットスタンプ成形の高温加熱時においても、パーライトから変態したオーステナイトを粒界上で分散させて存在させることができ、これによってオーステナイトによる炭素の復炭経路を確実に分断することが可能となる。

[0017] より詳しく説明すると、ホットスタンプ成形の高温加熱時にパーライトがオーステナイトに変態すると、フェライトとオーステナイトの二相組織が形成されることになる。このような場合に、フェライトとオーステナイトの異相界面に存在するオーステナイトが鋼母材の表面側まで繋がることで炭素の復炭経路が形成され、その結果として鋼母材のバルクから表面側への炭素の拡散が促進されることとなる。これに関連して、ホットスタンプ成形によって本発明の実施形態に係るホットスタンプ成形体を得る際には、鋼母材の表層部におけるパーライト量を低減するとともに、当該表層部における粗大なパーライトの量を低減することが重要となる。このような表層部組織により、ホットスタンプ成形の高温加熱時においても、パーライトから変態するオーステナイトの量を低減することができ、さらには当該オーステナイトを粒界上で分散させて存在させることができるので、オーステナイトによる炭素の復炭経路を確実に分断することが可能となる。その結果として、最終的に得られるホットスタンプ成形体において、鋼母材の表面から深さ方向に１μｍまでの平均Ｃ濃度を０．２５質量％以下に抑制することができる。とりわけ、Ｚｎ含有めっきを施しためっき鋼板をホットスタンプ成形する場合には、ホットスタンプ成形の高温加熱時に鋼母材中のＦｅとめっき層の相互拡散によって、めっき層とＦｅが合金化することになる。一方で、鋼母材中のＣはめっき層には含有されないので、鋼母材の表面付近においてＦｅに対して相対的にＣが濃化されてしまうこととなる。このため、ホットスタンプ成形前に脱炭等により鋼母材の表層部が低炭素濃度化されていたとしても、ホットスタンプ成形後には鋼母材の表層部におけるＣ濃度がバルクにおけるＣ濃度よりもはるかに高くなってしまう場合がある。これに対し、本発明の実施

形態によれば、上記のような復炭経路の分断によってバルクから表層部へのＣの拡散が抑制されるため、従来のめっき鋼板の場合と比較して、鋼母材の表面付近におけるＣの濃化を顕著に抑制又は低減することができ、より具体的には鋼母材の表面から深さ方向に１μｍまでの平均Ｃ濃度を０．２５質量％以下に抑制することが可能となる。したがって、本発明の実施形態によれば、十分な耐食性を維持するためにＺｎ含有めっき層の付着量を比較的多くしてＬＭＥがより生じやすい条件になっているにもかかわらず、ホットスタンプ成形の高温加熱時における復炭を顕著に抑制することで、当初の鋼母材表層部の低炭素濃度化によるＬＭＥ抑制効果を十分に発揮して、その後のスポット溶接時におけるＬＭＥ割れの発生を確実に抑制又は低減することが可能となる。Ｚｎ含有めっき層を備えたホットスタンプ成形体において、ホットスタンプ成形前の鋼母材の表層部組織を適切に改質することで上記のようにＬＭＥ割れの発生を抑制又は低減することができるという事実は、今回、本発明者らによって初めて明らかにされたことである。したがって、本発明の実施形態に係るホットスタンプ成形体は、スポット溶接が比較的多く用いられる自動車分野の使用において特に有用である。

[0018] 以下、本発明の実施形態に係るホットスタンプ成形体についてより詳しく説明する。以下の説明において、各元素の含有量の単位である「％」は、特に断りがない限り「質量％」を意味するものである。また、本明細書において、数値範囲を示す「～」とは、特に断りがない場合、その前後に記載される数値を下限値及び上限値として含む意味で使用される。

[0019] ［めっき層］

本発明の実施形態によれば、めっき層は鋼母材の表面に配置され、例えば鋼母材の少なくとも一方、好ましくは両方の表面に配置される。ここで、「鋼母材の表面に配置される」との表現は、めっき層が鋼母材の表面に直接的に配置される場合だけでなく、めっき層が鋼母材の表面に間接的に配置される場合、例えば、鋼母材とめっき層との間に後で説明する固溶体層等を含む場合も包含するものである。めっき層は下記の化学組成を有する。

[0020] ［Ｎｉ：０．５～２５．０％］

Ｎｉは、めっき層の耐食性を向上させるのに有効な元素である。このような効果を十分に得るために、Ｎｉ含有量は０．５％以上とする。Ｎｉ含有量は０．５１％以上、０．５２％以上、０．５３％以上、０．５５％以上、０．６％以上、１．０％以上、５．０％以上、７．０％以上、１０．０％以上又は１２．０％％以上であってもよい。上限は特に限定されないが、製造コスト等の観点から、Ｎｉ含有量は２５．０％以下とし、例えば２３．０％以下、２０．０％以下、１８．０％以下又は１６．０％以下であってもよい。

[0021] ［Ｆｅ：２０．０～７０．０％］

ホットスタンプ成形時にめっき鋼板を加熱すると、鋼母材からのＦｅがめっき層中に拡散してＺｎ等と合金化するため、当該めっき層には必然的にＦｅが含有される。したがって、Ｆｅ含有量は２０．０％以上であり、例えば２５．０％以上、３０．０％以上、３５．０％以上、４０．０％以上、４５．０％以上又は５０．０％以上であってもよい。一方で、本発明の実施形態によれば、ホットスタンプ成形体の製造方法に関連して後で詳しく説明されるように、ホットスタンプ成形前の鋼母材の表層部組織を適切に改質することで、理由は必ずしも明らかではないが、めっき層中のＺｎ等と鋼母材中のＦｅの合金化を遅延させることができるものと考えられる。したがって、本発明の実施形態によれば、めっき層中のＦｅ含有量は最大でも７０．０％以下に抑制することができる。これに関連して、めっき層の付着量を比較的多くして、具体的には片面当たり６０ｇ／m^2以上に制御することで、合金化が十分に進行していないめっき層を比較的多く存在させることができ、このようなめっき層の存在に起因して十分な耐食性を維持することが可能となる。耐食性向上の観点からは、Ｆｅ含有量は低いほど好ましく、例えば６７．０％以下、６５．０％以下、６２．０％以下、６０．０％以下、５７．０％以下又は５５．０％以下であってもよい。

[0022] さらに、めっき層は、任意選択で、Ａｌ：０～１．０００％、Ｍｇ：０～０．５００％未満、Ｓｉ：０～０．２００％、Ｃａ：０～３．０００％、Ｓ

ｂ：０～０．５００％、Ｐｂ：０～０．５００％、Ｃｕ：０～１．０００％、Ｓｎ：０～１．０００％、Ｔｉ：０～１．０００％、Ｃｒ：０～１．０００％、Ｎｂ：０～１．０００％、Ｚｒ：０～１．０００％、Ｍｎ：０～１．０００％、Ｍｏ：０～１．０００％、Ａｇ：０～１．０００％、Ｌｉ：０～１．０００％、Ｌａ：０～０．５００％、Ｃｅ：０～０．５００％、Ｂ：０～０．５００％、Ｙ：０～０．５００％、Ｓｒ：０～０．５００％、Ｉｎ：０～０．５００％、Ｃｏ：０～０．５００％、Ｂｉ：０～０．５００％、Ｐ：０～０．５００％、及びＷ：０～０．５００％の少なくとも１種を含有してもよい。これらの任意選択元素は、特に限定されないが、合計で５．０００％以下であることが好ましい。任意選択元素は、合計で４．５００％以下、４．０００％以下、３．５００％以下、３．０００％以下、２．５００％以下、２．０００％以下、１．５００％以下又は１．０００％以下であってもよい。以下、これらの任意選択元素について詳しく説明する。

[0023] ［Ａｌ：０～１．０００％］

Ａｌは、めっき層の耐食性を向上させるのに有効な元素である。Ａｌ含有量は０％であってもよいが、このような効果を得るためには、Ａｌ含有量は０．００１％以上であることが好ましい。Ａｌ含有量は０．００５％以上、０．０１０％以上、０．０３０％以上、０．０５０％以上、０．０８０％以上、０．１００％以上又は０．１５０％以上であってもよい。一方で、Ａｌを過度に含有すると、Ｚｎ－Ａｌ共晶組成にめっき層の組成が近づくため、めっき層の融点が低下する場合がある。したがって、Ａｌ含有量は１．０００％以下であることが好ましい。Ａｌ含有量は０．８００％以下、０．６００％以下、０．４００％以下又は０．３００％以下であってもよい。

[0024] ［Ｍｇ：０～０．５００％未満］

Ｍｇは、めっき層の耐食性を向上させるのに有効な元素である。Ｍｇ含有量は０％であってもよいが、このような効果を得るためには、Ｍｇ含有量は０．００１％以上であることが好ましい。Ｍｇ含有量は０．０１０％以上、０．０５０％以上又は０．１００％以上であってもよい。一方で、加工性向

上の観点から、Ｍｇ含有量は０．５００％未満であってもよい。Ｍｇ含有量は０．４９０％以下、０．４８０％以下、０．４７０％以下、０．４５０％以下、０．４００％以下、０．３００％以下又は０．２００％以下であってもよい。

