

(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
2023年7月20日(20.07.2023)



(10) 国際公開番号

WO 2023/135981 A1

- (51) 国際特許分類:
C23C 2/06 (2006.01) C22C 21/02 (2006.01)
C21D 1/18 (2006.01) C22C 38/00 (2006.01)
C21D 9/00 (2006.01) C22C 38/04 (2006.01)
C22C 18/00 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2022/044888
- (22) 国際出願日: 2022年12月6日(06.12.2022)
- (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 2022-003723 2022年1月13日(13.01.2022) 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: 松沼 泰史, 外 (MATSUNUMA Yasushi et al.); 〒1006620 東京都千代田区丸の内一丁目9番2号 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, 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, 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:

- 一 国際調査報告 (条約第21条(3))

(54) Title: HOT STAMP MOLDED ARTICLE

(54) 発明の名称: ホットスタンプ成形品

(57) Abstract: This hot stamp molded article comprises a base steel material and a plating layer that is formed on the surface of the base steel material; the plating layer has a chemical composition that contains, in mass%, 0.000010% to 3.0% of Sc, more than 15.0% but not more than 95.0% of Fe, 0% to 80.0% of Al, 0% to 20.0% of Si, and a total content of 0% to 5.0% of Mg, Ca, La, Ce, Y, Cr, Ti, Ni, Co, V, Nb, Cu, Mn, Sr, Sb, Pb, B, Li, Zr, Mo, W, Ag, P, Sn, Bi and In, with the balance being made up of 5.0% or more of Zn and impurities; and an η -Zn phase is present in the vicinity of the surface of the plating layer.

(57) 要約: このホットスタンプ成形品は、母鋼材と、前記母鋼材の表面に形成されためっき層と、を有し、前記めっき層の化学組成が、質量%で、Sc: 0.000010~3.0%、Fe: 15.0%超、95.0%以下、Al: 0~80.0%、Si: 0~20.0%、並びにMg、Ca、La、Ce、Y、Cr、Ti、Ni、Co、V、Nb、Cu、Mn、Sr、Sb、Pb、B、Li、Zr、Mo、W、Ag、P、Sn、Bi、及びInの含有量の合計が0~5.0%、残部: 5.0%以上のZn、および不純物、であり、前記めっき層の表面付近に、 η -Zn相が存在する。

WO 2023/135981 A1

明 細 書

発明の名称：ホットスタンプ成形品

技術分野

[0001] 本発明はホットスタンプ成形品に関する。

本願は、2022年01月13日に、日本に出願された特願2022-003723号に基づき優先権を主張し、その内容をここに援用する。

背景技術

[0002] 近年、環境保護及び地球温暖化の防止のために、化学燃料の消費を抑制することが要請されている。このような要請は、例えば、移動手段として日々の生活や活動に欠かせない自動車についても例外ではない。このような要請に対し、自動車では、車体の軽量化などによる燃費の向上等が検討されている。自動車の構造の多くは、鉄、特に鋼板により形成されているので、この鋼板を薄くして重量を低減することが、車体の軽量化にとって効果大きい。しかしながら、単純に鋼板の厚みを薄くして鋼板の重量を低減すると、構造物としての強度が低下し、安全性が低下することが懸念される。そのため、鋼板の厚みを薄くするためには、構造物の強度を低下させないように、使用される鋼板の機械的強度を高くすることが求められる。

よって、鋼板の機械的強度を高めることにより、以前使用されていた鋼板より薄くしても機械的強度を維持又は高めることが可能な鋼板について、研究開発が行われている。このような鋼板に対する要請は、自動車製造業のみならず、様々な製造業でも同様になされている。

[0003] 一般的に、高い機械的強度を有する材料は、曲げ加工等の成形加工において、形状凍結性が低い傾向にあり、複雑な形状に加工する場合、加工そのものが困難となる。この成形性についての問題を解決する手段の一つとして、いわゆる「熱間プレス法（ホットスタンプ法、高温プレス法、ダイクエンチ法）」が挙げられる。この熱間プレス法では、成形対象である材料を一旦高温に加熱して、加熱により軟化した材料に対してプレス加工を行って成形し

た後に、または成形と同時に、冷却する。

[0004] この熱間プレス法によれば、材料を一旦高温に加熱して軟化させ、材料が軟化した状態でプレス加工するので、材料を容易にプレス加工することができる。従って、この熱間プレス加工により、良好な形状凍結性と高い機械的強度とを両立したプレス成形品が得られる。特に材料が鋼の場合、成形後の冷却による焼入れ効果により、プレス成形品の機械的強度を高めることができる。

[0005] しかしながら、この熱間プレス法を鋼板に適用した場合、例えば800℃以上の高温に加熱することにより、表面の鉄などが酸化してスケール（酸化物）が発生する。従って、熱間プレス加工を行った後に、このスケールを除去する工程（デスクーリング工程）が必要となり、生産性が低下する。また、耐食性を必要とする部材等では、加工後に部材表面へ防錆処理や金属被覆をする必要があるので、表面清浄化工程、表面処理工程が必要となり、やはり生産性が低下する。

[0006] このような生産性の低下を抑制する方法の例として、ホットスタンプ前の鋼板にめっき等の被覆を施すことで、耐食性を高めるとともに、デスクーリング工程を省略することが考えられている。一般に、鋼板上の被覆としては、有機系材料や無機系材料など様々な材料が使用される。なかでも鋼板に対しては、その防食性能と鋼板生産技術との観点から、犠牲防食作用のある亜鉛系めっきが、多く適用されている。

[0007] 例えば、特許文献1には、熱間プレス鋼板部材であって、質量%で、C：0.30%以上0.50%未満、Si：0.01%以上2.0%以下、Mn：0.5%以上3.5%以下、Sb：0.001%以上0.020%以下、P：0.05%以下、S：0.01%以下、Al：0.01%以上1.00%以下、およびN：0.01%以下を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる化学組成を有し、旧オーステナイト粒の平均結晶粒径が8μm以下であり、マルテンサイトの体積率が90%以上であり、かつ、固溶C量が全C量の25%以下であるミクロ組織を有し、引張強さが1780MPa

以上であり、表面に、A l系めっき層またはZ n系めっき層をさらに有する熱間プレス鋼板部材が開示されている。特許文献1では、めっき層を鋼板の表面に付与することにより、熱間プレスによる鋼板表面の酸化を防止し、さらに、熱間プレス鋼板部材の耐食性を向上させることができることが開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0008] 特許文献1：国際公開第2019/093384号

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0009] 上述の通り、鋼板の表面にZ nを含むめっき層（亜鉛系めっき層）を形成することにより、熱間プレスによる鋼板表面の酸化を防止し、さらに、熱間プレス後の鋼部材の耐食性を向上させることは行われてきた。

このような、亜鉛系めっき層を有するめっき鋼板は、ホットスタンプや溶接等、高温に加熱されることで、Z nの一部が蒸発するとともに、残存するZ n（亜鉛）が基材となる鋼板から拡散するF eと合金化する。本発明者らの検討の結果、Z nが蒸発すると、ホットスタンプや溶接等を経て得られた鋼部材（成形品）において、塗装後耐食性が低下することが分かった。

しかしながら、特許文献1では塗装後耐食性に対する検討は行われていない。そのため、本発明は、Z n含有するめっき層を有するめっき鋼板を素材として、ホットスタンプ工程を経て得られた成形品（ホットスタンプ成形品）であって、塗装後耐食性に優れた成形品を提供することを課題とする。

課題を解決するための手段

[0010] 本発明者らはZ n含有するめっき層を有するめっき鋼板を素材として得られたホットスタンプ成形品において、塗装後耐食性を向上させるために検討を行った。その結果、めっき層に所定量のS cを含有させることで、塗装後耐食性が向上することを見出した。

[0011] 本発明は、上記の知見に鑑みてなされた。本発明の要旨は以下の通りである。

[1] 本発明の一態様に係るホットスタンプ成形品は、母鋼材と、前記母鋼材の表面に形成されためっき層と、を有し、前記めっき層の化学組成が、質量%で、Sc : 0.000010~3.0%、Fe : 15.0%超、95.0%以下、Al : 0~80.0%、Si : 0~20.0%、Mg : 0~3.0%、Ca : 0~3.0%、La : 0~0.5%、Ce : 0~0.5%、Y : 0~0.5%、Cr : 0~1.0%、Ti : 0~1.0%、Ni : 0~1.0%、Co : 0~0.25%、V : 0~0.25%、Nb : 0~1.0%、Cu : 0~1.0%、Mn : 0~1.0%、Sr : 0~0.5%、Sb : 0~0.5%、Pb : 0~0.5%、B : 0~0.5%、Li : 0~1.0%、Zr : 0~1.0%、Mo : 0~1.0%、W : 0~0.5%、Ag : 0~1.0%、P : 0~0.5%、Sn : 0~1.0%、Bi : 0~1.0%、In : 0~1.0%、及び残部 : 5.0%以上のZnおよび不純物であり、Mg、Ca、La、Ce、Y、Cr、Ti、Ni、Co、V、Nb、Cu、Mn、Sr、Sb、Pb、B、Li、Zr、Mo、W、Ag、P、Sn、Bi、及びInの含有量の合計が0~5.0%であり、前記めっき層の表面に、 η -Zn相が存在する。