[0025] ［Ｓｉ：０～０．２００％］

Ｓｉは、めっき層の耐食性を向上させるのに有効な元素である。Ｓｉ含有量は０％であってもよいが、必要に応じて、Ｓｉは０．０００１％以上、０．００１％以上、０．０１０％以上又は０．０５０％以上の量でめっき層中に含有されていてもよい。一方で、めっき層のめっき密着性向上の観点から、Ｓｉ含有量は０．２００％以下であってもよい。Ｓｉ含有量は０．１８０％以下、０．１５０％以下、０．１２０％以下又は０．１００％以下であってもよい。

[0026] ［Ｃａ：０～３．０００％］

Ｃａは、めっき浴の濡れ性を確保するのに有効な元素である。Ｃａ含有量は０％であってもよいが、このような効果を得るためには、Ｃａ含有量は０．００１％以上であることが好ましい。Ｃａ含有量は０．００５％以上、０．０１０％以上、０．１００％以上又は１．０００％以上であってもよい。一方で、Ｃａを過度に含有すると、めっき層中に硬い金属間化合物を多量に形成して、めっき層が脆くなり、鋼板との密着性を低下させる場合がある。したがって、Ｃａ含有量は３．０００％以下であることが好ましい。Ｃａ含有量は２．５００％以下、２．０００％以下又は１．５００％以下であってもよい。

[0027] ［Ｓｂ：０～０．５００％、Ｐｂ：０～０．５００％、Ｃｕ：０～１．０００％、Ｓｎ：０～１．０００％、Ｔｉ：０～１．０００％、Ｃｒ：０～１．０００％、Ｎｂ：０～１．０００％、Ｚｒ：０～１．０００％、Ｍｎ：０～１．０００％、Ｍｏ：０～１．０００％、Ａｇ：０～１．０００％、Ｌｉ：０～１．０００％、Ｌａ：０～０．５００％、Ｃｅ：０～０．５００％、Ｂ：０～０．５００％、Ｙ：０～０．５００％、Ｓｒ：０～０．５００％、Ｉ

ｎ：０～０．５００％、Ｃｏ：０～０．５００％、Ｂｉ：０～０．５００％、Ｐ：０～０．５００％及びＷ：０～０．５００％］

Ｓｂ、Ｐｂ、Ｃｕ、Ｓｎ、Ｔｉ、Ｃｒ、Ｎｂ、Ｚｒ、Ｍｎ、Ｍｏ、Ａｇ、Ｌｉ、Ｌａ、Ｃｅ、Ｂ、Ｙ、Ｓｒ、Ｉｎ、Ｃｏ、Ｂｉ、Ｐ及びＷは、めっき層中に含まれなくてもよいが、０．０００１％以上、０．００１％以上又は０．０１％以上の量においてめっき層中に存在し得る。これらの元素は、所定の含有量の範囲内であれば、ホットスタンプ成形体としての性能に悪影響は及ぼさない。しかしながら、各元素の含有量が過剰な場合には耐食性を低下させる場合がある。したがって、Ｓｂ、Ｐｂ、Ｌａ、Ｃｅ、Ｂ、Ｙ、Ｓｒ、Ｉｎ、Ｃｏ、Ｂｉ、Ｐ及びＷの含有量は０．５００％以下であることが好ましく、例えば０．３００％以下、０．１００％以下又は０．０５０％以下であってもよい。同様に、Ｃｕ、Ｓｎ、Ｔｉ、Ｃｒ、Ｎｂ、Ｚｒ、Ｍｎ、Ｍｏ、Ａｇ及びＬｉの含有量は１．０００％以下であることが好ましく、例えば０．８００％以下、０．５００％以下又は０．１００％以下であってもよい。

[0028] めっき層において、上記の元素以外の残部はＺｎ及び不純物からなる。めっき層における不純物とは、めっき層を製造する際に、原料を始めとして、製造工程の種々の要因によって混入する成分等である。残部のＺｎ含有量は、特に限定されないが、例えば２．０％以上、３．０％以上、４．０％以上又は５．０％以上であってもよい。

[0029] ［めっき層の化学組成の測定］

めっき層の化学組成は、酸性水溶液でめっき層のみを溶解し、化学分析することで決定される。すなわち、鋼の溶解を抑制するインヒビターを含有した酸性水溶液、具体的には１０％の塩酸に１％のヒビロン（Ａ－６）（スギムラ化学工業株式会社製）を加えた室温の酸性水溶液でめっき層を溶解し、得られた酸性水溶液をＩＣＰ（高周波誘導結合プラズマ発光分光法）分析することで、めっき層の化学組成が得られる。

[0030] めっき層としては、上記の化学組成を有する任意のめっき層であってよく

特に限定されないが、例えば溶融めっき層、合金化溶融めっき層又は電気めっき層等であってよい。好ましくは、めっき層は電気めっき層である。

[0031] ［めっき層の付着量：片面当たり６０ｇ／ｍ^{2}以上］

本発明の実施形態に係るホットスタンプ成形体においては、めっき層の付着量は片面当たり６０ｇ／ｍ^{2}以上である。一般に、めっき層は、ホットスタンプ成形における高温加熱時に鋼母材と合金化して耐食性が低下する場合がある。しかしながら、本発明の実施形態によれば、理由は必ずしも明らかではないが、ホットスタンプ成形前の適切に改質された鋼母材の表層部組織、すなわちパーライトの量が比較的少なくかつ粗大なパーライトの量が低減された表層部組織に起因して、めっき層と鋼母材の合金化を遅延させることができるものと考えられる。したがって、めっき層の付着量を比較的多くして、具体的に片面当たり６０ｇ／ｍ^{2}以上に制御することで、ホットスタンプ成形後に合金化が十分に進行していないめっき層が存在することとなり、このようなめっき層の存在に起因して十分な耐食性を維持することが可能になると考えられる。一方で、めっき層の付着量が少ないと、上記のような合金化の遅延に関連する効果を十分に得ることができず、ホットスタンプ成形後の耐食性が低下してしまう場合がある。耐食性向上の観点からは、めっき層の付着量は、片面当たり好ましくは６５ｇ／ｍ^{2}以上又は７０ｇ／ｍ^{2}以上、より好ましくは８０ｇ／ｍ^{2}以上、さらにより好ましくは９０ｇ／ｍ^{2}以上、最も好ましくは１００ｇ／ｍ^{2}以上である。上限は特に限定されないが、めっき層の付着量は、例えば２００ｇ／ｍ^{2}以下、１９０ｇ／ｍ^{2}以下、１８０ｇ／ｍ^{2}以下又は１７０ｇ／ｍ^{2}以下であってもよい。

[0032] ［めっき付着量の測定］

めっき層の付着量は、酸性水溶液でめっき層のみを溶解することで決定される。すなわち、ホットスタンプ成形体から３０ｍｍ×３０ｍｍのサンプルを採取し、次いで鋼の溶解を抑制するインヒビターを含有した酸性水溶液、具体的には１０％の塩酸に１％のヒビロン（Ａ－６）（スギムラ化学工業株式会社製）を加えた室温の酸性水溶液でめっき層を溶解し、めっき層の溶解

前後のサンプルの重量変化からめっき層の付着量が決定される。

[0033] ［鋼母材の表面から深さ方向に１μｍまでの平均Ｃ濃度：０．２５質量％以下］

本発明の実施形態に係るホットスタンプ成形体においては、鋼母材の表面から深さ方向に１μｍまでの平均Ｃ濃度は０．２５質量％以下である。ホットスタンプ成形体の製造方法に関連して後で詳しく説明されるように、ホットスタンプ成形前の鋼母材表層部の低炭素濃度化に関連する組織、すなわちパーライトの量が比較的少なくかつ粗大なパーライトの量が低減された表層部組織に起因して、ホットスタンプ成形の高温加熱時における復炭が顕著に抑制される。これに関連して、最終的に得られるホットスタンプ成形体において、鋼母材の表面から深さ方向に１μｍまでの平均Ｃ濃度が０．２５質量％以下に低減される。その結果、当初の鋼母材表層部の低炭素濃度化によるＬＭＥ抑制効果を十分に発揮してホットスタンプ成形後のスポット溶接時におけるＬＭＥ割れの発生を確実に抑制又は低減することが可能となる。したがって、ホットスタンプ成形後のスポット溶接時における耐ＬＭＥ性向上の観点からは、鋼母材の表面から深さ方向に１μｍまでの平均Ｃ濃度は低いほど好ましく、例えば０．２２質量％以下、０．２０質量％以下、０．１８質量％以下、０．１５質量％以下、０．１２質量％以下、０．１０質量％以下、０．０８質量％以下又は０．０６質量％以下であってもよい。とりわけ、上記平均Ｃ濃度を０．１８質量％以下とした場合には、先に述べためっき層中のＺｎ等と鋼母材中のＦｅとの合金化遅延効果がより顕著なものとなる。その結果として、めっき層中のＦｅ含有量を相対的に小さくすることができ、より具体的にはめっき層中のＦｅ含有量を６０．０質量％以下に低減することができる。したがって、ホットスタンプ成形後の耐食性をさらに向上させることが可能となる。鋼母材の表面から深さ方向に１μｍまでの平均Ｃ濃度の下限は特に限定されないが、例えば、当該平均Ｃ濃度は、０．００１質量％以上、０．００５質量％以上又は０．０１質量％以上であってもよい。