[2] [1]に記載のホットスタンプ成形品は、前記めっき層の前記化学組成が、質量%で、Zn : 15.0%以上、及びSc : 0.00050~0.30%を含有し、前記めっき層の断面において、質量%で、Scを3~40%、Znを3~50%、Feを3~50%、Alを0~50%、Siを0~30%含有する金属間化合物相の面積率が0.1%以上であってもよい。

[3] [2]に記載のホットスタンプ成形品は、前記めっき層の前記化学組成が、質量%で、Zn : 15.0%以上、及びSc : 0.010~0.30%を含有してもよい。

[4] [1]~[3]のいずれか一項に記載のホットスタンプ成形品は、前記めっき層の前記化学組成が、質量%で、Al : 30.0~80.0%を含有する。

有し、前記めっき層の表面付近に Fe_4Al_{13} 相が存在してもよい。

発明の効果

[0012] 本発明の上記態様によれば、塗装後耐食性に優れるホットスタンプ成形品を提供することができる。

図面の簡単な説明

[0013] [図1]ハット成形後の成形品の形状を示す模式図である。

発明を実施するための形態

[0014] 本発明の一実施形態に係るホットスタンプ成形品（本実施形態に係るホットスタンプ成形品、単に本実施形態に係る成形品と言う場合もある）について説明する。

本実施形態に係るホットスタンプ成形品は、母鋼材と、前記母鋼材の表面に形成されためっき層と、を有する。また、本実施形態に係るホットスタンプ成形品では、めっき層の化学組成が、質量%で、Sc：0.000010～3.0%、Fe：15.0%超、95.0%以下、を含む。めっき層の化学組成が、必要に応じて、Al：0～80.0%、Si：0～20.0%を含有してよい。さらに、必要に応じて、Mg、Ca、La、Ce、Y、Cr、Ti、Ni、Co、V、Nb、Cu、Mn、Sr、Sb、Pb、B、Li、Zr、Mo、W、Ag、P、Sn、Bi、及びInから選択される1種以上を合計で5.0%以下の範囲でさらに含有してもよい。化学組成の残部は、質量%で5.0%以上のZn、および不純物である。

また、本実施形態に係るホットスタンプ成形品は、めっき層の表面付近に、 η -Zn相が存在する。

本実施形態に係るホットスタンプ成形品は、めっき層（特に表面）において、さらに、 Fe_4Al_{13} 相が存在する（形成される）ことが好ましい。

また、本実施形態に係るホットスタンプ成形品は、めっき層の断面において、質量%で、Scを3～40%、Znを3～50%、Feを3～50%、Alを0～50%、Siを0～30%、含有する金属間化合物相の面積率が0.1%以上であることが好ましい。

以下、それぞれの限定理由について説明する。

[0015] [母鋼材]

本実施形態に係る成形品はめっき層が重要であり、母鋼材の種類については特に限定されない。適用される製品や、要求される強度や板厚等によって決定すればよい。母鋼材は、例えば、JIS G3131:2018に記載された熱間圧延軟鋼板やJIS G3141:2021に記載された冷間圧延鋼板などを原板として用い、ホットスタンプされた鋼材である。

[0016] [めっき層]

本実施形態に係る成形品では、母鋼材の表面の少なくとも一部にめっき層を備える。めっき層は母鋼材の片面に形成されていてもよいし、両面に形成されていてもよい。

[0017] <化学組成>

本実施形態に係る成形品のめっき層の化学組成について説明する。以下、各元素の含有量に関する％は、質量％を意味する。

[0018] Sc : 0.000010～3.0%

Scは本実施形態に係る成形品のめっき層において、重要な元素である。

亜鉛系めっき層を有するめっき鋼板は、ホットスタンプや溶接等、高温に加熱されることで、亜鉛（Zn）の一部が蒸発する。しかしながら、めっき層が、0.000010%以上のScを含有することで、高温でのZnの蒸発が抑制される。Znの蒸発が抑制されることで、高温に加熱されることによって表面に形成されるZn-Fe合金におけるZn含有量の低下が抑制され、ホットスタンプ成形品において、塗装後耐食性が向上する。

従来Scは、原料に不純物として微量に含有されていたとしても、精錬によって除去されていた。そのため、従来のめっき鋼板またはそのめっき鋼板から得られるホットスタンプ成形品のめっき層中には、Scがほとんど含有されていない。まれに、不純物として混入する場合であっても、Sc含有量は0.000004%（0.04ppm）以下であることが確認された。これに対し、本発明者らは、0.000010%（0.10ppm）以上のS

cの含有によって、Znの蒸発が抑制されるとの知見を新たに見出した。

Scの含有によって高温に加熱された場合でもZnの蒸発が抑制されるメカニズムはまだ明確ではないものの、めっき後のめっき層の表面には、大気などの酸素を含む環境であればZn酸化物（及び、Alが含まれている場合にはAl酸化物）を含む薄い酸化皮膜が形成される。Scは、加熱などで温度が上昇する際に、この酸化皮膜中へ移動し、酸化皮膜を改質することで、Znの蒸発を抑制すると想定される。

めっき層中のSc含有量が、0.000010%未満では、Znの蒸発が抑制されず、ホットスタンプ成形品において塗装後耐食性の向上効果が得られない。そのため、Sc含有量は、0.000010%以上とする。Sc含有量は、好ましくは0.000050%以上、0.00010%以上、0.00025%以上又は0.00050%以上であり、より好ましくは0.010%以上又は0.025%以上、0.050%以上又は0.10%以上である。

一方、Sc含有量が3.0%を超えてもその効果は飽和する上、コストが上昇する。そのため、Sc含有量は、3.0%以下とする。必要に応じて、Sc含有量を1.5%以下、0.80%以下又は0.40%以下としてもよい。また、Sc含有量を0.30%超にしようとする、めっき浴の建浴が困難になる場合があるので、Sc含有量を0.30%以下としてもよい。

[0019] Fe : 15.0%超、95.0%以下

Feは、製造時にめっき原板からめっき層に拡散したり、ホットスタンプや溶接などで高温に曝された際に、原板から拡散し、めっき層中のZnと合金化したりすることで、めっき層に含まれる。ホットスタンプでは、めっき層と地鉄との合金化で、めっき層中のFe含有量は一般に15.0%超になる。そのため、Fe含有量を15.0%超とする。Fe含有量は、必要に応じて、18.0%以上、20.0%以上、23.0%以上、26.0%以上、30.0%以上、35.0%以上または40.0%以上としてもよい。

一方、Fe含有量が95.0%超では、Zn含有量が過少になり、塗装後

耐食性が低下する。そのため、Fe含有量は、95.0%以下とする。Fe含有量は、必要に応じて、90.0%以下、85.0%以下、80.0%以下、75.0%以下、70.0%以下、65.0%以下または60.0%以下としてよい。

[0020] Al : 0~80.0%

Alは、アルミニウム(Al)、亜鉛(Zn)を含むめっき層において、耐食性を向上させるために有効な元素である。また、Alは、合金層(Al-Fe合金層)の形成に寄与し、めっき密着性の向上に有効な元素でもある。上記効果を十分に得るため、Alを含有させてもよい。上記効果を得る場合、Al含有量を5.0%以上とすることが好ましく、10.0%以上、15.0%以上、20.0%以上又は25.0%以上とすることが好ましい。また、Al含有量が30.0%以上または35.0%以上になるような条件であれば、めっき層において、 Fe_4Al_{13} 相が形成され、塗装後耐食性、特に、塗膜膨れに対する耐食性がより向上する。そのため、Al含有量は30.0%以上または35.0%以上がより好ましい。

一方、Al含有量を80.0%超とすると、Zn含有量が過少になり、塗装後耐食性が低下する。そのため、Al含有量を80.0%以下とする。Al含有量は好ましくは70.0%以下または65.0%以下、より好ましくは60.0%以下、55.0%以下または50.0%以下である。

[0021] Si : 0~20.0%

Siは、鋼板とめっき層との間に形成される合金層が過剰に厚く形成されることを抑制して、鋼板とめっき層との密着性を高める効果を有する元素である。また、Mgとともに含有される場合には、Mgと化合物を形成して、塗装後耐食性の向上に寄与する元素でもある。そのため、含有させてもよい。

上記効果を得る場合、Si含有量を0.05%以上とすることが好ましい。Si含有量は、より好ましくは0.1%以上、0.2%以上又は0.5%以上、さらに好ましくは1.0%以上または1.5%以上である。

一方、Si含有量が20.0%を超えるような場合には、素材となるめっき鋼板において、SiがScを含む金属間化合物に多量に含まれることで、Scを含む金属間化合物相の融点が上昇する。この場合、めっき鋼板が高温に曝された場合にも、Scを含む金属間化合物が溶融せず、Scが十分に作用しない。その結果、ScによるZn蒸発抑制効果が十分に得られなくなる。そのため、Si含有量を20.0%以下とする。めっき層の加工性の観点で、Si含有量を15.0%以下、10.0%以下、7.0%以下、5.0%以下、3.5%以下又は2.5%以下としてもよい。

[0022] 本実施形態に係る成形品のめっき層は、上記の元素以外は、Zn及び不純物であってもよい。

塗装後耐食性を確保するため、Zn含有量は5.0%以上とする。Znの含有量は15.0%以上であることが好ましい。特に、Zn含有量が15.0%以上であれば、塗装後耐食性、特に地鉄の浸食に対する耐食性がより向上する。Zn含有量は好ましくは、7.0%以上、10.0%以下、15.0%以上、18.0%以上、21.0%以上、25.0%または30.0%以上である。一方、Zn含有量は、85.0%未満である。必要に応じて、Zn含有量を、80.0%以下、70.0%以下、60.0%以下、55.0%以下、50.0%以下または45.0%以下としてもよい。

[0023] また、本実施形態に係る成形品のめっき層の化学組成は、各種特性の向上を目的として、または不純物として、Mg、Ca、La、Ce、Y、Cr、Ti、Ni、Co、V、Nb、Cu、Mn、Sr、Sb、Pb、B、Li、Zr、Mo、W、Ag、P、Sn、Bi、Inからなる群から選択される1種以上を、それぞれ以下の範囲で、かつ合計で5.0%以下の範囲で含有してもよい。これらの元素は含有しなくてもよいので、これらの元素の含有量の下限は0%である。

[0024] Mg : 0~3.0%

Mgは、めっき層の耐食性を高める効果を有する元素である。そのため、含有させてもよい。

一方、Mg含有量が3.0%超であると、めっき層の加工性が低下する。また、めっき浴のドロス発生量が増大する等、製造上の問題が生じる。そのため、Mg含有量を3.0%以下とする。Mg含有量は、2.0%以下、1.0%以下、0.5%以下又は0.2%以下としてもよい。

[0025] Ca : 0~3.0%

Caは、めっき層中に含有されると、Mg含有量の増加に伴ってめっき操作時に形成されやすいドロスの形成量を減少させ、めっき製造性を向上させる元素である。そのため、Caを含有させてもよい。

一方、Ca含有量が多いとめっき層中にCaZn₁₁相をはじめとしたCa系金属間化合物が生成し、耐食性が低下する。そのため、Ca含有量は3.0%以下とする。Ca含有量は、2.0%以下、1.0%以下、0.5%以下又は0.2%以下としてもよい。

[0026] La : 0~0.5%

Ce : 0~0.5%

Y : 0~0.5%

La含有量、Ce含有量、Y含有量が過剰になると、めっき浴の粘性が上昇し、めっき浴の建浴そのものが困難となる場合がある。そのため、La含有量、Ce含有量、Y含有量を、それぞれ0.5%以下とする。La含有量、Ce含有量、Y含有量は、それぞれ0.2%以下又は0.1%以下としてもよい。

[0027] Cr : 0~1.0%

Ti : 0~1.0%

Ni : 0~1.0%

Co : 0~0.25%

V : 0~0.25%

Nb : 0~1.0%

Cu : 0~1.0%

Mn : 0~1.0%

S r : 0 ~ 0 . 5 %

S b : 0 ~ 0 . 5 %

P b : 0 ~ 0 . 5 %

B : 0 ~ 0 . 5 %

L i : 0 ~ 1 . 0 %

Z r : 0 ~ 1 . 0 %

M o : 0 ~ 1 . 0 %

W : 0 ~ 0 . 5 %

A g : 0 ~ 1 . 0 %

P : 0 ~ 0 . 5 %

これらの元素は、めっき層中でA l、Z nなどと置換し、電位を貴に移動させることで、酸側の耐食性を改善する効果を有する元素である。そのため、含有させてもよい。

一方、これらの元素が過剰になると、これらの元素からなる金属間化合物が形成され、酸側及び／またはアルカリ側の耐食性が悪化することが懸念される。そのため、C r、T i、N i、N b、C u、M n、L i、Z r、M o、A gの含有量はそれぞれ1.0%以下、C o、Vの含有量はそれぞれ0.25%以下、S r、S b、P b、B、W、Pの含有量はそれぞれ0.5%以下とする。C r、T i、N i、N b、C u、M n、L i、Z r、M o、A gの含有量はそれぞれ0.5%以下、0.3%以下又は0.2%以下としてもよい。C o、Vの含有量はそれぞれ0.10%以下、0.05%以下又は0.03%以下としてもよい。S r、S b、P b、B、W、Pの含有量はそれぞれ0.2%以下又は0.1%以下としてもよい。

[0028] S n : 0 ~ 1 . 0 %

S nは、Z n、A l、M gを含むめっき層において、M g溶出速度を上昇させる元素である。また、めっきの酸・アルカリ耐食性を大幅に向上させる金属間化合物を形成する元素である。そのため、含有させてもよい。

一方、M gの溶出速度が上昇すると、平面部耐食性が悪化する。また、酸

側の耐食性が著しく悪化する。そのため、Sn含有量を1.0%以下とする。Sn含有量は0.5%以下、0.3%以下又は0.2%以下としてもよい。

[0029] Bi : 0 ~ 1.0%

In : 0 ~ 1.0%

Bi、Inは、アルカリ耐食性を向上させる金属間化合物を形成する元素である。そのため、含有させてもよい。

一方、Bi含有量、In含有量がそれぞれ1.0%を超えると、酸側の耐食性が著しく悪化する。そのため、Bi含有量、In含有量は、それぞれ1.0%以下とする。

[0030] 上述したMg、Ca、La、Ce、Y、Cr、Ti、Ni、Co、V、Nb、Cu、Mn、Sr、Sb、Pb、B、Li、Zr、Mo、W、Ag、P、Sn、Bi、Inは、各元素の含有量は上述した範囲であっても、合計含有量が5.0%を超えると、酸側及び／またはアルカリ側の耐食性が悪化する、もしくは、めっき浴の粘性が上昇し、めっき浴の建浴そのものが困難となる場合がある。そのため、これらの元素の合計含有量は、0 ~ 5.0%とする。

[0031] めっき層の化学組成は、次の方法により測定する。

まず、地鉄（鋼材）の腐食を抑制するインヒビターを含有した酸（例えば10%の塩酸に1%のヒピロン（A-6）（スギムラ化学工業株式会社製）を加えた酸）でめっき層を剥離溶解した酸液を得る。次に、得られた酸液をICP分析で測定することで、めっき層の化学組成を得ることができる。

[0032] <組織>

本実施形態に係る成形品のめっき層では、表面付近に η -Zn相が存在する。

η -Zn相は、大気環境下で、Feに対し良好な犠牲防食性を示す相である。そのため、めっき層（特に表面）に η -Zn相が含まれることで、塗装後耐食性がより向上する。 η -Zn相は、微量のFeが固溶したhcp構造

の相である。

本実施形態に係る成形品では、後述するように、Scを含有する円相当径（円相当直径）が $5.0\mu\text{m}$ 以下の金属間化合物相（円相当径が $5.0\mu\text{m}$ 以下の範囲でかつScが3.0質量%以上である領域）を所定の面積率で含むめっき鋼板を素材鋼板として用いる。このような素材鋼板は、ホットスタンプや溶接等、高温に加熱された場合に、金属間化合物相として存在していたScが、加熱などで温度が上昇する際に、表面の酸化皮膜中へ移動し、酸化皮膜を改質することで、Znの蒸発を抑制すると想定される。

高温加熱によるZnの蒸発が抑制されることで、後の冷却中に、表面付近に η -Zn相が形成される。

[0033] また、本実施形態に係る成形品は、めっき層の断面において、質量%で、Scを3~40%、Znを3~50%、Feを3~50%、Alを0~50%、Siを0~30%含有する金属間化合物相の面積率が0.1%以上であることが好ましい。この場合、塗装後耐食性がさらに向上する。

このようなScとともにZnを比較的多く含む金属間化合物相は、Zn含有量、Sc含有量を高めた上で、上述のようなScを含有する円相当径が $5.0\mu\text{m}$ 以下の金属間化合物相を所定の面積率で含むめっき鋼板を素材鋼板として用い、高温加熱によるZnの蒸発が抑制されることで得られる。

[0034] また、本実施形態に係る成形品のめっき層は、表面付近に、 $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ 相が存在することが好ましい。

$\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ 相は、FeとAlとを含むめっき層において一般的に表面付近に生成される相である Fe_2Al_5 相よりも強く耐食性向上に寄与する相である。そのため、めっき層の表面付近に $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ 相が存在する（形成される）ことで、塗装後耐食性がより向上する。