[0034] ［鋼母材の表面から深さ方向に１μｍまでの平均Ｃ濃度の測定］

鋼母材の表面から深さ方向に１μｍまでの平均Ｃ濃度は、高周波グロー放電発光分析装置（ＧＤＳ）を用いて以下のようにして決定される。具体的には、ホットスタンプ成形体の表面をＡｒ雰囲気にし、電圧をかけてグロープラズマを発生させた状態で、ホットスタンプ成形体の表面をスパッタリングさせながら深さ方向に分析する方法を用いる。そして、グロープラズマ中で原子が励起されて発せられる元素特有の発光スペクトル波長から、材料に含まれる元素を同定し、同定した元素の発光強度を見積もる。深さ方向のデータは、スパッタ時間から見積もることができる。具体的には、予め標準サンプルを用いてスパッタ時間とスパッタ深さとの関係を求めておくことで、スパッタ時間をスパッタ深さに変換することができる。したがって、スパッタ時間から変換したスパッタ深さを、材料の表面からの深さと定義することができる。得られた発光強度は検量線を作製することで質量％に換算する。このようにしてホットスタンプ成形体をＧＤＳ測定した場合に、深さ方向にＺｎ濃度が０．１％以下になった位置を鋼母材の表面として決定し、当該表面から深さ方向に１μｍまでの領域における平均Ｃ濃度を「鋼母材の表面から深さ方向に１μｍまでの平均Ｃ濃度」として決定する。

[0035] 先に述べたとおり、従来のＺｎ含有めっきを施しためっき鋼板をホットスタンプ成形する場合には、ホットスタンプ成形の高温加熱時に鋼母材中のＦｅがめっき層に拡散する一方で、鋼母材中のＣはめっき層に拡散しないため、鋼母材の表面付近においてＦｅに対して相対的にＣが濃化されてしまうこととなる。それゆえ、ホットスタンプ成形前に脱炭等により鋼母材の表層部が低炭素濃度化されていたとしても、ホットスタンプ成形後には鋼母材の表層部におけるＣ濃度がバルクにおけるＣ濃度よりもはるかに高くなってしまう場合がある。しかしながら、本発明の実施形態によれば、復炭の抑制に起因してバルクから表層部へのＣの拡散が抑制されるため、従来のめっき鋼板の場合と比較して、鋼母材の表面付近におけるＣの濃化を顕著に抑制又は低減することができる。耐ＬＭＥ性向上の観点からは、鋼母材の表面から深さ方向に１μｍまでの平均Ｃ濃度は、鋼母材のＣ含有量と同等か又はそれより

も低いことが好ましい。より具体的には、鋼母材の表面から深さ方向に１μｍまでの平均Ｃ濃度は、鋼母材のＣ含有量の１．１０倍未満であり、例えば１．０５倍以下、１．００倍以下、０．９０倍以下、０．８０倍以下、０．７０倍以下、０．６０倍以下又は０．５０倍以下であってもよい。下限は特に限定されないが、例えば、鋼母材の表面から深さ方向に１μｍまでの平均Ｃ濃度は、鋼母材のＣ含有量の０．０５倍以上、０．１０倍以上又は０．１５倍以上であってもよい。本発明において、「鋼母材のＣ含有量」とは、鋼母材の厚さの１／２位置付近から取得した試験片を用いて、ＪＩＳ Ｇ １２０１：２０１４に準じて切粉に対するＩＣＰ－ＡＥＳ（Ｉｎｄｕｃｔｉｖｅｌｙ Ｃｏｕｐｌｅｄ Ｐｌａｓｍａ－Ａｔｏｍｉｃ Ｅｍｉｓｓｉｏｎ Ｓｐｅｃｔｒｏｍｅｔｒｙ）により測定される値をいうものである。

[0036] ［固溶体層］

本発明の実施形態においては、ホットスタンプ成形体は、鋼母材とめっき層との間に固溶体層をさらに含んでいてもよい。ホットスタンプ成形前のめっき組成やホットスタンプ条件によっては、鋼母材からめっき層に拡散するＦｅとめっき層中のＡｌ及び／又はＺｎとの間で固溶体化が進み、ホットスタンプ成形後に鋼母材とめっき層との間にこれら元素の固溶体を含む固溶体層が形成される場合がある。したがって、ホットスタンプ成形体が固溶体層をさらに含む場合には、当該固溶体層は、ＦｅとＡｌ及びＺｎのうち一方又は両方とを含む。より具体的には、固溶体層は、Ｆｅ－Ａｌ固溶体層、Ｆｅ－Ｚｎ固溶体層、及び／又はＦｅ－Ａｌ－Ｚｎ固溶体層を含む。

[0037] 固溶体層の存在は以下のようにして確認することができる。まず、鋼の溶解を抑制するインヒビターを含有した酸性水溶液、具体的には１０％の塩酸に１％のヒビロン（Ａ－６）（スギムラ化学工業株式会社製）を加えた室温の酸性水溶液でめっき層のみを溶解する。次に、高周波グロー放電発光分析装置（ＧＤＳ）を用い、ホットスタンプ成形体の表面をＡｒ雰囲気にし、電圧をかけてグロープラズマを発生させた状態で、ホットスタンプ成形体の表面をスパッタリングさせながら深さ方向に分析する。そして、グロープラズ

マ中で原子が励起されて発せられる元素特有の発光スペクトル波長から、材料に含まれる元素を同定し、同定した元素の発光強度を見積もる。深さ方向のデータは、スパッタ時間から見積もることができる。具体的には、予め標準サンプルを用いてスパッタ時間とスパッタ深さとの関係を求めておくことで、スパッタ時間をスパッタ深さに変換することができる。したがって、スパッタ時間から変換したスパッタ深さを、材料の表面からの深さと定義することができる。得られた発光強度は検量線を作製することで質量%に換算する。このようにしてホットスタンプ成形体をＧＤＳ測定した場合に、深さ方向にＺｎ濃度が０．１%超となる領域を固溶体層として決定する。

[0038] ［鋼母材のマルテンサイト面積率：９０%以上］

本発明の実施形態に係るホットスタンプ成形体の鋼母材は、面積率で、マルテンサイトを９０%以上含む。残部組織は、特に限定されないが、１０%以下のベイナイト、フェライト、残留オーステナイト及びパーライトの少なくとも１種からなっていてもよい。マルテンサイトは非常に硬質な組織であり、それゆえホットスタンプ成形体においてマルテンサイトを面積率で９０%以上含むことで、高強度、具体的には４００ＨＶのビッカース硬さを達成することが可能となる。一方で、マルテンサイトの面積率が低く、フェライト等の軟質組織の割合が高くなると、４００ＨＶのビッカース硬さを達成することができない場合がある。したがって、マルテンサイトの面積率は大きいほど好ましく、例えば９２%以上、９４%以上、９６%以上又は９８%以上であってもよい。マルテンサイトの面積率の上限は、特に限定されず１００%であってもよい。

[0039] ［マルテンサイトの同定及び面積率の算出］

マルテンサイトの同定及び面積率の算出は以下のようにして行われる。まず、ホットスタンプ成形体の圧延方向及び板厚方向に平行な断面が観察面となるように試料を採取する。次いで、当該観察面を鏡面研磨し、ナイタール腐食液で腐食した後、走査電子顕微鏡（ＳＥＭ）を用いて組織観察を行う。上記観察面の板厚１／４深さ位置において、１０００倍で３００μｍ×３０

０μｍの範囲を撮影する。得られたミクロ組織写真を白黒の二値化処理を施してから画像解析を行い、パーライト、ベイナイト及びフェライトを特定し、ＪＩＳ　Ｇ　０５５１：２０２０に定められる「鋼－結晶粒度の顕微鏡試験方法」に基づく方法を用いて、それらの面積率の合計量を求める。残留オーステナイトは、ＳＥＭではマルテンサイトとの区別が困難であるため、Ｘ線回折法によって残留オーステナイトの面積率の測定を行う。最後に、上記の方法によって得られたパーライト、ベイナイト、フェライト及び残留オーステナイトの合計面積率を１００％から差し引くことによってマルテンサイトの面積率を決定する。

[0040] ［機械的特性］

本発明の実施形態に係るホットスタンプ成形体によれば、優れた機械的特性、例えば４００ＨＶ以上のビッカース硬さ、より具体的には鋼母材の厚さの１／２位置において４００ＨＶ以上のビッカース硬さを達成することができる。ビッカース硬さは５００ＨＶ以上が好ましく、５５０ＨＶ以上がより好ましい。上限は特に限定されないが、例えばビッカース硬さは６５０ＨＶ以下又は６００ＨＶ以下であってもよい。

[0041] ［硬さの測定］

ビッカース硬さは、以下のようにして決定される。まず、ホットスタンプ成形体の端部を除く任意の位置から表面に垂直な断面（厚さ断面）が観察できるように試験片を切り出す。試験片の板厚断面を＃６００～＃１５００の炭化珪素ペーパーを使用して研磨し、次いで粒度１～６μｍのダイヤモンドパウダーをアルコール等の希釈液又は純水に分散させた液体を使用して鏡面に仕上げ、この厚さ断面を測定面とする。次に、マイクロビッカース硬さ試験機を用いて荷重１ｋｇｆで、圧痕の３倍以上の間隔でビッカース硬さを測定する。低炭素濃度化された表層部を含めないように鋼母材の厚さの１／２位置付近において無作為に合計で２０点測定してそれらの算術平均をホットスタンプ成形体の硬さとして決定する。

[0042] ［鋼母材の好ましい化学組成］

本発明の実施形態に係る鋼母材の化学組成は、ホットスタンプ成形体において一般的に適用され、かつ４００ＨＶ以上のビッカース硬さを達成し得る任意の化学組成であってよい。以下、鋼母材の好ましい化学組成について詳しく説明するが、これらの説明は、４００ＨＶ以上のビッカース硬さを達成するのに適した鋼母材の好ましい化学組成の単なる例示を意図するものであり、本発明をこのような特定の化学組成を有する鋼母材を使用したものに限定することを意図するものではない。