[0035] めっき層の表面付近に η -Zn相及び $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ 相が存在するか否かは、XRD測定を用いて評価する。具体的には、X線の発生源としてCu管球を用いて、めっき層の表面に対してX線を照射してXRD測定を行い、 2θ にて、 $42.9\sim 43.6^\circ$ の位置にピークが存在すれば、 η -Zn相が存在

すると判断する。また、 2θ にて、 $25.0 \sim 25.8^\circ$ の位置にピークが存在すれば、 Fe_4Al_{13} 相が存在すると判断する。

本実施形態においては、所定の 2θ の範囲において、ベースラインの強度の1.5倍以上の強度が検出されていれば、ピークが存在すると判断する。

[0036] めっき層中のScを含有する金属間化合物相の面積率は、以下の方法で求めることができる。

めっき層の厚さ方向の断面が観察できるように、5つのサンプルを採取する。これらのサンプルについて、厚さ方向に $100\mu m$ 、厚さ方向と直角方向に $500\mu m$ の矩形の範囲を1視野として、合計で5視野について、EDSを用いて1500倍の倍率で、撮影し、マッピング像を得る。その際、スポット径は $1 \sim 10nm$ 、電圧は $15kV$ 、電流は $10nA$ とすればよい。

得られたマッピング像のSc元素分布像から、画像解析ソフト「ImageJ」の「Analyze」機能を用いて、質量%で、Scを $3 \sim 40\%$ 、Znを $3 \sim 50\%$ 、Feを $3 \sim 50\%$ 、Alを $0 \sim 50\%$ 、Siを $0 \sim 30\%$ 含有する領域の面積を求め、観察視野に対する面積率を求める。5視野の平均を算出し、これを、金属間化合物相の面積率とする。

[0037] 亜鉛めっき鋼板同士を抵抗スポット溶接したり、冷延鋼板と亜鉛めっき鋼板とを抵抗スポット溶接したりすると、スポット溶接部において、熔融金属脆化(Liquid Metal Embrittlement: LME)割れと呼ばれる割れが発生することがある。LME割れは、抵抗スポット溶接時に発生する熱で亜鉛めっき層の亜鉛が溶融し、溶接部の鋼板組織の結晶粒界に溶融亜鉛が侵入し、その状態に引張応力が作用することで生じる割れである。割れが発生する要件は、溶接中に溶融した亜鉛が固体の鋼板と接触すること、及びその部位に引張応力(ひずみ)が働くことである。鋼板が高強度化するほどLME割れの感受性は高まる傾向にある。

亜鉛を含むめっき鋼板に対し、ホットスタンプによって、曲げ部が形成されるような成形を行う場合、LME割れが生じることが懸念される。しかしながら、本実施形態に係る成形品では、LME割れが抑制される。その詳細

なメカニズムは不明であるが、Scの含有によって成形中に存在する液相Zn中の不純物元素が変化すること等によって、LME割れが抑制されることが想定される。そのため、本実施形態に係る成形品では、LME割れが存在しないことが好ましい。

[0038] LME割れの有無については、ホットスタンプ成形後、曲げ部の外観を目視で観察して判断する。

[0039] <付着量>

めっき層の片面当たりの付着量（以下単に付着量と言う場合には片面当たりの付着量である）は、 $20 \sim 160 \text{ g/m}^2$ が好ましい。

めっき層の付着量が、 20 g/m^2 未満であると、十分な耐食性が得られない可能性がある。一方、付着量が、 160 g/m^2 超であると、めっき層の密着性が低下し、めっきが剥離するおそれがある。めっき層の付着量は、 30 g/m^2 以上、 40 g/m^2 以上、 50 g/m^2 以上又は 60 g/m^2 以上としてもよく、 140 g/m^2 以下、 120 g/m^2 以下、 100 g/m^2 以下又は 90 g/m^2 以下としてもよい。

[0040] 付着量は、以下の方法で測定することができる。

まず、成形品から $30 \text{ mm} \times 30 \text{ mm}$ のサンプルを採取し、このサンプルに対し、地鉄（鋼材）の腐食を抑制するインヒビターを含有した酸（例えば10%の塩酸に1%のヒピロン（A-6）（スギムラ化学工業株式会社製）を加えた酸）でめっき層を剥離溶解する。剥離溶解後のめっき鋼板の重量変化を測定し、その結果から、付着量を算出する。

[0041] 本実施形態に係る成形品の形状については特に限定しない。すなわち、変形を伴わないホットスタンプで得られた平板であってもよく、ホットスタンプによって成形された成形体であってもよい。しかしながら、平坦な形状の成形体（つまり平板は、わざわざホットスタンプなどの熱間加工を行うことなく容易に得られるため、ホットスタンプ成形品とする必要性はない。このため、本実施形態に係る成形品の形状に関しては、試験目的などの例外を除き、原則として平坦な形状は対象外である。

当業者であれば、公知の方法、例えば、成形体の母鋼材の組織や強度などを分析することにより、ホットスタンプされた成形品であるかを容易に識別可能である。例えば、鋼材の曲げ加工部の硬さと平坦部の硬さの比較分析により、冷間加工により製造された成形品か、または、ホットスタンプにより製造された成形品であるかを、容易に識別可能である。

[0042] 本実施形態に係る成形品の厚さは限定されないが、適用される用途等を考慮し、0.5～3.0mmであることが好ましい。

[0043] [製造方法]

本実施形態に係る成形品は、製造方法に依らず、上記の特徴を有していればその効果は得られるが、Scを含み、めっき層の厚さ方向の断面において、Scを含有する円相当径が5.0 μ m以下の金属間化合物相の面積率が0.1～10.0%であるめっき層を有するめっき鋼板に対し、ホットスタンプ等を行うことで製造できる。

本実施形態に係る成形品の製造条件においては、その素材となるめっき鋼板に特徴があり、ホットスタンプ等の条件については限定されない。ホットスタンプを行う場合、条件については公知の条件でよい。例えば、本実施形態に係るめっき鋼板を850～1000 $^{\circ}$ Cに加熱し、0～600秒保定してから、金型で成形と同時に急冷すればよい。

[0044] 以下、素材となるめっき鋼板について説明する。

本実施形態に係る成形品の素材となるめっき鋼板（本実施形態に係るめっき鋼板という場合がある）は、鋼板と、鋼板の表面に形成されためっき層と前記めっき層の表面には形成された厚みが10nm以上である酸化皮膜とを備え、めっき層の化学組成が、質量%で、Sc：0.000010～4.0%を含有し、必要に応じて、Al、Fe、Siを含有してもよく、さらに、必要に応じて、Mg、Ca、La、Ce、Y、Cr、Ti、Ni、Nb、Cu、Mn、Sr、Sb、Pb、B、Li、Zr、Mo、Ag、Snの1種以上を合計で5.0%以下の範囲でさらに含有し、残部は、Znおよび不純物である。また、本実施形態に係るめっき鋼板は、めっき層の厚さ方向の断面

において、Scを含有する円相当径が5.0 μ m以下の金属間化合物相の面積率が0.1~10.0%である。

[0045] [鋼板]

本実施形態に係るめっき鋼板が備える鋼板（めっき原板）については特に限定されない。適用される製品や要求される強度や板厚等によって決定すればよい。例えば、JIS G3131:2018に記載された熱間圧延軟鋼板やJIS G3141:2021に記載された冷間圧延鋼板を用いることができる。

[0046] [めっき層]

本実施形態に係るめっき鋼板では、鋼板の表面の少なくとも一部にめっき層を備える。めっき層は鋼板の片面に形成されていてもよいし、両面に形成されていてもよい。このめっき層は、ホットスタンプ等を経て、本実施形態に係る成形品のめっき層となる。

[0047] <化学組成>

本実施形態に係るめっき鋼板のめっき層の化学組成について説明する。以下、各元素の含有量に関する%は、質量%を意味する。

[0048] Sc: 0.000010~4.0%

めっき層中のSc含有量が、0.000010%未満では、Znの蒸発を抑制する効果が得られない。そのため、Sc含有量は、0.000010%以上とする。Sc含有量は、好ましくは0.00050%以上であり、より好ましくは0.010%以上である。

一方、Sc含有量が4.0%を超えてもその効果は飽和する上、コストが上昇することになる。そのため、Sc含有量は、4.0%以下とする。また、Sc含有量を0.30%超にしようとする、めっき浴の建浴が困難になる場合があるので、Sc含有量を0.30%以下としてもよい。

[0049] Al: 0~93.0%

Alは、アルミニウム(Al)、亜鉛(Zn)を含むめっき層において、耐食性を向上させるために有効な元素である。また、Alは、合金層(Al

—Fe合金層)の形成に寄与し、めっき密着性の向上に有効な元素でもある。上記効果を十分に得るため、Alを含有させてもよい。上記効果を得る場合、Al含有量を5.0%以上とすることが好ましく、10.0%以上とすることが好ましい。また、Alは、めっき層の表面に強固な酸化皮膜を形成し、Znの蒸発を抑制する効果を有する元素でもある。この効果を得る場合、Al含有量は19.0%以上とすることが好ましい。

一方、Al含有量が93.0%超であると、Zn含有量が過少になり、塗装後耐食性が低下する。そのため、Al含有量を93.0%以下とする。Al含有量は好ましくは、90.0%以下である。

[0050] Fe : 0~15.0%

Feは、製造時にめっき原板からめっき層に拡散することで、めっき層に含まれる場合がある。特に溶融めっきの場合には、最大15.0%まで含有されることがあるが、Fe含有量が15.0%以下であれば、塗装後耐食性への影響は小さい。そのため、Fe含有量を15.0%以下とする。

[0051] Si : 0~20.0%

Siは、鋼板上にめっき層を形成するにあたり、鋼板とめっき層との間に形成される合金層が過剰に厚く形成されることを抑制して、鋼板とめっき層との密着性を高める効果を有する元素である。また、Mgとともに含有される場合には、Mgと化合物を形成して、塗装後耐食性の向上に寄与する元素でもある。そのため、含有させてもよい。

上記効果を得る場合、Si含有量を0.05%以上とすることが好ましい。Si含有量は、より好ましくは1.0%以上である。

一方、Si含有量が20.0%を超えると、SiがScを含む金属間化合物に多量に含まれることで、Scを含む金属間化合物相の融点が上昇する。この場合、めっき鋼板が高温に曝された場合にも、Scを含む金属間化合物が溶融せず、ScがZnに十分に作用しない。その結果、ScによるZn蒸発抑制効果を低下が十分に得られなくなる。そのため、Si含有量を20.0%以下とする。めっき層の加工性の観点で、Si含有量を10.0%以下

としてもよい。

[0052] 本実施形態に係るめっき鋼板のめっき層は、上記の元素以外は、Zn及び不純物であってもよい。しかしながら、各種特性の向上を目的として、または不純物として、Mg、Ca、La、Ce、Y、Cr、Ti、Ni、Co、V、Nb、Cu、Mn、Sr、Sb、Pb、B、Li、Zr、Mo、W、Ag、P、Sn、Bi、Inからなる群から選択される1種以上を含有してもよい。これらの元素は含有しなくてもよいので、下限は0%である。Zn含有量は、7.0%以上である。

これらの元素の好ましい含有量及びその限定理由については、ホットスタンプ成形品で説明したものと同一であるため、省略する。

[0053] 素材となるめっき鋼板の化学組成は、素材となるめっき鋼板の化学組成と、ホットスタンプを行った後のホットスタンプ成形品のめっき層の化学組成との関係を予め調べた上で、ホットスタンプ成形品において得たいめっき層の化学組成となるように、上記の範囲で選択すればよい。

[0054] めっき層の化学組成は、次の方法により測定する。

まず、地鉄（鋼材）の腐食を抑制するインヒビターを含有した酸（例えば10%の塩酸に1%のヒピロン（A-6）（スギムラ化学工業株式会社製）を加えた酸）でめっき層を剥離溶解した酸液を得る。次に、得られた酸液をICP分析で測定することで、めっき層の化学組成を得ることができる。

[0055] <組織>

本実施形態に係るめっき鋼板（素材鋼板）のめっき層は、めっき層の厚さ方向の断面において、Scを含有する円相当径が5.0 μ m以下の金属間化合物相の面積率が0.1~10.0%である。Scを含有する円相当径が5.0 μ m以下の金属間化合物相の面積率は1.0~10.0%であることが好ましい。

円相当径が5.0 μ m以下の金属間化合物相は、周囲の η -Zn相と接触することができ、 α -Al相に固溶されている場合や、円相当径が大きい場合に比べて、より効果的にZnの蒸発の抑制に作用する。Scを含有する円

相当径が $5.0\ \mu\text{m}$ 以下の金属間化合物相の面積率が、 0.1% 以上であれば、上記効果が十分に得られる。 Sc を含有する円相当径が $5.0\ \mu\text{m}$ 以下の金属間化合物相の面積率は、より好ましくは 1.0% 以上である。

一方、 Sc を含有する円相当径が $5.0\ \mu\text{m}$ 以下の金属間化合物相の面積率を 10.0% 超とするには、 4.0% 超の Sc の含有が必要となり、コストが上昇する。そのため、 Sc を含有する円相当径が $5.0\ \mu\text{m}$ 以下の金属間化合物相の面積率を 10.0% 以下とすることが好ましい。対象とする金属間化合物相の円相当径の下限は、限定されないが、測定精度の観点から、 $0.1\ \mu\text{m}$ 以上の金属間化合物相を対象とすることが好ましい。

Sc を含有する円相当径が $5.0\ \mu\text{m}$ 以下の金属間化合物相の面積率は、 Sc 含有量と、後述するめっき後の冷却条件とによって制御することができる。

[0056] めっき層中の断面の、 Sc を含有する円相当径が $5.0\ \mu\text{m}$ 以下の金属間化合物相の面積率は、以下の方法で求めることができる。

めっき層の厚さ方向の断面が観察できるように、5つのサンプルを採取する。これらのサンプルについて、厚さ方向に $100\ \mu\text{m}$ 、厚さ方向と直角方向に $500\ \mu\text{m}$ の矩形の範囲を1視野として、各1視野、合計で5視野について、EDSを用いて1500倍の倍率で、撮影し、マッピング像を得る。このマッピング像の Sc 元素分布像から、画像解析ソフト「ImageJ」の「Analyze」機能を用いて円相当径が $5.0\ \mu\text{m}$ 以下の範囲でかつ Sc が 3.0% 質量%以上である領域の、観察視野に対する面積率をそれぞれ得る。5視野の平均を算出し、 Sc を含有する円相当径が $5.0\ \mu\text{m}$ 以下の金属間化合物相の面積率とする。

[0057] <付着量>

めっき層の片面当たりの付着量は、 $20\sim 160\ \text{g}/\text{m}^2$ が好ましい。

めっき層の付着量が、 $20\ \text{g}/\text{m}^2$ 未満であると、十分な耐食性が得られない可能性がある。一方、付着量が、 $160\ \text{g}/\text{m}^2$ 超であると、めっき層の密着性が低下し、めっきが剥離するおそれがある。

[0058] 付着量は、以下の方法で測定することができる。

めっき鋼板から30mm×30mmのサンプルを採取し、このサンプルに対し、地鉄（鋼材）の腐食を抑制するインヒビターを含有した酸（例えば10%の塩酸に1%のヒピロン（A-6）（スギムラ化学工業株式会社製）を加えた酸）でめっき層を剥離溶解する。剥離溶解後のめっき鋼板の重量変化を測定し、その結果から付着量を算出する。

[0059] [酸化皮膜]

本実施形態に係るめっき鋼板では、めっき層の表面に、酸化皮膜が存在し、その厚みが10nm以上である。酸化皮膜はホットスタンプ時などめっき鋼板が高温となった際にZnの蒸発を抑制することができる。

酸化皮膜の厚みが10nm未満であると、Zn蒸発を抑制することができず、その結果耐赤錆性が低下する。

酸化皮膜の厚みの上限は限定されないが、50nm以下であってもよい。

[0060] 酸化皮膜の厚みは、高周波グロー放電発光分析装置（GDS）を用いた方法で求める。

具体的には、試験片表面をAr雰囲気にし、グロープラズマを発生させた状態で、表面をスパッタリングしながら深さ方向に分析する。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、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。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。スパッタ時間から変換したスパッタ深さを、表面からの深さと定義する。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。

このようにして測定した、最表面からO含有量が5質量%となる位置までの深さを測定する。これを3カ所について行い、O含有量が5質量%となる位置までの深さの3カ所の平均を、酸化皮膜の厚さとする。

[0061] 本実施形態に係るめっき鋼板は、例えば、以下のような、Scを含むめっ

き層を形成する工程（めっき層形成工程）を経ることで製造できる。

[0062] <めっき層形成工程>

めっき層の形成方法は限定されないが、溶融めっき法が例示される。

溶融めっき法であれば、(1)～(111)を含む方法を採用できる。

(1) Scを含む溶融めっき浴に、鋼板（めっき原板）を浸漬し、

(11) 鋼板をめっき浴から引き上げ、ワイピングガス等で付着量を制御し、

(111) 室温まで冷却する。

[0063] (1) めっき浴への浸漬

鋼板を、Scを含有する溶融めっき浴へ浸漬することで、鋼板の表面にめっき層を形成する。めっき浴の化学組成は、例えば、Scを0.000010～4.0%含み、最終的に得たいめっき層の化学組成に応じてさらに、Al、Si、Mg、Ca、La、Ce、Y、Cr、Ti、Ni、Co、V、Nb、Cu、Mn、Sr、Sb、Pb、B、Li、Zr、Mo、W、Ag、P、Sn、Bi、Inを含み、残部がZn及び不純物とすればよい。