[0043] 本発明の実施形態において、例えば、鋼母材は、質量％で、

Ｃ：０．１３～０．５０％、

Ｓｉ：０．００１～３．０００％、

Ｍｎ：０．３０～３．００％、

Ａｌ：０．０００２～２．０００％、

Ｐ　：０．１００％以下、

Ｓ　：０．１０００％以下、

Ｎ　：０．０１００％以下、

Ｎｂ：０～０．１５％、

Ｔｉ：０～０．１５％、

Ｖ　：０～０．１５％、

Ｍｏ：０～１．０％、

Ｃｒ：０～１．０％、

Ｃｕ：０～１．０％、

Ｎｉ：０～１．０％、

Ｂ　：０～０．０１００％、

Ｗ　：０～１．０００％、

Ｈｆ：０～０．０５０％、

Ｍｇ：０～０．０５０％、

Ｚｒ：０～０．０５０％、

Ｃａ：０～０．０１０％、

ＲＥＭ：０～０．３０％、

Ｉｒ：０～１．０００％、並びに

残部：Ｆｅ及び不純物

からなる化学組成を有することが好ましい。以下、各元素についてより詳しく説明する。

[0044] ［Ｃ：０．１３～０．５０％］

Ｃは、安価に引張強さを増加させる元素であり、鋼の強度を制御するために重要な元素である。このような効果を十分に得るために、Ｃ含有量は０．１３％以上とすることが好ましい。Ｃ含有量は０．１５％以上、０．２０％以上、０．３０％以上又は０．３５％以上であってもよい。一方で、Ｃを過度に含有すると、伸びの低下を招く場合がある。このため、Ｃ含有量は０．５０％以下とすることが好ましい。Ｃ含有量は０．４５％以下又は０．４０％以下であってもよい。

[0045] ［Ｓｉ：０．００１～３．０００％］

Ｓｉは、脱酸剤として作用し、冷延板焼鈍中の冷却過程における炭化物の析出を抑制する元素である。このような効果を十分に得るために、Ｓｉ含有量は０．００１％以上とすることが好ましい。Ｓｉ含有量は０．０１０％以上、０．１００％以上又は０．２００％以上であってもよい。一方で、Ｓｉを過度に含有すると、鋼強度の増加とともに伸びの低下を招く場合がある。このため、Ｓｉ含有量は３．０００％以下とすることが好ましい。Ｓｉ含有量は２．５００％以下、２．０００％以下、１．５００％以下又は１．０００％以下であってもよい。

[0046] ［Ｍｎ：０．３０～３．００％］

Ｍｎは、鋼の焼入れ性を高める元素であり、強度上昇に有効な元素である。このような効果を十分に得るために、Ｍｎ含有量は０．３０％以上とすることが好ましい。Ｍｎ含有量は０．５０％以上、１．００％以上又は１．３０％以上であってもよい。一方で、Ｍｎを過度に含有すると、鋼強度の増加とともに伸びの低下を招く場合がある。このため、Ｍｎ含有量は３．００％

以下とすることが好ましい。Ｍｎ含有量は２．８０％以下、２．５０％以下又は２．００％以下であってもよい。

[0047] ［ＡｌＩ：０．０００２～２．０００％］

ＡｌＩは、鋼の脱酸剤として作用し、鋼を健全化する作用を有する元素である。このような効果を十分に得るために、ＡｌＩ含有量は０．０００２％以上とすることが好ましい。ＡｌＩ含有量は０．００１％以上、０．０１０％以上、０．０５０％以上又は０．１００％以上であってもよい。一方で、ＡｌＩを過度に含有すると、粗大なＡｌＩ酸化物が生成して鋼材の伸びが低下する場合がある。このため、ＡｌＩ含有量は２．０００％以下とすることが好ましい。ＡｌＩ含有量は１．５００％以下、１．０００％以下、０．８００％以下又は０．５００％以下であってもよい。

[0048] ［Ｐ：０．１００％以下］

Ｐは、粒界に偏析して鋼の脆化を促す元素である。Ｐ含有量は少ないほど好ましいため、理想的には０％である。しかしながら、Ｐ含有量の過度な低減はコストの大幅な増加を招く場合がある。このため、Ｐ含有量は０．０００１％以上としてもよく、０．００１％以上又は０．００５％以上であってもよい。一方で、Ｐを過度に含有すると、上記のとおり粒界偏析により鋼の脆化を招く場合がある。したがって、Ｐ含有量は０．１００％以下とすることが好ましい。Ｐ含有量は０．０５０％以下、０．０３０％以下又は０．０１０％以下であってもよい。

[0049] ［Ｓ：０．１０００％以下］

Ｓは、鋼中でＭｎＳ等の非金属介在物を生成し、鋼材部品の延性の低下を招く元素である。Ｓ含有量は少ないほど好ましいため、理想的には０％である。しかしながら、Ｓ含有量の過度な低減はコストの大幅な増加を招く場合がある。このため、Ｓ含有量は０．０００１％以上としてもよく、０．０００２％以上、０．００１０％以上又は０．００５０％以上であってもよい。一方で、Ｓを過度に含有すると、冷間成形時に非金属介在物を起点とした割れの発生を招く場合がある。したがって、Ｓ含有量は０．１０００％以下と

することが好ましい。Ｓ含有量は０．０５００％以下、０．０２００％以下又は０．０１００％以下であってもよい。

[0050] ［Ｎ：０．０１００％以下］

Ｎは、鋼材中で粗大な窒化物を形成し、鋼材の加工性を低下させる元素である。Ｎ含有量は少ないほど好ましいため、理想的には０％である。しかしながら、Ｎ含有量の過度な低減は製造コストの大幅な増加を招く場合がある。このため、Ｎ含有量は０．０００１％以上としてもよく、０．０００５％以上又は０．００１０％以上であってもよい。一方で、Ｎを過度に含有すると、上記のとおり粗大な窒化物を形成して鋼材の加工性を低下させる場合がある。したがって、Ｎ含有量は０．０１００％以下とすることが好ましい。Ｎ含有量は０．００８０％以下又は０．００５０％以下であってもよい。

[0051] 鋼母材の好ましい基本化学組成は上記のとおりである。さらに、鋼母材は、必要に応じて、残部のＦｅの一部に代えて、Ｎｂ：０～０．１５％、Ｔｉ：０～０．１５％、Ｖ：０～０．１５％、Ｍｏ：０～１．０％、Ｃｒ：０～１．０％、Ｃｕ：０～１．０％、Ｎｉ：０～１．０％、Ｂ：０～０．０１００％、Ｗ：０～１．０００％、Ｈｆ：０～０．０５０％、Ｍｇ：０～０．０５０％、Ｚｒ：０～０．０５０％、Ｃａ：０～０．０１０％、ＲＥＭ：０～０．３０％、及びＩｒ：０～１．０００％からなる群より選択される１種又は２種以上を含有してもよい。これらの元素はそれぞれ０．０００１％以上、０．０００５％以上、０．００１％以上又は０．０１％以上であってもよい。

[0052] 鋼母材において、上記の元素以外の残部はＦｅ及び不純物からなる。鋼母材における不純物とは、鋼母材を工業的に製造する際に、鉱石やスクラップ等のような原料を始めとして、製造工程の種々の要因によって混入する成分等である。

[0053] 鋼母材の化学組成は、一般的な分析方法によって測定すればよい。例えば、鋼母材の化学組成は、まず機械研削によりめっき層を除去し、次いでＪＩＳ Ｇ １２０１：２０１４に準じて切粉に対するＩＣＰ－ＡＥＳ（Ｉｎｄ

ｕｃｔｉｖｅｌｙ　Ｃｏｕｐｌｅｄ　Ｐｌａｓｍａ－Ａｔｏｍｉｃ　Ｅｍｉｓｓｉｏｎ　Ｓｐｅｃｔｒｏｍｅｔｒｙ）を用いて測定すればよい。具体的には、例えば、鋼母材の厚さの１／２位置付近から３５ｍｍ角の試験片を取得し、島津製作所製ＩＣＰＳ－８１００等（測定装置）により、予め作成した検量線に基づいた条件で測定することにより特定することができる。ＩＣＰ－ＡＥＳで測定できないＣ及びＳは燃焼－赤外線吸収法を用い、Ｎは不活性ガス融解－熱伝導度法を用い、Ｏは不活性ガス融解－非分散型赤外線吸収法を用いて測定すればよい。

[0054] ＜ホットスタンプ成形体の製造方法＞

次に、本発明の実施形態に係るホットスタンプ成形体の好ましい製造方法について説明する。以下の説明は、本発明の実施形態に係るホットスタンプ成形体を製造するための特徴的な方法の例示を意図するものであって、当該ホットスタンプ成形体を以下に説明するような製造方法によって製造されるものに限定することを意図するものではない。

[0055] 本発明の実施形態に係るホットスタンプ成形体は、例えば、化学組成を調整した溶鋼を鋳造して鋼片を形成する鋳造工程、鋼片を熱間圧延して熱延鋼板を得る熱延工程、熱延鋼板を巻取る巻取工程、巻取った熱延鋼板を冷間圧延して冷延鋼板を得る冷延工程、冷延鋼板を焼鈍する焼鈍工程、焼鈍された冷延鋼板を冷却する冷却工程、得られた鋼母材にめっき層を形成するめっき工程、及び得られためっき鋼板をホットスタンプ成形するホットスタンプ成形工程を行うことで製造することができる。代替的に、熱延工程後に巻き取らず、酸洗してそのまま冷延工程を行ってもよい。以下、各工程について詳しく説明する。