めっき浴へ浸漬する前の鋼板は、加熱還元処理を行ってもよい。例えば、めっき浴浸漬前の鋼板を、酸素濃度20ppm以下の炉内においてN₂-5% H₂ガス雰囲気にて800℃でめっき原板の表面を加熱還元処理し、N₂ガスで空冷して浸漬板温度が浴温+20℃に到達した後、めっき浴に浸漬する。めっき浴への浸漬時間は、1～10秒程度が好ましい。

[0064] (11) 引き上げ

(1) でめっき浴に浸漬した後の鋼板を、めっき浴から引き上げ、N₂ガスなどのワイピングガスでめっき付着量を制御する。

[0065] (111) 冷却

めっき層の付着量を制御した鋼板を、室温まで冷却する。浴温～（浴温-50℃）までの平均冷却速度を5℃/秒以下とし、（浴温-50℃）～100℃の平均冷却速度を20℃/秒以上とすることで、Scを含む円相当径が5.0μm以下の金属間化合物の形成が促進される。

浴温～（浴温－50℃）までの平均冷却速度が5℃/秒超であると、Scが α -Al相中に固溶した状態となる。 α -Al相中に固溶したScは、金属間化合物相として晶出しない。そのため、Scを α -Al相中に固溶させないように、浴温～（浴温－50℃）までの平均冷却速度を5℃/秒以下とする。好ましくは3℃/秒以下である。

その後、浴温～（浴温－50℃）までの冷却の際に、 α -Al相に固溶しなかったScはZn主体の液相へ濃化しており、（浴温－50℃）～100℃の平均冷却速度を20℃/秒以上で冷却することで、微細な金属間化合物相として晶出する。（浴温－50℃）～100℃の平均冷却速度が20℃/秒未満であると、粗大な金属間化合物が晶出し、円相当径が5.0 μ m以下のSc含有金属間化合物の個数密度が低下する。上記平均冷却速度は、好ましくは30℃/秒以上である。

[0066] 従来、めっき鋼板に対しては、パターン部を形成するために表面に酸性溶液を付着させる技術も提案されている。メカニズムとしては、不明だが本実施形態に係るめっき鋼板では、酸性溶液を塗布すると、表面の酸化皮膜が溶解し、Zn蒸発を防げなくなるので、酸性溶液は付着させない。酸性溶液を付着させなければ、めっき層の表面の酸化皮膜の厚さが10nm以上となる。その結果、ホットスタンプ工程においてZn蒸発が抑制され、耐赤錆性が向上する。

実施例

[0067] 以下に本発明の実施例を示す。以下に示す実施例は本発明の一例であり、本発明は以下に説明する実施例に制限されるものではない。

[0068] めっき原板として、C：0.2質量%、Mn：1.3質量%を含む、板厚が1.6mmの鋼板を用いた。めっき浴として、Scを0.00001～4.0質量%含み、必要に応じてさらに、Al、Si、Mg、Ca、La、Ce、Y、Cr、Ti、Ni、Co、V、Nb、Cu、Mn、Sr、Sb、Pb、B、Li、Zr、Mo、W、Ag、P、Sn、Bi、Inを含み、残部がZn及び不純物であるめっき浴を建浴した。

めっき原板を200mm×100mmのサイズに切断した後、バッチ式の溶融めっき試験装置でめっきを施した。

めっき層の形成に際しては、めっき浴浸漬前のめっき原板を、酸素濃度20ppm以下の炉内において $N_2-5\%H_2$ ガス雰囲気にて800℃でめっき原板の表面を加熱還元処理し、 N_2 ガスで空冷して浸漬板温度が浴温+20℃に到達した後、400～700℃の浴温のめっき浴に約3秒浸漬した。

めっき浴浸漬後、引上速度20～200mm/秒で引上げた。引き抜き時、 N_2 ワイピングガスでめっき付着量を制御した。

めっき浴から鋼板を引き抜いた後、めっき浴温から室温まで表1の条件で冷却した。これにより、No. 1～No. 35のめっき鋼板を製造した。

各工程において、板温はめっき原板の中心部にスポット溶接した熱電対を用いて測定した。

[0069] めっき鋼板から上記の要領で、円相当径が5.0μm以下のSc含有金属間化合物相の面積率を求めた。結果を表1に示す。

[0070] また、得られためっき鋼板から180mm×50mmのブランクを採取し、このブランクに対し、ホットスタンプ加工として、加熱し、一定時間保持した後、金型によってハット成形を行うと同時に急冷を行ってホットスタンプ成形品を得た。条件は以下の3種類とした。

条件A：めっき鋼板を900℃の炉内に装入し、めっき鋼板の温度が炉内温度-10℃に到達後、炉内で100秒保持してから、炉から取り出し、室温程度の温度にあるハット成形金型を用いてハット成形及び金型急冷

条件B：めっき鋼板を900℃の炉内に装入し、めっき鋼板の温度が炉内温度-10℃に到達後、炉内で240秒保持してから、炉から取り出し、室温程度の温度にあるハット成形金型を用いてハット成形及び金型急冷

条件C：めっき鋼板を高周波誘導加熱あるいは通電加熱によって、900℃まで平均昇温速度80℃/秒で昇温した後、加熱を止め、室温程度の温度にあるハット成形金型を用いてハット成形及び金型急冷

ハット成形後のホットスタンプ成形品の形状は、図1に示す通りであった

。

後述のめっき層の化学組成と化学組成分析と断面組織観察には図中の底部（点線で囲まれた部分）から採取したサンプルを使用した。

[0071] ホットスタンプ成形品のめっき層の化学組成を以下の方法で測定した。

ハット型のホットスタンプ成形品の底部から30mm×30mmのサイズのサンプルを採取し、このサンプルを、ヒビロン（A-6）を1%添加した10%HC1水溶液に浸漬してめっき層を酸洗剥離した後、水溶液中に溶出した元素をICP分析することで、めっき層の化学組成を測定した。めっき層の化学組成は表2に示す通りであった。

また、ハット型のホットスタンプ成形品の底部から別の30×30mmのサンプルを採取し、めっき層に η -Zn相ならびにFe₄Al₁₃相が存在するか否か、上述の要領でめっき層の表面にX線を照射して評価した。

また、めっき層の付着量を、上述の要領で求めた。

また、ホットスタンプ成形品のめっき層の断面における、質量%で、Scを3~40%、Znを3~50%、Feを3~50%、Alを0~50%、Siを0~30%含有する金属間化合物相の面積率を、上述の要領で求めた。

。

結果を表2、表3に示す。なお、表2の中のA値は、Mg、Ca、La、Ce、Y、Cr、Ti、Ni、Co、V、Nb、Cu、Mn、Sr、Sb、Pb、B、Li、Zr、Mo、W、Ag、P、Sn、Bi、Inの含有量の合計である。

[0072] また、得られたホットスタンプ成形品について、塗装後耐食性の評価を行った。塗装後耐食性として、本実施例では、地鉄浸食深さと、塗膜膨れ幅とを評価した。

具体的には、ホットスタンプ成形品の底部から80×50mmのサイズのサンプルを採取し、このサンプルに、りん酸Zn処理をSD5350システム（日本ペイント・インダストリアルコーティングス社製規格）に従い実施した。その後、電着塗装（PN110パワーニクスグレー：日本ペイント・イン

ダストリアルコーティングス社製規格)を、厚みが20 μ mとなるように実施して、焼き付け温度を150℃として、20分で焼き付けを行った。その後、サンプル中央に地鉄へ到達するカットを導入し、JIS H 8502:1999の8.1 中性塩水噴霧サイクル試験方法に準じた複合サイクル腐食試験に供して、カット部からの地鉄浸食深さと塗膜膨れ幅を測定した。

[0073] 地鉄浸食深さは240サイクル時点でサンプルを取り出し、電着塗膜とめっき層を剥離した後、レーザー変位計を用いて測定した。

[0074] 塗装後耐食性の評価として、地鉄浸食深さが、0.3mm未満の場合は、「AAA」、0.3~0.6mm未満の場合は「AA」、0.6~1.0mmの場合は「A」、1.0mm超の場合を「B」とした。

また、塗膜膨れ幅は、120サイクル時点で、カット部からの塗膜膨れ幅が、0.3mm未満の場合は、「AAA」、0.3~0.6mm未満の場合は「AA」、0.6~1.0mmの場合は「A」、1.0mm超の場合は、「B」とした。

結果を表3に示す。

[0075]

[表1]