[0056] ［鋳造工程］

鋳造工程の条件は特に限定されない。例えば、高炉や電炉等による溶製に引き続き、各種の二次製錬を行い、次いで、通常の連続鋳造、インゴット法による鋳造などの方法で鋳造すればよい。

[0057] ［熱延工程］

鋳造した鋼片を熱間圧延して熱延鋼板を得ることができる。熱延工程は、鋳造した鋼片を直接又は一旦冷却した後に再加熱して熱間圧延することにより行われる。再加熱を行う場合には、鋼片の加熱温度は、例えば１１００～１２５０℃であってよい。熱延工程においては、通常、粗圧延と仕上げ圧延とが行われる。各圧延の温度や圧下率は、所望の金属組織や板厚に応じて適宜決定することができる。例えば仕上げ圧延の終了温度は９００～１０５０℃であってよく、仕上げ圧延の圧下率は１０～５０％であってよい。

[0058] ［巻取工程］

熱延鋼板は所定の温度で巻取ることができる。巻取温度は、所望の金属組織等に応じて適宜決定することができ、例えば５００～８００℃であってよい。巻取る前又は巻取った後に巻き戻して、熱延鋼板に所定の熱処理を与えてもよい。代替的に、巻取工程は行わずに熱延工程後に酸洗して後述する冷延工程を行うこともできる。

[0059] ［冷延工程］

熱延鋼板に酸洗等を行った後、熱延鋼板を冷間圧延して冷延鋼板を得ることができる。冷間圧延の圧下率は、所望の金属組織や板厚に応じて適宜決定することができ、例えば２０～８０％であってよい。冷延工程後は、例えば空冷して室温まで冷却してもよい。

[0060] ［焼鈍工程］

次に、得られた冷延鋼板に焼鈍を行う。焼鈍工程は、冷延鋼板を露点が－２０～１０℃の雰囲気中７３０～９００℃の温度に加熱して１０～３００秒間保持することを含む。このような比較的高露点の条件下で焼鈍工程を実施することにより、冷延鋼板の表層部を適切に脱炭することができる。このような脱炭処理により、ホットスタンプ成形前のめっき鋼板において、鋼母材の表層部にパーライトの量が比較的少ない領域を形成することができ、より具体的には鋼母材の表面から板厚方向にパーライトの面積率が２０％以下となる深さ領域を３μｍ以上形成することが可能となる。鋼母材の表層部にこのようなパーライト量が比較的少ない組織を形成することで、最終的に得ら

れるホットスタンプ成形体において鋼母材の表面から深さ方向に１μｍまでの平均Ｃ濃度を０．２５質量％以下に確実に抑制することが可能となる。露点が－２０℃未満であるか、加熱温度が７３０℃未満であるか及び／又は保持時間が１０秒未満であると、冷延鋼板の表層部における脱炭が不十分となる。その結果として、鋼母材の表層部に上記のようなパーライトの量が比較的少ない領域を形成することができなくなる。一方で、露点が１０℃超であるか、加熱温度が９００℃超であるか及び／又は保持時間が３００秒超であると、鋼板表面に外部酸化層が生成し、めっき性が低下したり、過度な脱炭により最終的に得られるホットスタンプ成形体の強度が低下したりする場合がある。露点は、好ましくは－１０～５℃であり、より好ましくは－５～５℃である。また、焼鈍工程における雰囲気は、還元雰囲気、より具体的には窒素及び水素を含む還元雰囲気、例えば水素１～１０％の還元雰囲気（例えば、水素４％及び窒素バランス）であってよい。

[0061] ［冷却工程］

焼鈍工程において表層部を脱炭された冷延鋼板は、所望の表層部組織を得るために、次の冷却工程において適切に冷却される必要がある。具体的には、冷却工程は、焼鈍工程の加熱温度から６２０～６７０℃の制御温度まで２０℃／ｓ以上の平均冷却速度で冷却すること（１次冷却）、及び当該制御温度からめっき浴温（例えばめっき浴の融点＋２０℃）まで１０℃／ｓ以下の平均冷却速度で冷却すること（２次冷却）を含む。以下、１次冷却及び２次冷却についてより詳しく説明する。

[0062] ［１次冷却］

１次冷却においては、高温下でのパーライトの析出を抑制することが重要である。より詳しく説明すると、焼鈍工程における７３０～９００℃の加熱温度から６２０～６７０℃の制御温度までの高温下で析出するパーライトは拡散が速いため、析出後に粒界に拡散して粒界に沿ったパーライトを形成しやすい。この粒界に沿って形成されたパーライトは、ホットスタンプ成形の高温加熱時にオーステナイト変態することで、粒界に沿ったオーステナイト

による炭素の復炭経路を形成してしまい、バルク中の炭素の鋼母材表層部への復炭を促進させてしまうこととなる。したがって、焼鈍工程の加熱温度から上記制御温度までの温度域においては、冷延鋼板を２０℃／ｓ以上の比較的速い平均冷却速度で冷却することにより、鋼母材表層部において高温下でパーライトが析出することを抑制することが極めて重要となる。上記平均冷却速度が２０℃／ｓ未満であるか及び／又は制御温度が６７０℃超であると、拡散が速い高温下でパーライトが析出するため、粒界に沿ったパーライトの形成を促してしまう。これに関連して、ホットスタンプ成形前のめっき鋼板において、鋼母材表層部の粗大なパーライトの量を低減することができなくなり、より具体的には鋼母材表層部において粒界に沿って円相当直径５μｍ以上の粗大なパーライトが多く形成してしまう。粒界に沿って形成されるこのような粗大なパーライトの量が多くなると、ホットスタンプ成形の高温加熱時に粒界に沿ったオーステナイトによる炭素の復炭経路の形成が促進されることとなる。その結果として、最終的に得られるホットスタンプ成形体において鋼母材の表面から深さ方向に１μｍまでの平均Ｃ濃度を０．２５質量％以下に抑制することができなくなり、スポット溶接時に十分な耐ＬＭＥ性を達成することができなくなる。

[0063] ［２次冷却］

一方で、１次冷却後の２次冷却では、拡散が比較的遅い低温下でパーライトを析出させることが重要である。より具体的には、６２０～６７０℃の制御温度からめっき浴温（例えばめっき浴の融点＋２０℃）まで１０℃／ｓ以下の平均冷却速度で冷却することで、パーライトを析出させることができ、このような制御温度以下の低温域で析出したパーライトは拡散が比較的遅いために、粒界に沿って繋がったような形態では形成せず、パーライトを粒界上で分散して存在させることが可能となる。このような組織の場合には、ホットスタンプ成形の高温加熱時においても、A_{c1}点以上でパーライトから変態したオーステナイトを同様に粒界上で分散させて存在させることができるので、オーステナイトによる炭素の復炭経路を確実に分断することが可能とな

る。一方で、上記平均冷却速度が１０℃／ｓ超であるか及び／又は制御温度が６２０℃未満であると、パーライトではなくマルテンサイトやベイナイトが主として析出してしまう。マルテンサイトやベイナイトは、パーライトに比べてオーステナイトへの変態速度が速く、A_{c1}点直上で即座にオーステナイトに変態する。このため、パーライトの場合と比較して、ホットスタンプ成形の際にフェライトとオーステナイトの二相組織で高温にさらされる時間が長くなる。このような場合も同様に、粒界に復炭経路が形成されやすくなるため、十分な耐ＬＭＥ性を達成することができなくなる。

[0064] ［めっき工程］

次に、めっき工程において、冷延鋼板（鋼母材）の少なくとも一方、好ましくは両方の表面にめっき層が形成される。より具体的には、めっき工程は、所定の化学組成を有するめっき浴（めっき浴温：例えば４２０～４８０℃）を用いて溶融めっき処理により行われ、当該溶融めっき処理後に合金化処理を行ってもよい。また、めっき処理は、溶融めっき法には限定されず、電気めっき法、蒸着めっき法、溶射、又はコールドスプレー法などであってもよい。めっき工程の他の条件は、めっき層の厚さ及び付着量等を考慮して適宜設定すればよい。例えば、冷延鋼板をめっき浴に浸漬した後、これを引き上げ、ガスワイピング法により直ちにN_2ガス又は空気を吹き付け、その後冷却するようにすることでめっき層の付着量を所定の範囲内、例えば、片面当たり６０～２００ｇ／m^2の範囲内に調整することができる。

[0065] ［ホットスタンプ成形工程］

最後に、得られためっき鋼板は、ホットスタンプ成形工程においてホットスタンプ成形されて所望の表層部組成及び硬質組織を有するホットスタンプ成形体が製造される。所望の硬質組織を得る観点からは、めっき鋼板を８００～１０００℃の炉内に装入し、めっき鋼板の温度が所定の温度、例えば炉内温度－１０℃に到達した後、炉内で６０～６００秒間保持することが好ましい。加熱温度が８００℃未満であるか及び／又は保持時間が６０秒未満であると、オーステナイト化が不十分となり、所望の硬質組織の面積率（すな