No	素材鋼板			
	めっき層形成条件		めっき層	
	冷却条件		付着量	円相当径5.0 μ m以下のSc含有金属間化合物相
	浴温～(浴温-50 $^{\circ}$ C) 平均冷却速度 ($^{\circ}$ C/秒)	(浴温-50 $^{\circ}$ C)～100 $^{\circ}$ C 平均冷却速度 ($^{\circ}$ C/秒)	(g/m ²)	(面積%)
1	5	20	60	0.1
2	5	20	45	0.1
3	5	20	62	0.1
4	5	20	59	0.1
5	5	20	62	0.1
6	5	20	67	0.0
7	5	20	47	0.0
8	5	20	51	0.1
9	10	10	51	0.0
10	5	20	83	0.1
11	5	20	33	0.1
12	5	20	70	0.1
13	5	20	145	0.3
14	5	10	145	0.0
15	5	20	59	0.2
16	5	20	70	0.3
17	5	20	70	0.4
18	5	20	41	0.4
19	5	20	63	1.1
20	5	20	41	1.2
21	5	20	80	1.1
22	5	20	22	1.2
23	5	20	67	0.9
24	5	20	77	2.1
25	5	20	82	2.3
26	5	20	41	2.2
27	5	20	40	2.2
28	10	20	60	0.0
29	5	20	60	2.1
30	5	20	78	2.5
31	5	20	71	0.0
32	5	20	71	4.2
33	5	20	67	5.3
34	5	20	60	4.5
35	5	20	62	6.5

[0076]

[表2]

No	ホット スタンプ 条件	成形品									
		めっき層									
		平均組成 (mass%)					残部: 不純物				
		Zn	Fe	Al	Si	Sc	他				A値
元素 1	(mass%)						元素 2	(mass%)			
1	A	1.0	15.0	84.0	0.0	0.000010					
2	A	5.0	95.0	0.0	0.0	0.000010	Ni	0.0004			0.0004
3	A	37.0	43.0	20.0	0.0	0.000010	Y	0.0002	In	0.001	0.0012
4	B	10.0	40.0	50.0	0.0	0.000010	Nb	0.001			0.001
5	B	5.0	25.0	70.0	0.0	0.000010	Zr	0.001			0.001
6	C	70.0	25.0	5.0	0.0	0.000000					
7	A	5.0	95.0	0.0	0.0	0.000000					
8	A	19.0	80.0	0.0	1.0	0.00010	Mg	0.001			0.001
9	A	19.0	80.0	0.0	1.0	0.00010					
10	A	39.0	26.0	21.0	14.0	0.00010					
11	B	9.9	41.0	46.0	3.0	0.00010	Cu	0.004	Cr	0.06	0.064
12	B	7.9	15.1	75.0	2.0	0.00010					
13	A	84.0	16.0	0.0	0.0	0.00050					
14	A	84.0	16.0	0.0	0.0	0.00050					
15	B	28.0	25.0	41.0	6.0	0.00050	Mo	0.001	Mo	0.002	0.003
16	B	17.0	17.0	66.0	0.0	0.00050	Mn	0.03			0.03
17	B	14.0	16.0	70.0	0.0	0.00050	Ca	0.006			0.006
18	A	4.0	96.0	0.0	0.0	0.00050					
19	A	40.0	18.0	22.0	20.0	0.010	Sn	0.02			0.02
20	B	22.0	23.0	51.0	4.0	0.010	Co	0.001			0.001
21	B	18.0	16.0	66.0	0.0	0.010	Ag	0.001	Pb	0.004	0.005
22	B	7.0	22.0	71.0	0.0	0.010					
23	A	7.0	38.0	33.0	22.0	0.010					
24	A	61.9	21.0	0.0	17.0	0.10	Ti	0.008			0.008
25	A	38.9	25.0	25.0	11.0	0.10					
26	B	16.9	40.0	43.0	0.0	0.10	Bi	0.004	P	0.001	0.005
27	C	26.9	30.0	43.0	0.0	0.10	Bi	0.004	P	0.001	0.005
28	B	16.9	40.0	43.0	0.0	0.10					
29	B	16.9	24.0	59.0	0.0	0.10	B	0.009			0.009
30	B	9.9	20.0	70.0	0.0	0.10	Sr	0.01			0.01
31	A	7.0	30.0	63.0	0.0	0.000002					
32	A	62.7	20.0	5.0	12.0	0.30	Ce	0.005			0.005
33	B	27.7	26.0	40.0	6.0	0.30	Li	0.01	Ti	0.04	0.05
34	B	9.7	25.0	65.0	0.0	0.30	La	0.003	W	0.002	0.005
35	B	8.7	21.0	70.0	0.0	0.30					

[0077]

[表3]

No	成形品						区分
	めっき層				塗装後耐食性		
	付着量	Sc含有金属間化合物相	η -Zn相の有無	Fe_4Al_{13} 相の有無			
	(g/m ²)	(面積%)			地鉄浸食深さ	塗膜膨れ幅	
1	64	<0.1	×	×	B	B	比較例
2	81	<0.1	○	×	A	A	発明例
3	83	<0.1	○	×	A	A	発明例
4	79	<0.1	○	○	A	A	発明例
5	74	<0.1	○	○	A	A	発明例
6	80	<0.1	×	×	B	B	比較例
7	88	<0.1	×	×	B	B	比較例
8	87	<0.1	○	×	A	A	発明例
9	87	<0.1	×	×	B	B	比較例
10	99	<0.1	○	×	A	A	発明例
11	44	<0.1	○	○	A	A	発明例
12	77	<0.1	○	○	A	A	発明例
13	160	0.2	○	×	AA	A	発明例
14	160	<0.1	×	×	B	B	比較例
15	70	0.2	○	○	AA	AA	発明例
16	78	0.2	○	○	AA	AA	発明例
17	77	<0.1	○	○	A	AA	発明例
18	74	<0.1	×	×	B	B	比較例
19	71	1.0	○	×	AAA	A	発明例
20	48	0.8	○	○	AAA	AAA	発明例
21	88	0.9	○	○	AAA	AAA	発明例
22	25	<0.1	○	○	A	AAA	発明例
23	88	<0.1	×	×	B	B	比較例
24	89	1.9	○	×	AAA	A	発明例
25	98	2.1	○	×	AAA	A	発明例
26	55	2.0	○	○	AAA	AAA	発明例
27	50	2.3	○	○	AAA	AAA	発明例
28	80	<0.1	×	×	B	B	比較例
29	70	1.9	○	○	AAA	AAA	発明例
30	89	<0.1	○	○	A	AAA	発明例
31	88	<0.1	×	×	B	B	比較例
32	81	3.8	○	×	AAA	A	発明例
33	80	4.8	○	○	AAA	AAA	発明例
34	70	<0.1	○	○	A	AAA	発明例
35	71	<0.1	○	○	A	AAA	発明例

[0078] 表1～表3に示されるように、めっき層において、Scを含む各元素の含有量が所定の範囲にある発明例であるNo. 2～5、8、10～13、15

～17、19～22、24～27、29、30、32～35では、塗装後耐食性に優れる。さらに、Sc含有量が高いほど、塗装後耐食性により優れる。また、めっき層が、Zn含有量が多い場合、特に地鉄浸食深さが小さくなっている。また、めっき層のAl含有量が多く、めっき層上に Fe_4Al_{13} 相が存在する場合、特に塗膜膨れ幅が小さくなっている。

また、これらについては、ホットスタンプ成形体の曲げ部において、LME割れは抑制された。

[0079] 一方、比較例であるNo. 1、6、7、9、14、18、23、28、31では、塗装後耐食性が劣っていた。

No. 1では、めっき層のAl含有量が過剰であり、Zn含有量が低く、十分な η -Zn相が形成されなかったため、塗装後耐食性が低下した。

No. 6、No. 7、No. 31では、めっき層にScが含まれない、または含有量が過少であったことで、十分な η -Zn相が形成されなかったため、塗装後耐食性が低下した。

No. 18では、めっき層のFe含有量が過剰であり、Zn含有量が低くなったことで、十分な η -Zn相が形成されなかったため、塗装後耐食性が低下した。

No. 23では、Si含有量が高く、Scの効果は十分得られなかったことで、十分な η -Zn相が形成されなかったため、塗装後耐食性が低下した。

No. 9、No. 14、No. 28では、素材となるめっき鋼板において、円相当径 $5.0\mu m$ 以下のScを含有する金属間化合物相が十分に形成されていなかったため、十分な η -Zn相が形成されなかった。その結果、塗装後耐食性が低下した。

産業上の利用可能性

[0080] 本発明によれば、塗装後耐食性に優れるホットスタンプ成形品を提供することができる。このホットスタンプ成形品は自動車部品等への適用が可能であり、産業上の利用可能性が高い。