わちマルテンサイトの面積率９０％以上）を得ることができず、最終的に得られるホットスタンプ成形体において４００ＨＶ以上のビッカース硬さを達成することができない場合がある。加熱雰囲気は特に限定されず、通常の条件でよく、例えば、大気中や、空気と燃料の比率を制御したガス燃焼雰囲気や、窒素雰囲気であればよく、これらガスにおいて露点を制御してもよい。炉内での加熱保持後、めっき鋼板を炉から取り出し、次いでめっき鋼板が所定の温度、例えば８５０℃以下の所定の温度に到達した後、通常の条件下でホットスタンプ成形を行うことができる。ホットスタンプ成形後には、特に限定されないが、例えば２５０℃以下の温度域まで２０℃／秒以上の平均冷却速度で冷却すればよい。

[0066] 以下、実施例によって本発明をより詳細に説明するが、本発明はこれらの実施例に何ら限定されるものではない。

実施例

[0067] 以下の実施例では、本発明の実施形態に係るホットスタンプ成形体を種々の条件下で製造し、製造されたホットスタンプ成形体の特性について調べた。

[0068] まず、溶鋼を連続鋳造法にて鋳造して表１に示す化学組成を有する鋼片を形成し、当該鋼片を一旦冷却した後、１２００℃に再加熱して熱間圧延し、次いで６００℃以下の温度で巻き取った。熱間圧延は、粗圧延と仕上げ圧延を行うことにより実施し、仕上げ圧延の終了温度は９００～１０５０℃、仕上げ圧延の圧下率は３０％であった。次に、得られた熱延鋼板に酸洗を施し、次いで圧下率５０％で冷間圧延して、１．６ｍｍの板厚を有する冷延鋼板を得た。次に、得られた冷延鋼板に対し、酸素濃度２０ｐｐｍ以下の炉内において水素４％及び窒素バランスの混合ガス雰囲気中、表２に示す条件下で焼鈍工程を実施し、次いで同様に表２に示す条件下で冷却工程を実施して鋼母材を製造した。

[0069] 次に、製造した鋼母材を１００ｍｍ×２００ｍｍに切断し、自社製のバッチ式溶融めっき試験装置を用いて当該鋼母材にめっきを施した。より具体的

には、まず、製造した鋼母材を所定の化学組成を有するめっき浴に約３秒間浸漬し、次いでこれを引上速度２０～２００ｍｍ／ｓで引き上げ、N_2ガスワイピングによりめっき層の付着量を表２に示す値に調整した。次に、めっき層を付着した鋼母材を、冷却ガスとして窒素ガスを用いてめっき浴温（約４２０～４８０℃）から室温まで冷却することにより、鋼母材の両面にめっき層が形成されためっき鋼板を得た。板温は鋼母材の中心部にスポット溶接した熱電対を用いて測定した。

[0070] ［めっき層の化学組成分析］

めっき層の化学組成は以下のようにして決定した。まず、めっき鋼板を９００℃の大気加熱炉中に装入し、めっき鋼板の温度が炉内温度－１０℃に到達した後、１００秒間保持した。次に、めっき鋼板を炉から取り出し、室温程度の温度にある平板金型でめっき鋼板を挟み込み急冷した。加熱及び急冷後に３０ｍｍ×３０ｍｍに切断したサンプルを１０％の塩酸に１％のヒビロン（Ａ－６）（スギムラ化学工業株式会社製）を加えた室温の酸性水溶液に浸漬し、めっき層を酸洗剥離した後、水溶液中に溶解しためっき成分をＩＣＰ発光分光法によって測定することにより決定した。その結果を表２に示す。

[0071] ［スポット溶接時の耐ＬＭＥ性の評価］

まず、めっき鋼板を９００℃の大気加熱炉中に装入し、めっき鋼板の温度が炉内温度－１０℃に到達した後、１００秒間保持した。次に、めっき鋼板を炉から取り出し、室温程度の温度にある平板金型でめっき鋼板を挟み込み急冷した。加熱及び急冷後のめっき鋼板のサンプル５０ｍｍ×１００ｍｍを２枚準備し、これら２枚のめっき鋼板試料に対して、ドームラジアス型の先端直径８ｍｍの溶接電極を用いて、打角２°、加圧力４．０ｋＮ、通電時間０．５秒、及び通電電流１２ｋＡにてスポット溶接を行うことで、溶接継手を作製した。次に、溶接部の電極直下に生じたＬＭＥき裂長さを測定し、以下のようにして耐ＬＭＥ性を評価した。

ＡＡＡ：０μｍ

ＡＡ　：０超～２０μｍ

Ａ　　：２０μｍ超～８０μｍ未満

Ｂ　　：８０μｍ以上

[0072] ［耐食性の評価］

ホットスタンプ成形後の耐食性は以下のようにして評価した。まず、めっき鋼板を９００℃の大気加熱炉中に装入し、めっき鋼板の温度が炉内温度－１０℃に到達した後、１００秒間保持した。次に、めっき鋼板を炉から取り出し、室温程度の温度にある平板金型でめっき鋼板を挟み込み急冷した。加熱及び急冷後のホットスタンプ成形体のサンプル５０ｍｍ×１００ｍｍを、りん酸Ｚｎ処理（ＳＤ５３５０システム：日本ペイント・インダストリアルコーディング社製規格）に従い実施し、次いで電着塗装（ＰＮ１１０パワーニクスグレー：日本ペイント・インダストリアルコーディング社製規格）を２０μｍで実施して、温度１５０℃及び２０分で焼き付け処理を行った。次に、サンプル中央に地鉄（鋼母材）へ到達するカットを導入した。次いで、ＪＡＳＯ（Ｍ６０９－９１）に従った複合サイクル腐食試験を１２０サイクル実施して塗膜膨れ幅を測定し、以下のようにして耐食性を評価した。

ＡＡＡ：２ｍｍ以下

ＡＡ　：２超～３ｍｍ

Ａ　　：３超～４ｍｍ

Ｂ　　：４ｍｍ超

[0073] ［ホットスタンプ（ＨＳ）後の硬さの評価］

まず、耐食性の評価の場合と同様に、めっき鋼板を９００℃の大気加熱炉中に装入し、めっき鋼板の温度が炉内温度－１０℃に到達した後、１００秒間保持した。次に、めっき鋼板を炉から取り出し、室温程度の温度にある平板金型でめっき鋼板を挟み込み急冷してホットスタンプ成形体を得た（ＨＳ条件Ａ）。一方で、めっき鋼板を７００℃の大気加熱炉中に装入したこと以外はＨＳ条件Ａと同様にして、比較例４２のホットスタンプ成形体を得た（ＨＳ条件Ｂ）。得られたホットスタンプ成形体の端部を除く任意の位置から

表面に垂直な断面（板厚断面）が観察できるように試験片を切り出した。試験片の板厚断面を＃６００～＃１５００の炭化珪素ペーパーを使用して研磨し、次いで粒度１～６μｍのダイヤモンドパウダーをアルコール等の希釈液又は純水に分散させた液体を使用して鏡面に仕上げ、この板厚断面を測定面とした。次に、マイクロビッカース硬さ試験機を用いて荷重１ｋｇｆで、圧痕の３倍以上の間隔でビッカース硬さを測定した。低炭素濃度化された表層部を含めないように鋼母材の厚さの１／２位置付近において無作為に合計で２０点測定してそれらの算術平均をホットスタンプ（ＨＳ）後の硬さとして決定し、以下のようにして評価した。

ＡＡＡ：ＨＳ後硬さが５５０ＨＶ超

ＡＡ　：ＨＳ後硬さが５００超～５５０ＨＶ

Ａ　　：ＨＳ後硬さが４００～５００ＨＶ

Ｂ　　：ＨＳ後硬さが４００ＨＶ未満

[0074] ＨＳ後の硬さの評価がＡＡＡ、ＡＡ及びＡであり、耐ＬＭＥ性の評価がＡＡ、ＡＡ及びＡであり、耐食性の評価がＡＡ及びＡである場合を、高強度で、かつホットスタンプ成形後においても高い耐食性を維持しつつ、スポット溶接時におけるＬＭＥ割れを抑制することができるホットスタンプ成形体として評価した。その結果を表２に示す。表２に示すホットスタンプ成形体において、マルテンサイト以外の残部組織は、ベイナイト、フェライト、残留オーステナイト及び／又はパーライトであった。

[0075] [表1]

表1

鋼種	化学組成（質量%）残部：Fe及び不純物						
	C	Si	Mn	Al	P	S	N
A	0.20	0.012	1.23	0.030	0.005	0.0020	0.0030
B	0.30	0.220	1.70	0.030	0.005	0.0020	0.0030
C	0.40	0.200	1.30	0.030	0.005	0.0020	0.0030
D	0.50	0.200	1.30	0.030	0.005	0.0020	0.0030
E	0.12	0.200	1.70	0.030	0.005	0.0020	0.0030

[0076]

[表2-1]

表2－1

No.	区分	鋼種	製造条件						
			焼鈍工程			冷却工程			HS条件
			露点 (℃)	加熱温度T1 (℃)	保持時間 (s)	T1→T2平均冷却速度 (℃/s)	制御温度T2 (℃)	T2→めっき浴温平均冷却速度 (℃/s)	
1	実施例	A	0	800	10	20	650	10	A
2	実施例	B	0	800	15	20	650	10	A
3	実施例	A	0	800	60	20	650	10	A
4	実施例	A	0	800	60	30	650	10	A
5	実施例	A	0	800	60	30	650	10	A
6	実施例	A	0	800	60	30	650	10	A
7	実施例	B	0	800	60	30	650	10	A
8	実施例	A	0	800	60	30	650	10	A
9	実施例	B	0	800	80	30	650	10	A
10	実施例	C	0	800	100	30	650	5	A
11	実施例	C	0	800	100	30	650	5	A
12	実施例	D	0	800	100	30	650	5	A
13	実施例	A	0	800	120	30	650	10	A
14	実施例	A	0	800	120	30	650	10	A
15	実施例	A	0	800	120	30	650	10	A
16	実施例	A	0	800	120	30	650	10	A
17	実施例	A	0	800	120	30	650	10	A
18	実施例	A	0	800	120	30	650	10	A
19	実施例	A	0	800	140	30	650	10	A
20	実施例	A	0	800	140	30	650	10	A
21	実施例	A	0	800	170	30	650	10	A
22	実施例	B	0	900	210	30	650	10	A
23	実施例	B	0	850	22	30	650	10	A
24	実施例	B	0	800	230	30	650	10	A
25	実施例	B	0	800	240	30	650	10	A
26	実施例	B	0	800	220	30	650	10	A
27	実施例	B	0	730	210	30	650	10	A
28	実施例	C	0	800	300	30	650	5	A
29	実施例	C	0	800	300	30	650	5	A
30	実施例	C	0	800	300	30	650	5	A
31	実施例	D	0	800	300	30	650	5	A
32	実施例	D	0	800	300	30	650	5	A
33	実施例	B	0	800	220	30	670	10	A
34	実施例	B	0	800	220	30	620	10	A
35	比較例	E	0	800	120	20	650	10	A
36	比較例	A	0	**710**	120	20	650	10	A
37	比較例	A	0	800	**8**	20	650	10	A
38	比較例	A	**-30**	800	100	20	650	10	A
39	比較例	A	0	800	100	**15**	650	10	A
40	比較例	A	0	800	100	20	**700**	10	A
41	比較例	A	0	800	150	20	**600**	10	A
42	比較例	A	0	800	100	20	**500**	10	A
43	比較例	A	0	800	100	20	650	**13**	A
44	比較例	A	0	800	10	20	650	10	A
45	比較例	A	0	800	100	20	650	10	B

[0077] [表2-2]

表2－2

No.	区分	鋼母材の断面組織			めっき層					性能		
		マルテンサイト面積率(%)	X 界面～1μm平均C濃度(質量%)	X/鋼母材のC含有量	化学組成(質量%) 残部:Zn及び不純物 Zn	Ni	Fe	その他	付着量(g/m^2)	HS後硬さ	耐LME性	耐食性
1	実施例	95	0.20	1.00	残	15.0	66.0	Al:0.3	64	A	A	A
2	実施例	94	0.25	0.83	残	3.0	65.0		81	AA	A	A
3	実施例	91	0.21	1.05	残	25.0	70.0	Y:0.0002, In:0.001	83	A	A	A
4	実施例	93	0.11	0.55	残	15.0	52.0	Nb:0.001	79	A	AA	AA
5	実施例	99	0.12	0.60	残	15.0	59.0	Zr:0.001	74	A	AA	AA
6	実施例	93	0.11	0.55	残	15.0	55.0		88	A	AA	AA
7	実施例	94	0.15	0.50	残	4.0	56.0	Mg:0.001	87	AA	AA	AA
8	実施例	97	0.10	0.50	残	15.0	45.0		87	A	AA	AA
9	実施例	96	0.17	0.57	残	15.0	54.0		99	AA	AA	AA
10	実施例	98	0.17	0.43	残	15.0	56.0	Cu:0.004	68	AAA	AA	AA
11	実施例	96	0.17	0.43	残	15.0	56.0	Cr:0.06	77	AAA	AA	AA
12	実施例	94	0.18	0.36	残	15.0	58.0	Si:0.1	160	AAA	AA	AA
13	実施例	93	0.10	0.50	残	11.0	20.0	Sb:0.3	160	A	AAA	AA
14	実施例	96	0.08	0.40	残	15.0	44.0	Mo:0.001	69	A	AAA	AA
15	実施例	91	0.08	0.40	残	15.0	33.0	Mn:0.03	78	A	AAA	AA
16	実施例	90	0.08	0.40	残	15.0	31.0	Ca:0.006	77	A	AAA	AA
17	実施例	93	0.08	0.40	残	15.0	33.0		74	A	AAA	AA
18	実施例	92	0.06	0.30	残	22.0	53.0	Sn:0.02	71	A	AAA	AA
19	実施例	95	0.08	0.40	残	20.0	24.0	Co:0.001	64	A	AAA	AA
20	実施例	96	0.07	0.35	残	15.0	30.0	Ag:0.001, Pb:0.004	88	A	AAA	AA
21	実施例	99	0.08	0.40	残	15.0	40.0		66	A	AAA	AA
22	実施例	95	0.07	0.23	残	15.0	34.0		88	AA	AAA	AA
23	実施例	95	0.07	0.23	残	15.0	44.0	Ti:0.008	89	AA	AAA	AA
24	実施例	93	0.08	0.27	残	7.0	39.0		98	AA	AAA	AA
25	実施例	94	0.04	3.00	残	15.0	44.0	Bi:0.004, P:0.001	77	AA	AAA	AA
26	実施例	92	0.07	0.23	残	15.0	44.0		80	AA	AAA	AA
27	実施例	92	0.08	0.27	残	8.0	43.0	B:0.009	71	AA	AAA	AA
28	実施例	94	0.08	0.20	残	15.0	42.0	Sr:0.01	89	AAA	AAA	AA
29	実施例	93	0.07	0.18	残	15.0	50.0		88	AAA	AAA	AA
30	実施例	97	0.08	0.20	残	15.0	41.0	Ce:0.005	81	AAA	AAA	AA
31	実施例	98	0.06	0.12	残	15.0	44.0	Li:0.01	80	AAA	AAA	AA
32	実施例	92	0.07	0.14	残	15.0	45.0	La:0.003, W:0.002	68	AAA	AAA	AA
33	実施例	93	0.07	0.23	残	15.0	43.0		87	AA	AAA	AA
34	実施例	92	0.07	0.23	残	15.0	42.0		83	AA	AAA	AA
35	比較例	96	0.01	0.08	残	15.0	40.0		65	B	AAA	A
36	比較例	99	**0.30**	1.50	残	15.0	70.0		65	A	B	A
37	比較例	92	**0.31**	1.55	残	15.0	70.0		65	A	B	A
38	比較例	93	**0.29**	1.45	残	15.0	70.0		65	A	B	A
39	比較例	91	**0.29**	1.45	残	15.0	70.0		65	A	B	A
40	比較例	95	**0.30**	1.50	残	15.0	70.0		65	A	B	A
41	比較例	94	**0.31**	1.55	残	15.0	64.5		79	A	B	A
42	比較例	96	**0.31**	1.55	残	15.0	70.0		65	A	B	A
43	比較例	97	**0.30**	1.50	残	15.0	70.0		65	A	B	A
44	比較例	95	0.20	1.00	残	15.0	70.0		**59**	A	A	B
45	比較例	**50**	0.20	1.00	残	15.0	70.0		65	B	A	A

[0078] 表２を参照すると、比較例３５では、耐ＬＭＥ性及び耐食性は良好であったものの、ＨＳ後の硬さが低く、それゆえ所望の高強度を達成することができなかった。比較例３６では、焼鈍工程の加熱温度が低かったために、冷延鋼板の表層部における脱炭が不十分であったと考えられる。その結果として鋼母材の表面から深さ方向に１μｍまでの平均Ｃ濃度が高くなってしまい、耐ＬＭＥ性が低下した。比較例３７では、焼鈍工程の保持時間が短かったために、同様に冷延鋼板の表層部における脱炭が不十分であったと考えられる。その結果として鋼母材の表面から深さ方向に１μｍまでの平均Ｃ濃度が高くなってしまい、耐ＬＭＥ性が低下した。比較例３８では、焼鈍工程の露点が低かったために、同様に冷延鋼板の表層部における脱炭が不十分であったと考えられる。その結果として鋼母材の表面から深さ方向に１μｍまでの平均Ｃ濃度が高くなってしまい、耐ＬＭＥ性が低下した。比較例３６～３８に係るホットスタンプ成形前のめっき鋼板をＳＥＭによって断面観察したところ、鋼母材の表面から板厚方向にパーライトの面積率が２０％以下となる深さ領域はいずれも３μｍ未満であった。比較例３９では、冷却工程における１次冷却の平均冷却速度が低かったために、高温下でパーライトが析出し、それが粒界に沿って形成し、ホットスタンプ成形の高温加熱時における復炭が促進されたものと考えられる。その結果として鋼母材の表面から深さ方向に１μｍまでの平均Ｃ濃度が高くなってしまい、耐ＬＭＥ性が低下した。比較例４０では、冷却工程における１次冷却の制御温度が高かったために、同様に高温下でパーライトが析出して粒界に沿って形成し、ホットスタンプ成形の高温加熱時における復炭が促進されたものと考えられる。その結果として鋼母材の表面から深さ方向に１μｍまでの平均Ｃ濃度が高くなってしまい、耐ＬＭＥ性が低下した。比較例３９及び４０に係るホットスタンプ成形前のめっき鋼板をＳＥＭによって断面観察したところ、鋼母材表層部において円相当直径５μｍ以上の粗大なパーライトが比較的多く形成していた。比較例４１及び４２では、冷却工程における２次冷却の制御温度が低かったために、パーライトではなく、ベイナイトが主として析出してしまい、ホットス