請求の範囲

[請求項1] 母鋼材と、
前記母鋼材の表面に形成されためっき層と、
を有し、
前記めっき層の化学組成が、質量%で、
S c : 0 . 0 0 0 0 1 0 ~ 3 . 0 %、
F e : 1 5 . 0 % 超、9 5 . 0 % 以下、
A l : 0 ~ 8 0 . 0 %、
S i : 0 ~ 2 0 . 0 %、
M g : 0 ~ 3 . 0 %、
C a : 0 ~ 3 . 0 %、
L a : 0 ~ 0 . 5 %、
C e : 0 ~ 0 . 5 %、
Y : 0 ~ 0 . 5 %、
C r : 0 ~ 1 . 0 %、
T i : 0 ~ 1 . 0 %、
N i : 0 ~ 1 . 0 %、
C o : 0 ~ 0 . 2 5 %、
V : 0 ~ 0 . 2 5 %、
N b : 0 ~ 1 . 0 %、
C u : 0 ~ 1 . 0 %、
M n : 0 ~ 1 . 0 %、
S r : 0 ~ 0 . 5 %、
S b : 0 ~ 0 . 5 %、
P b : 0 ~ 0 . 5 %、
B : 0 ~ 0 . 5 %、
L i : 0 ~ 1 . 0 %、
Z r : 0 ~ 1 . 0 %、

Mo : 0 ~ 1.0 %、

W : 0 ~ 0.5 %、

Ag : 0 ~ 1.0 %、

P : 0 ~ 0.5 %、

Sn : 0 ~ 1.0 %、

Bi : 0 ~ 1.0 %、

In : 0 ~ 1.0 %、及び

残部 : 5.0 %以上のZn、および不純物、

であり、

Mg、Ca、La、Ce、Y、Cr、Ti、Ni、Co、V、Nb、Cu、Mn、Sr、Sb、Pb、B、Li、Zr、Mo、W、Ag、P、Sn、Bi、及びInの含有量の合計が0 ~ 5.0 %であり、前記めっき層の表面付近に、 η -Zn相が存在する、ことを特徴とするホットスタンプ成形品。

[請求項2]

前記めっき層の前記化学組成が、質量%で、

Zn : 15.0 %以上、及びSc : 0.00050 ~ 0.30 %を含有し、

前記めっき層の断面において、質量%で、Scを3 ~ 40 %、Znを3 ~ 50 %、Feを3 ~ 50 %、Alを0 ~ 50 %、Siを0 ~ 30 %含有する金属間化合物相の面積率が0.1 %以上である、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品。

[請求項3]

前記めっき層の前記化学組成が、質量%で、

Zn : 15.0 %以上、及びSc : 0.010 ~ 0.30 %を含有する、

ことを特徴とする請求項2に記載のホットスタンプ成形品。

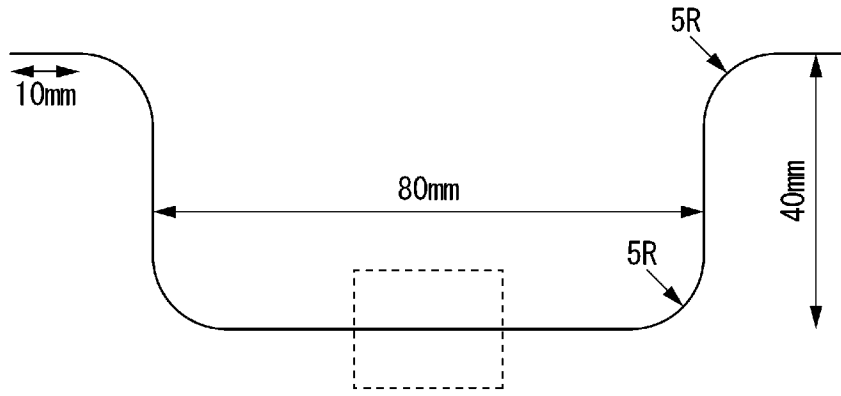
[請求項4]

前記めっき層の前記化学組成が、質量%で、Al : 30.0 ~ 80.0 %を含有し、

前記めっき層の表面付近に Fe_4Al_{13} 相が存在する、

ことを特徴とする請求項 1～3 のいずれか一項に記載のホットスタン
プ成形品。

[図1]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2022/044888

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER		
<p><i>C23C 2/06</i>(2006.01)i; <i>C21D 1/18</i>(2006.01)i; <i>C21D 9/00</i>(2006.01)i; <i>C22C 18/00</i>(2006.01)i; <i>C22C 21/02</i>(2006.01)i; <i>C22C 38/00</i>(2006.01)i; <i>C22C 38/04</i>(2006.01)i FI: C23C2/06; C22C38/00 301Z; C22C38/00 301T; C22C18/00; C22C21/02; C22C38/04; C21D1/18 C; C21D9/00 A</p> <p>According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC</p>		
B. FIELDS SEARCHED		
Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) C23C2/06; C21D1/18; C21D9/00; C22C18/00; C22C21/02; C22C38/00; C22C38/04		
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 2020/111230 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 04 June 2020 (2020-06-04) paragraphs [0009]-[0012], [0019], table 2A	1-4
A	WO 2021/106178 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 03 June 2021 (2021-06-03) paragraphs [0013]-[0021], [0063]-[0091]	1-4
A	WO 2018/221738 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORP) 06 December 2018 (2018-12-06) paragraphs [0011]-[0014]	1-4
<input type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input checked="" type="checkbox"/> See patent family annex.		
<p>* Special categories of cited documents:</p> <p>“A” document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance</p> <p>“E” earlier application or patent but published on or after the international filing date</p> <p>“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)</p> <p>“O” document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means</p> <p>“P” document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“&” document member of the same patent family</p>		
Date of the actual completion of the international search 15 February 2023		Date of mailing of the international search report 28 February 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/JP2022/044888

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
WO	2020/111230	A1	04 June 2020	US 2022/0025498 A1 paragraphs [0016]-[0027], [0038]-[0047], table 2A	
				EP 3889310 A1	
				KR 10-2021-0080521 A	
				CN 113166908 A	
<hr/>					
WO	2021/106178	A1	03 June 2021	EP 4067528 A1 paragraphs [0013]-[0020], [0069]-[0097]	
				KR 10-2022-0078691 A	
				CN 114729438 A	
				JP 6806289 B1	
<hr/>					
WO	2018/221738	A1	06 December 2018	US 2020/0189233 A1 paragraphs [0017]-[0028]	
				KR 10-2020-0013685 A	
				CA 3064848 A	
				BR 112019025231 A	
				MX 2019014245 A	
				RU 2019142469 A	
				TW 201903166 A	
<hr/>					

<p>A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） C23C 2/06(2006.01)i; C21D 1/18(2006.01)i; C21D 9/00(2006.01)i; C22C 18/00(2006.01)i; C22C 21/02(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/04(2006.01)i FI: C23C2/06; C22C38/00 301Z; C22C38/00 301T; C22C18/00; C22C21/02; C22C38/04; C21D1/18 C; C21D9/00 A</p>										
<p>B. 調査を行った分野</p>										
<p>調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC）） C23C2/06; C21D1/18; C21D9/00; C22C18/00; C22C21/02; C22C38/00; C22C38/04</p>										
<p>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</p> <table border="0"> <tr> <td>日本国実用新案公報</td> <td>1922 - 1996年</td> </tr> <tr> <td>日本国公開実用新案公報</td> <td>1971 - 2023年</td> </tr> <tr> <td>日本国実用新案登録公報</td> <td>1996 - 2023年</td> </tr> <tr> <td>日本国登録実用新案公報</td> <td>1994 - 2023年</td> </tr> </table>			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
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									
<p>国際調査で利用した電子データベース（データベースの名称、調査に利用した用語）</p>										
<p>C. 関連すると認められる文献</p>										
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 2020/111230 A1（日本製鉄株式会社）04.06.2020（2020 - 06 - 04） [0009] - [0012]、[0019]、表2A	1-4								
A	WO 2021/106178 A1（日本製鉄株式会社）03.06.2021（2021 - 06 - 03） [0013] - [0021]、[0063] - [0091]	1-4								
A	WO 2018/221738 A1（新日鐵住金株式会社）06.12.2018（2018 - 12 - 06） [0011] - [0014]	1-4								
<p><input type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input checked="" type="checkbox"/> パテントファミリーに関する別紙を参照。</p>										
<p>* 引用文献のカテゴリー “A” 特に関連のある文献ではなく、一般的な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</p>										
国際調査を完了した日	15.02.2023	国際調査報告の発送日 28.02.2023								
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） 池ノ谷 秀行 4E 4142 電話番号 03-3581-1101 内線 3425									

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/JP2022/044888

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
WO	2020/111230	A1	04.06.2020	US	2022/0025498	A1	
					[0016]-[0027], [0038]- [0047], TABLE 2A		
				EP	3889310	A1	
				KR	10-2021-0080521	A	
				CN	113166908	A	

WO	2021/106178	A1	03.06.2021	EP	4067528	A1	
					[0013]-[0020], [0069]- [0097]		
				KR	10-2022-0078691	A	
				CN	114729438	A	
				JP	6806289	B1	

WO	2018/221738	A1	06.12.2018	US	2020/0189233	A1	
					[0017]-[0028]		
				KR	10-2020-0013685	A	
				CA	3064848	A	
				BR	112019025231	A	
				MX	2019014245	A	
				RU	2019142469	A	
				TW	201903166	A	