タンプ成形の高温加熱時における復炭が促進されたものと考えられる。その結果として鋼母材の表面から深さ方向に１μｍまでの平均Ｃ濃度が高くなってしまい、耐ＬＭＥ性が低下した。比較例４３では、冷却工程における２次冷却の平均冷却速度が速かったために、同様にパーライトではなく、ベイナイトが主として析出してしまい、ホットスタンプ成形の高温加熱時における復炭が促進されたものと考えられる。その結果として鋼母材の表面から深さ方向に１μｍまでの平均Ｃ濃度が高くなってしまい、耐ＬＭＥ性が低下した。比較例４４では、めっき層の付着量が十分でなかったために、ＨＳ後の耐食性が低下した。比較例４５では、ホットスタンプ条件が適切でなかったために、オーステナイト化が不十分となり、所望のマルテンサイト面積率を達成することができず、ＨＳ後の硬さが低下した。

[0079] これとは対照的に、全ての実施例に係るホットスタンプ成形体において所定のめっき化学組成を有し、めっき層の付着量を片面当たり６０ｇ／ｍ^{2}以上とするとともに、鋼母材の表面から深さ方向に１μｍまでの平均Ｃ濃度を０．２５質量％以下に制御することで、ホットスタンプ成形に適用した場合であっても、高強度でかつ高い耐食性を維持しつつ、当初の鋼母材表層部の低炭素濃度化によるＬＭＥ抑制効果を十分に発揮して、その後のスポット溶接時におけるＬＭＥ割れの発生を確実に抑制又は低減することができた。全ての実施例に係るホットスタンプ成形前のめっき鋼板をＳＥＭによって断面観察したところ、鋼母材の表面から板厚方向にパーライトの面積率が２０％以下となる深さ領域はいずれも３μｍ以上であり、また鋼母材表層部における円相当直径５μｍ以上の粗大なパーライトの割合は比較例３９及び４０と比較して十分に低いものであった。とりわけ、鋼母材の表面から深さ方向に１μｍまでの平均Ｃ濃度を０．１８質量％以下に制御した実施例４～３４では、めっき層中のＦｅ含有量を６０．０質量％以下に低減することができ、結果として耐食性の評価がＡＡとなり、耐食性をさらに向上させることができた。また、各ホットスタンプ成形体についてＧＤＳ測定を行ったところ、全ての実施例に係るホットスタンプ成形体においてＦｅ－Ａｌ固溶体層、Ｆｅ

－Ｚｎ固溶体層、及び／又はＦｅ－Ａｌ－Ｚｎ固溶体層を含む固溶体層の存在を確認した。

請求の範囲

[請求項1] 鋼母材と、前記鋼母材の表面に配置されためっき層を備え、

前記めっき層が、質量％で、

Ｎｉ：０．５～２５．０％、及び

Ｆｅ：２０．０～７０．０％

を含有し、さらに、

Ａｌ：０～１．０００％、

Ｍｇ：０～０．５００％未満、

Ｓｉ：０～０．２００％、

Ｃａ：０～３．０００％、

Ｓｂ：０～０．５００％、

Ｐｂ：０～０．５００％、

Ｃｕ：０～１．０００％、

Ｓｎ：０～１．０００％、

Ｔｉ：０～１．０００％、

Ｃｒ：０～１．０００％、

Ｎｂ：０～１．０００％、

Ｚｒ：０～１．０００％、

Ｍｎ：０～１．０００％、

Ｍｏ：０～１．０００％、

Ａｇ：０～１．０００％、

Ｌｉ：０～１．０００％、

Ｌａ：０～０．５００％、

Ｃｅ：０～０．５００％、

Ｂ　：０～０．５００％、

Ｙ　：０～０．５００％、

Ｓｒ：０～０．５００％、

Ｉｎ：０～０．５００％、

Ｃｏ：０～０．５００％、

Ｂｉ：０～０．５００％、

Ｐ　：０～０．５００％、及び

Ｗ　：０～０．５００％

の少なくとも１種を合計で５．０００％以下含有し、

残部：Ｚｎ及び不純物からなる化学組成を有し、

前記鋼母材の表面から深さ方向に１μｍまでの平均Ｃ濃度が０．２５質量％以下であり、

前記鋼母材が、面積率で、マルテンサイトを９０％以上含み、

前記めっき層の付着量が片面当たり６０ｇ／m^2以上であり、

４００ＨＶ以上のビッカース硬さを有することを特徴とする、ホットスタンプ成形体。

[請求項2] 前記平均Ｃ濃度が０．１８質量％以下であり、前記めっき層のＦｅ含有量が２０．０～６０．０質量％であることを特徴とする、請求項１に記載のホットスタンプ成形体。

[請求項3] 前記平均Ｃ濃度が０．１０質量％以下であることを特徴とする、請求項１又は２に記載のホットスタンプ成形体。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2023/030475

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C21D 9/00(2006.01)i; ***C21D 9/46***(2006.01)i; ***C22C 18/00***(2006.01)i; ***C22C 18/02***(2006.01)i; ***C22C 18/04***(2006.01)i; ***C22C 38/00***(2006.01)i; ***C22C 38/60***(2006.01)i; ***C21D 1/18***(2006.01)i; ***C23C 2/02***(2006.01)i; ***C23C 2/06***(2006.01)i
FI: C22C38/00 301Z; C22C18/04; C22C38/00 301T; C23C2/06; C23C2/02; C22C18/00; C21D9/46 J; C21D1/18 C; C21D9/00 A; C22C18/02; C22C38/60

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)

C21D9/00; C21D9/46; C22C18/00; C22C18/02; C22C18/04; C22C38/00; C22C38/60; C21D1/18; C23C2/02; C23C2/06

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

Published examined utility model applications of Japan 1922-1996
Published unexamined utility model applications of Japan 1971-2023
Registered utility model specifications of Japan 1996-2023
Published registered utility model applications of Japan 1994-2023

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2020/196060 A1 (NIPPON STEEL CORP.) 01 October 2020 (2020-10-01)	1-3
A	WO 2017/169941 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 05 October 2017 (2017-10-05)	1-3
A	WO 2019/106894 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 06 June 2019 (2019-06-06)	1-3
A	WO 2012/120692 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 13 September 2012 (2012-09-13)	1-3

☐ 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
27 October 2023	**07 November 2023**
Name and mailing address of the ISA/JP **Japan Patent Office (ISA/JP)** **3-4-3 Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915** **Japan**	Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.
PCT/JP2023/030475

Patent document cited in search report	Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
WO 2020/196060 A1	01 October 2020	US 2022/0063245 A1	
		EP 3950994 A1	
		CN 112996938 A	
		KR 10-2021-0088646 A	
WO 2017/169941 A1	05 October 2017	US 2019/0085421 A1	
WO 2019/106894 A1	06 June 2019	US 2020/0291499 A1	
		EP 3719156 A1	
		KR 10-2020-0069371 A	
		CN 111386358 A	
		CN 114645219 A	
WO 2012/120692 A1	13 September 2012	US 2013/0340899 A1	
		EP 2684972 A1	
		CN 103429774 A	
		CN 106435359 A	
		KR 10-2013-0121965 A	

国際調査報告

国際出願番号
PCT/JP2023/030475

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

C21D 9/00(2006.01)i; C21D 9/46(2006.01)i; C22C 18/00(2006.01)i; C22C 18/02(2006.01)i; C22C 18/04(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i; C21D 1/18(2006.01)i; C23C 2/02(2006.01)i; C23C 2/06(2006.01)i
FI: C22C38/00 301Z; C22C18/04; C22C38/00 301T; C23C2/06; C23C2/02; C22C18/00; C21D9/46 J; C21D1/18 C; C21D9/00 A; C22C18/02; C22C38/60

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））

C21D9/00; C21D9/46; C22C18/00; C22C18/02; C22C18/04; C22C38/00; C22C38/60; C21D1/18; C23C2/02; C23C2/06

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	１９７１－２０２３年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０２３年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０２３年

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

C. 関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー*	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求項の番号
A	WO 2020/196060 A1 (日本製鉄株式会社) 01.10.2020 (2020-10-01)	1-3
A	WO 2017/169941 A1 (ＪＦＥスチール株式会社) 05.10.2017 (2017-10-05)	1-3
A	WO 2019/106894 A1 (ＪＦＥスチール株式会社) 06.06.2019 (2019-06-06)	1-3
A	WO 2012/120692 A1 (新日本製鐵株式会社) 13.09.2012 (2012-09-13)	1-3

☐ 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抵触するものではなく、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
27.10.2023	07.11.2023

名称及びあて先
日本国特許庁(ISA/JP)
〒100-8915
日本国
東京都千代田区霞が関三丁目４番３号

権限のある職員（特許庁審査官）
河野　一夫 4K 9833

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

国際調査報告
パテントファミリーに関する情報

国際出願番号
PCT/JP2023/030475

引用文献	公表日	パテントファミリー文献	公表日
WO 2020/196060 A1	01.10.2020	US 2022/0063245 A1	
		EP 3950994 A1	
		CN 112996938 A	
		KR 10-2021-0088646 A	
WO 2017/169941 A1	05.10.2017	US 2019/0085421 A1	
WO 2019/106894 A1	06.06.2019	US 2020/0291499 A1	
		EP 3719156 A1	
		KR 10-2020-0069371 A	
		CN 111386358 A	
		CN 114645219 A	
WO 2012/120692 A1	13.09.2012	US 2013/0340899 A1	
		EP 2684972 A1	
		CN 103429774 A	
		CN 106435359 A	
		KR 10-2013-0121965 A	